

2 (87) '2017

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

OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»

Association of Foundrymen and Metallurgists

Public corporation «BELNIILIT»

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 OJSC «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 RB, Dr. of Engineering Sciences, Professor

EDITORIAL COUNCIL

Khrustalev B.

Anel'kin N.

Melnikov A.

Saykov M.

Karas A.

Nikolaichik Yu.

Samonchik V.

ESTABLISHER OF THE JOURNAL

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

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.

CONTENTS

Subscription 75034

FOUNDRY

- Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Baranov K. N., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus
Vertical centrifugal casting of a hypereutectic silumin with cooling of the mold and casting 5
- Tkachenko S. S., Krivitsky V. S., Yemelyanov V. O., Martynov K. V., Branch PAX TM «Cast House», Association of founders of St. Petersburg and the Leningrad region (LenAl)
Possibility of application of sodium silicate in moulding and core sand mixtures in art casting 12
- Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Gutev A. P., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus
Manufacture and use of silumin with globular silicon 15
- Kalinin A. V., Dudnikov A. S., Kashenkova A. V., Dnepropetrovsky National University named after O. Gonchar
The study of crystallographic parameters of nanodisperse modifiers 20
- Komarov O. S., Nemenenok B. M., Komarova T. D., Belarusian National Technical University
Method of measurement of strength of core casting paint at high temperatures. 24
- Pivovarchyk A. A., Povidajko D. V., Yanka Kupala State University of Grodno
Protectors for proofing of iron-carbon-alloys from corrosive effect 27
- Rafalski I. V., Nemenenok B. M., Belarusian National Technical University
Physico-chemical interactions between components of the Al/SiO₂ system in metallurgical synthetic processes of casting particulate reinforced aluminum alloys . 31
- Sandomirskii S. G., Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus
Assessment of ranges of possible change of temporary resistance of cast iron with lamellar and flaked graphite on their hardness 40

METALLURGY

- Korovin V. S., Shashkov A. N., Kom O. I., Scheglov A. G., Avdeev S. V., Gerasimov Yu. L., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Bobarikin Yu. L., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj
Improvement of calibration of cone-shaped rolls of the piercing mill of the pipe-rolling shop 46
- Akushko D. V., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»
OLAP technology as decision-making support tool 51
- Borisenko E. V., Buyanova I. V., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»
Carrying out of Measurement System Analysis (MSA) on OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» 54

SCIENCE OF MATERIALS

- Rudenko S. P., Valko A. L., Chichin A. N., Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus
The factors influencing quality of structure of workpieces processed on the vacuum line «Modultherm 7/1» 58
- Sidorenko M. I., Isaevich L. A., Ivanickij D. M., Belarusian National Technical University
Intensification of the process of separation of the bar assortment by cross-screw rolling. . 65
- Andrushevich A. A., Belarusian State Agrarian Technical University, Usherenko S. M., Belarusian National Technical University
Corrosion resistance of dynamic loaded cast alloy AS12 70
- Ivanou I. A., Belarusian National Technical University, Valeysky D. V., Kasinski M. K., OJSC «Optical Machine-Tool building and vacuum plants»
The stochastic approaches of processes' design in vacuum-plasma formation of nanostructured coatings 76
- Rudnitsky V. A., Kren A. P., Lantsman G. A., Institute of applied physics of National Academy of Sciences of Belarus
Evaluation of metallic materials plasticity by dynamic indentation method 81
- A. V. Alifanov¹, D. A. Tsionenko², A. M. Miliukova¹, A. I. Harchanin¹, V. V. Maleronak³
¹Physics Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, ²Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, ³Baranovich State University
Special features of magnetic pulse hardening processing of steel cylindrical products of variable cross-section 88

2 (87) '2017

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 «БЕЛНИИПИТ»

ОАО «ГОМЕЛЬСКИЙ ЛИТЕЙНЫЙ ЗАВОД «ЦЕНТРОЛИТ»

ГНУ «Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси»

ОАО «Минский тракторный завод»

ОАО «Могилевский металлургический завод»

ОАО «Речицкий метизный завод»

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

Хрусталева Б. М.
Анелин Н. И.
Мельников А. П.
Сайков М. А.
Карась А. Н.
Николайчик Ю. А.
Самончик В. Г.

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 Госпремий БССР

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

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

- Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Баранов К. Н., ГНУ ИТМ НАН Беларуси
Вертикальное центробежное литье заэвтектического силумина при охлаждении литейной формы и отливки 5
- Ткаченко С. С., Кривичкий В. С., Емельянов В. О., Мартынов К. В., Филлал РАХ ТМ «Литейный двор», Ассоциация литейщиков Санкт-Петербурга и Ленинградской области
Возможность применения жидкостекольных формовочных и стержневых смесей в художественном литье. 12
- Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Гутев А. П., ГНУ ИТМ НАН Беларуси
Производство и применение силумина с глобулярным кремнием. 15
- Калинин А. В., Дудников А. С., Кашенкова А. В., Днепротровский национальный университет им. Олеса Гончара
Изучение кристаллографических параметров нанодисперсных модификаторов 20
- Комаров О. С., Немененок Б. М., Комарова Т. Д., БНТУ
Методика измерения прочности стержневых литейных красок при высоких температурах 24
- Пивоварчик А. А., Повидайко Д. В., Гродненский государственный университет им. Я. Купалы
Протекторы для защиты железоуглеродистых сплавов от коррозионного воздействия 27
- Рафальский И. В., Немененок Б. М., БНТУ
Физико-химическое взаимодействие компонентов системы Al/SiO₂ в металлургических процессах синтеза литейных дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов 31
- Сандомирский С. Г., ГНУ ОИМ НАН Беларуси
Оценка диапазонов возможного изменения временного сопротивления чугунов с пластинчатым и хлопьевидным графитом по их твердости. 40

МЕТАЛЛУРГИЯ

- Коровин В. С., Шашков А. Н., Ком О. И., Щеглов А. Г., Авдеев С. В., Герасимов Ю. Л., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Бобарикин Ю. Л., УО ГГТУ им. П. О. Сухого
Совершенствование калибровки грибовидных валков прошивного стана трубопрокатного цеха 46
- Акушко Д. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
OLAP-технологии как инструмент поддержки принятия решений 51
- Борисенко Е. В., Буянова И. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
Проведение анализа измерительных систем (MSA) на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» 54

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Руденко С. П., Валько А. Л., Чичин А. Н., ГНУ ОИМ НАН Беларуси
Факторы, влияющие на качество структуры деталей, обрабатываемых на вакуумной линии «MODULTHERM 7/1» 58
- Сидоренко М. И., Исаевич Л. А., Иваницкий Д. М., БНТУ
Интенсификация процесса разделения пруткового сортамента поперечно-винтовой прокаткой. 65
- Андрушевич А. А., БГАТУ, Ушеренко С. М., БНТУ
Коррозионная стойкость динамически нагруженного литейного сплава АК12 .. 70
- Иванов И. А., БНТУ, Валейский Д. В., Касинский Н. К., ОАО «Оптическое станкостроение и вакуумная техника»
Стохастические подходы к проектированию процессов вакуумно-плазменного формирования наноструктурных покрытий 76
- Рудничкий В. А., Крень А. П., Ланцман Г. А., ГНУ ИПФ НАН Беларуси
Оценка пластичности металлических материалов методом динамического индентирования 81
- Алифанов А. В., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Ционенко Д. А., БГУИР, Милюкова А. М., Горчанин А. И., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Малеронков В. В., Барановичский государственный университет
Особенности магнитно-импульсной упрочняющей обработки стальных цилиндрических изделий переменного сечения 88.

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)
Анелкин Н. И. (зам. гл. редактора по металлургии) (Беларусь)
Бевза В. Ф., канд. техн. наук (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)
Крамер О. М. (Германия)
Ловшенко Г. Ф., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Ли Джон-Хун, проф. (Республика Корея)
Маяускас Э. П., д-р наук (Литва)
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)
Нофал А. проф. (Египет)
Пантелеенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Перетягина Е. А. (Беларусь)
Син Кван Сон, проф. (Республика Корея)
Стеценко В. Ю., канд. техн. наук (Беларусь)
Чичко А. Н., д-р физ.-мат. наук, проф. (Беларусь)
Чой Ки-Йонг, проф. (Республика Корея)
Чой Чжон Кил, проф. (Республика Корея)

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В. (редактор)
Волянец 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 9.06.2017.
Выход в свет 30.06.2017.
Формат 60x84%.
Цена свободная

Бумага офсетная
Печать цифровая
Усл. печ. л. 00,0
Уч.-изд. л. 00,00
Тираж 150 экз.
Заказ 000000

Отпечатано в БНТУ
Лицензия ЛП № 02330/74 от 03.03.2014.
220013, г. Минск, пр-т Независимости, 65

© Белорусский национальный технический университет, 2017

Федулов В. Н., БНТУ

Оптимизация температурного режима закалки для повышения теплостойкости инструментальной стали 4X5MФ1С в различных заготовках. Часть 1. Влияние температуры нагрева 1040 °С при закалке в масле и отпуска на твердость и структуру поковок и отливок из стали 4X5MФ1С 97

НОВОСТИ

Витязь П. А., Толстой А. В., ГНУ ОИМ НАН Беларуси, Венгура А. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
О деятельности межведомственной рабочей группы по вопросу внедрения на машиностроительных предприятиях Республики Беларусь производства комплекующих с использованием проката ОАО «БМЗ» 104

Сорокин В. К., Акимов Т. И., Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева
Опыт развития вузовской науки в регионе 109

Ровин С. Л., УП «Технолит», Ровин Л. Е., Жаранов В. А., Мазуров В. С., Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого
Движение и смешивание дисперсных материалов в ротационных печах 117

Ровин С. Л., УП «Технолит», Новак Л. М., Фатеев А. В., Унитарное предприятие «Цветмет»
Рециклинг лома и отходов меди и медных сплавов в Беларуси 128

Николайчик Ю. А., БНТУ, Соболев В. Е., А.ЛиМ
Анализ экспортных поставок отдельных видов продукции литейной и металлургической промышленности из Беларуси, России и Украины в страны Европейского Союза 131

Приказом ВАК от 04.07.2015 г. № 101 журнал «Литье и металлургия» включен в Перечень научных изданий Республики Беларусь. С февраля 2016 г. журнал принят во Всемирную информационную электронную сеть «Директория журналов открытого доступа» (DOAJ). В мае 2016 г. выдан сертификат качества, который является рекомендацией к подаче заявки в базу данных SCOPUS.

EDITORIAL BOARD

- Marukovich E. (editor in chief), Academician of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Ivanitsky N., (Deputy Editor for foundry), Candidate of Technical Sciences (Belarus)
 Anel'kin N. (Deputy Editor for metallurgy) (Belarus)
 Bevza V., Candidate of Technical Sciences (Belarus)
 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)
 Kramer O. M. (Germany)
 Lovshenko G., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Lee Jong-Hoon, Professor (Korea)
 Mayauskas E., Dr. of Technical Sciences (Lithuania)
 Nofal A., Professor (Egypt)
 Neideck V., Academician of NAS of Ukraine, Dr. of Technical Sciences, Professor (Ukraine)
 Nemenenok B., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Nikolaichik Yu., Candidate of Technical Sciences (Belarus)
 Panteleenko F., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Peretyagina E. (Belarus)
 Shin Kwang Seon, Professor (Korea)
 Stetsenko V., Candidate of Technical Sciences (Belarus)
 Chichko A., Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor (Belarus)
 Choi Ki Yong, Professor (Korea)
 Choi Jeong Kil, Professor (Korea)

EDITORIAL STAFF

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

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

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

Offset paper
 Digital printing
 Base print pages 00,0
 Account. publ. pages 00,00
 Circulation 150 copies
 Order 000000

Printed in BNTU
 Permit LP No 02330/74 dated 03.03.2014
 65, Nezavisimosti ave., Minsk, 220013

Fedulov V. N., Belarusian National Technical University

Optimization of temperature hardening for improving the heat resistance of tool steel 4X5MΦ1C in various workpieces. Part 1. Influence of heating temperature 1040 °C in the oil hardening and hardening on the hardness and structure of forgings and castings made of steel 4X5MΦ1C 97

NEWS

Vityaz P. A., Tolstoy A. V., Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus, Vengura A. V., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»

Performance of the interagency working group on introduction of at the belarus' machine-building enterprises roll products manufactured at OJSC BSW 104

Sorokin V. K., Akimova T. I., Nizhny Novgorod State Technical University named after R. E. Alexeev

Development experience of university science in the province 109

Rovin S. L., Technolit Co, Rovin L. E., Zharanov V. A., Mazurov V. S., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj

The movement and mixing of dispersed materials in rotary furnaces. 117

Rovin S. L., Technolit Co, Novak L. M., Fateev A. V., Tsvetmet Co

Recycling of scrap and waste of copper and copper alloys in Belarus 128

Nikolaychik Yu. A., Belarusian National Technical University, Sobolev V. E., Association of Foundrymen and Metallurgists of Republic of Belarus

The analysis of the Export of Selected items of foundry and metallurgical products from Belarus, Russia and Ukraine to the European Union 131

The Journal «Foundry Production and Metallurgy» is included in the List of scientific publications of the Republic of Belarus by VAK (Supreme Attestation Commission) Order # 101 of 04.07.2015. The Journal is accepted to the Worldwide information electronic network «Directory of Open Access Journals» (DOAJ) since February 16, 2016. The quality certificate - recommendation for application of the Journal to the SCOPUS database is granted in May 2016.



УДК 669.154

Поступила 28.02.2017

ВЕРТИКАЛЬНОЕ ЦЕНТРОБЕЖНОЕ ЛИТЬЕ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЫ И ОТЛИВКИ VERTICAL CENTRIFUGAL CASTING OF A HYPEREUTECTIC SILUMIN WITH COOLING OF THE MOLD AND CASTING

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, К. Н. БАРАНОВ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: info@itm.by

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, K. N. BARANOV, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: info@itm.by

Показано, что охлаждение литейных форм водой с расходом $0,42 \text{ м}^3/\text{ч}$ и внутренних поверхностей отливок с толщиной стенки 12–14 мм водой в количествах $2,5 \cdot 10^{-4}$ – $5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3$ позволяет получать заготовки с полностью модифицированной микроструктурой без применения модификаторов. Наружные слои полученных отливок состоят из эвтектического силумина с компактными кристаллами кремния, а внутренние – из заэвтектического силумина с кристаллами высокодисперсного первичного и компактного эвтектического кремния.

It is shown that cooling of casting molds by water with water flow of $0,42 \text{ м}^3/\text{h}$ and internal surfaces of castings with thickness of a wall 12–14 mm with water quantity $2,5 \cdot 10^{-4}$ – $5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3$ allows to receive procurements with completely modified microstructure without use of modifiers. External layers of the produced castings consist of the eutectic silumin with compact crystals of silicon, and internal layers – of hypereutectic silumin with crystals of high-disperse primary and compact eutectic silicon.

Ключевые слова. Вертикальное центробежное литье, заэвтектический силумин, литейная форма, отливка, микроструктура, охладитель.

Keywords. Vertical centrifugal casting, hypereutectic silumin, casting mold, casting, microstructure, cooler.

Введение

Проблема повышения физико-механических свойств отливок при одновременном снижении материальных и энергетических затрат на их производство всегда является актуальной в связи с постоянным возрастанием требований к эксплуатационным характеристикам деталей машиностроения в условиях жесткой конкуренции на мировом рынке. Современный этап развития машиностроения характеризуется увеличением производства отливок из алюминиевых сплавов, которые с успехом применяются в авиационной, автомобильной, приборостроительной и машиностроительной промышленности. Однако малая твердость, сравнительно плохая износостойкость, низкая температура плавления и недостаточная жаропрочность алюминиевых сплавов ограничивают их применение для ряда деталей, которые наряду с хорошей теплопроводностью должны обладать достаточной износостойкостью и прочностью.

В настоящее время в качестве материала для производства отливок широко применяются алюминий-кремниевые сплавы (силумины). Известно, что заэвтектический силумин с высокодисперсной микроструктурой имеет высокие механические и антифрикционные свойства [1–4]. Относительно низкий коэффициент линейного расширения и высокие антифрикционные свойства позволяют с успехом использовать детали из заэвтектического силумина в узлах трения машин, станков и механизмов вместо аналогичных из бронз [5–7]. Обычно содержание кремния в заготовках из заэвтектического силумина составляет от 14 до 18%. Основная трудность получения отливок с необходимыми механическими и антифрикционными свойствами – измельчение алюминий-кремниевой эвтектики и первичных кристаллов кремния. Для этого обычно используют фосфористую медь и натрийсодержащий флюс. Причем первый модификатор измельчает только первичные кристаллы кремния, а второй – алюминий-кремниевую эвтектику. Фосфористая медь и натрийсодержащий флюс нейтрализуют друг друга, что создает значитель-

ные технологические трудности получения полностью модифицированной структуры в отливках из заэвтектического силумина. Это сдерживает массовое применение данного перспективного материала в промышленности. Известно, что охлаждение литых заготовок является универсальным средством модифицирования их структуры [8, 9]. Этот процесс не требует применения примесных модификаторов и служит значительным резервом повышения механических и эксплуатационных свойств заготовок. Для этого необходима разработка наиболее эффективных систем охлаждения литейной формы и отливки.

В ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси» разработаны специальные литейные устройства с высокой интенсивностью охлаждения, которые позволяют существенно повысить скорость кристаллизации отливки [10–12]. Для получения качественных центробежных заготовок из силуминов одним из наиболее важных факторов является интенсивность охлаждения изложницы, которая зависит от способа ее охлаждения. При центробежном литье принято охлаждать отливку от ее наружной поверхности к внутренней [13]. При этом образующиеся более легкие фазы оттесняются к внутренней поверхности, коагулируют, формируя крупнокристаллическую структуру. Она уменьшает выход годного при литье заготовок. С увеличением толщины заготовки из заэвтектического силумина значительно укрупняется микроструктура внутреннего слоя отливки, что существенно увеличивает припуск на механическую обработку. Поэтому при вертикальном центробежном литье использовали охлаждение наружной поверхности изложницы и внутренней поверхности отливки. Цель данной работы – исследование влияния интенсивностей охлаждения изложницы и внутренней поверхности отливки из заэвтектического силумина при вертикальном центробежном литье для получения заготовок с полностью модифицированной микроструктурой.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования выбран заэвтектический силумин, содержащий 15% Si, 3% Cu, 0,28% Fe, 0,016% Mg, остальное – Al. В качестве шихты использовали чушковый сплав АК12пч, лигатуры Al+ 40%Si и Al+ 33%Cu. Расплав готовили в электропечи «Snol-1300» в шамото-графитовом тигле. Модифицирующие флюсы и лигатуры не применяли. Разливку жидкого металла осуществляли при температуре 850 °C на опытной установке вертикального центробежного литья. Она состоит из электродвигателя 1, лотка для отвода охладителя 2, защитного кожуха 3, изложницы 4, охлаждающей форсунки 5 (рис. 1). Регулирование частоты вращения формы осуществлялось пультом управления на базе частотного преобразователя «Omron Sysdrive». На рис. 2 представлен общий вид экспериментальной установки.

Технология производства полых заготовок из силуминов методом центробежного литья включает заливку жидкого металла во вращающуюся вокруг вертикальной оси изложницу, затвердевание расплава отливки и извлечение отливки из изложницы. Заливку расплава в изложницу осуществляют с помощью мерного заливочного ковшика. Изложницу перед заливкой расплава нагревают газовой горелкой до температуры 100–150 °C. Затвердевание центробежной отливки происходит при радиально-направленном теплоотводе, в результате чего неметаллические и газовые включения оттесняются фронтом кристаллизации и центробежными силами к внутренней поверхности отливки.

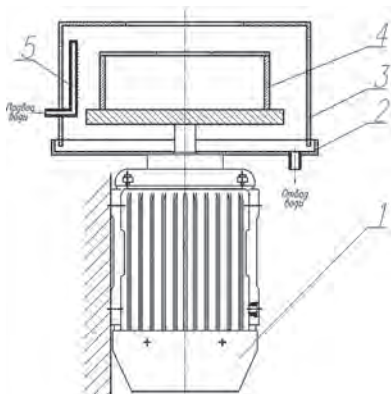


Рис. 1. Схема экспериментальной установки центробежного литья с вертикальной осью вращения: 1 – электродвигатель; 2 – лоток для отвода охладителя; 3 – защитный кожух; 4 – форма для центробежного литья; 5 – охлаждающая форсунка



Рис. 2. Общий вид экспериментальной установки центробежного литья заготовок из силуминов

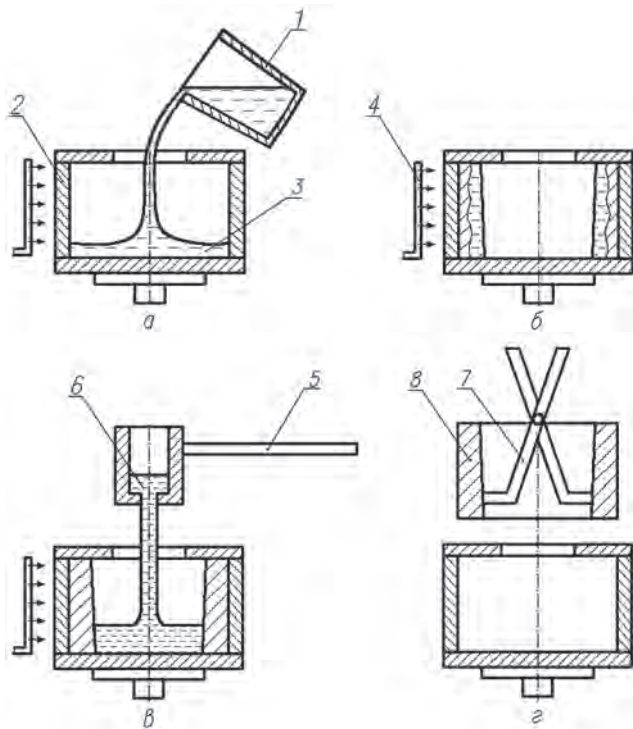


Рис. 3. Схема охлаждения отливок из силумина АК15М3 при вертикальном центробежном литье: а – заполнение изложницы расплавом; б – формирование отливки; в – подача охлаждающей жидкости в полость изложницы; г – извлечение отливки; 1 – заливочное устройство; 2 – расплав; 3 – изложница; 4 – водоспрейерное охлаждающее устройство; 5 – заливочный ковшик; 6 – охладитель; 7 – клещи; 8 – отливка

полнены отверстия диаметром 2 мм с шагом по высоте 8 мм. Охлаждение происходит по всей высоте изложницы. Таким образом, достигалась равномерность охлаждения вращающейся изложницы.

При исследовании влияния интенсивности охлаждения изложницы на структуру отливок использовали стальную литейную форму с внутренним диаметром 135 мм, длиной 150 мм и толщиной стенки 7 мм. Для увеличения площади охлаждаемой поверхности она была выполнена профилированной: на наружную поверхность изложницы наносили поперечные пазы глубиной 2 мм, шириной 7 мм и шагом 10 мм. Гравитационный коэффициент был равен 130 при скорости вращения литейной формы 1660 об/мин. Использовали спрейерное охлаждение наружной поверхности изложницы водой с расходом от 0,32 до 0,42 м³/ч.

При исследовании влияния интенсивности охлаждения внутренней поверхности отливки на ее структуру применяли стальную литейную форму с внутренним диаметром 90 мм, длиной 150 мм и толщиной стенки 5 мм. Гравитационный коэффициент был равен 130 при скорости вращения литейной формы 1800 об/мин. Использовали спрейерное охлаждение ее наружной поверхности водой с расходом 0,42 м³/ч.

Охлаждение внутренней поверхности отливки происходило следующим образом. С помощью заливочного устройства 1 расплавом 2 заданного объема заполняли вращающуюся стальную изложницу 3 (рис. 3, а, б). С помощью специального охлаждающего устройства 4 осуществляли водоспрейерное охлаждение изложницы. Через 3 с после заливки расплава во вращающуюся изложницу с помощью мерного заливочного ковша 5 подавали воду 6 (рис. 3, в). Охладитель под действием центробежных сил равномерно с повышенной интенсивностью охлаждал внутреннюю поверхность отливки. Полученную отливку 8 клещами 7 извлекали из изложницы (рис. 3, г). Объем охладителя (воды) внутренней поверхности отливки составлял до 5·10⁻⁴ м³. Если количество охлаждающей воды было более 5·10⁻⁴ м³, то она полностью не испарялась. Это нарушало технологичность и безопасность процесса литья.

Из средних частей отливок вырезали поперечные кольцевые образцы. После их шлифовки, полировки и химического травления раствором кислот 2% HCl + 3% HNO₃ + 1% HF (время травления 10–20 с) шлифы анализировали методом металлографического анализа с помощью аппаратно-программного

Скорость вращения изложницы выбирают в зависимости от размеров получаемых заготовок. Для равномерного распределения структурных составляющих сплава скорость вращения литейной формы рекомендуется рассчитывать по формуле [14]:

$$n = 300 \sqrt{\frac{k}{r}}, \quad (1)$$

где n – частота вращения формы, об/мин; k – гравитационный коэффициент; r – радиус внутренней поверхности отливки, см; 300 – опытный числовой коэффициент. При этом гравитационный коэффициент определяется следующим образом [13]:

$$k = \frac{\omega^2 r}{g}, \quad (2)$$

где ω – угловая скорость вращения формы, с⁻¹; g – ускорение свободного падения, м/с².

Угловая скорость вращения формы:

$$\omega = \frac{\pi n}{30}, \quad (3)$$

где 30 – опытный числовой коэффициент.

Для получения плотных отливок центробежным способом из силуминов необходимо обеспечить строго направленную кристаллизацию за счет усиленного отвода тепла стенками формы. Для этого наружную стенку изложницы охлаждают водой с помощью специальной форсунки, в которой вы-



Рис. 4. Общий вид опытных центробежнолитых образцов из силумина АК15МЗ

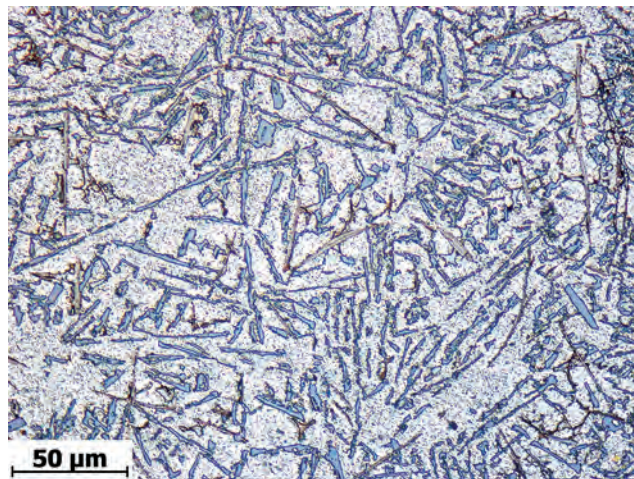


Рис. 5. Микроструктура основной зоны отливок диаметром 135 мм из заэвтектического силумина при водоспрейерном охлаждении изложницы с расходом охладителя $0,32 \text{ м}^3/\text{ч}$, $\times 500$

комплекса на базе микроскопа Carl Zeiss «Axiotech vario». Исследование химического состава опытных образцов проводили на спектрографе ДФС-8 с фотографической регистрацией спектра и фотоэлектрическом регистрирующем микрофотометре МФ-4 на образцах для изучения химического состава в трех точках. Твердость образцов определяли в трех точках, равноудаленных по ширине шлифа на твердомере ТШ-2М по методу Бринелля.

Результаты исследования

В экспериментах по исследованию влияния интенсивности охлаждения изложницы на структуру получали полые отливки со средней толщиной стенки 14 мм (рис. 4). Структура кольцевых образцов в радиальном направлении состояла из двух зон: наружной (основной) эвтектической и внутренней заэвтектической. При охлаждении изложницы водой с расходом $0,32 \text{ м}^3/\text{ч}$ микроструктура основной зоны отливки была представлена пластинчатыми кристаллами эвтектического кремния длиной 8–9 мкм, которые равномерно распределялись в алюминиевой α -фазе (рис. 5). При этом ширина внутренней зоны составляла 1,5 мм. В ней кристаллы первичного кремния имели среднюю дисперсность 45 мкм, а пластинчатого эвтектического кремния – 15 мкм. При охлаждении изложницы водой с расходом $0,35\text{--}0,38 \text{ м}^3/\text{ч}$ микроструктура основной зоны отливки была представлена пластинчатыми и компактными кристаллами эвтектического кремния и алюминиевой α -фазой. Дисперсность пластинчатого кремния составляла 7–8 мкм, а компактного – 3,5–4,5 мкм. Ширина внутренней зоны – 1,0–1,5 мкм. В ней кристаллы первичного кремния имели дисперсность 35–40 мкм. Эвтектический кремний был представлен пластинчатыми кристаллами со средней дисперсностью 8 мкм и компактными кристаллами со средним размером 5 мкм. При охлаждении изложницы водой с расходом $0,42 \text{ м}^3/\text{ч}$ микроструктура основной зоны отливки была представлена компактными (модифицированными) кристаллами кремния со средним размером 3,1 мкм, которые равномерно распределялись в алюминиевой α -фазе (рис. 6). При этом ширина внутренней зоны составляла 0,5–1,0 мм. В ней кристаллы первичного кремния имели среднюю дисперсность 30 мкм. Эвтектический кремний был представлен пластинчатыми и компактными кристаллами со средним размером 8,0 и 4,5 мкм соответственно. Поскольку во внутренних зонах исследуемых отливок наблюдалась усадочная пористость, то эти двухфазные зоны составляли припуск

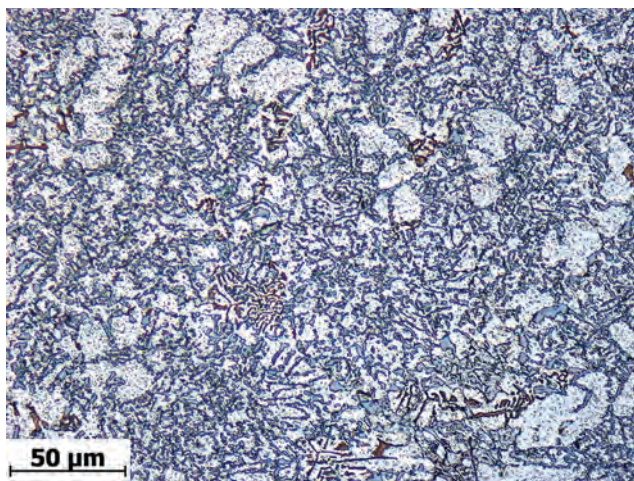


Рис. 6. Микроструктура основной зоны отливок диаметром 135 мм из заэвтектического силумина при водоспрейерном охлаждении изложницы с расходом охладителя $0,42 \text{ м}^3/\text{ч}$, $\times 500$

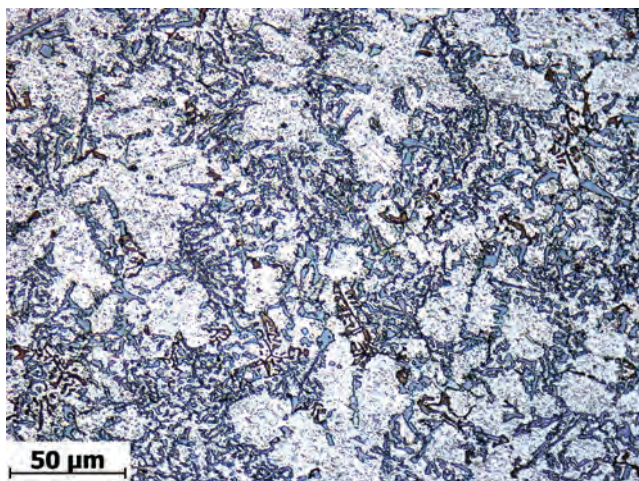
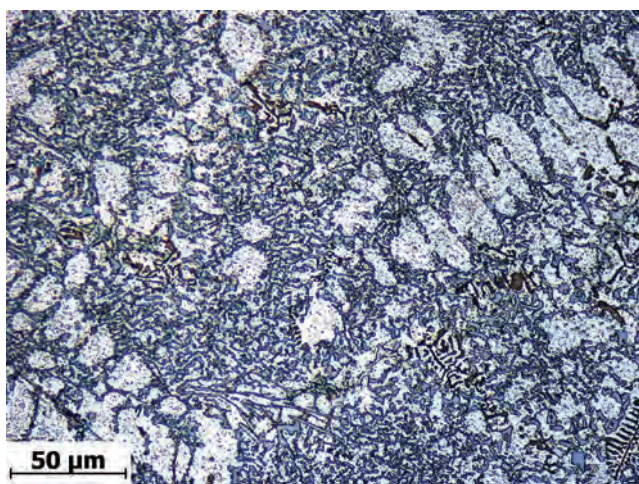
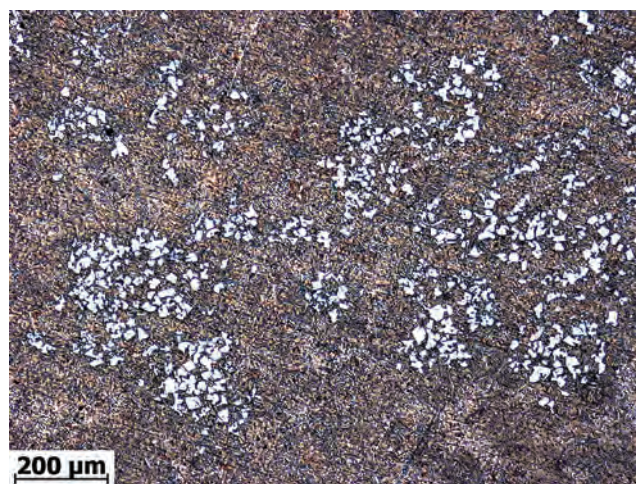


Рис. 7. Микроструктура наружной зоны отливок диаметром 90 мм из заэвтектического силумина, полученных без применения принудительного охлаждения внутренней поверхности, $\times 500$



a



б

Рис. 8. Микроструктура отливок диаметром 90 мм из заэвтектического силумина, полученных при объеме охладителя $5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3$: *a* – наружная зона ($\times 500$); *б* – внутренняя зона ($\times 100$)

эвтектического кремния – 5,6 мкм. Ширина пористой зоны – до 2 мм, поэтому без зоны припуска на механическую обработку заготовки имели эвтектическую микроструктуру. При охлаждении внутренней поверхности отливки охладителем в количестве $5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3$ микроструктура ее наружной зоны была представлена компактными кристаллами кремния со средним размером 3 мкм, которые были равномерно распределены в алюминиевой α -фазе (рис. 8, *a*). При этом ширина внутренней заэвтектической зоны составляла 6–7 мм. В ней кристаллы первичного кремния имели среднюю дисперсность 18 мкм, а компактного эвтектического кремния – 4,2 мкм (рис. 8, *б*). Ширина пористой зоны – до 1 мм. Поэтому полученные заготовки являются биметаллическими: наружный слой до половины толщины стенки является эвтектическим силумином, а внутренний слой – заэвтектическим силумином. Отливки имеют полностью модифицированную структуру. Биметаллические отливки получали в основном при охлаждении их внутренних поверхностей водой в количествах $2,5 \cdot 10^{-4}$ – $5 \cdot 10^{-4} \text{ м}^3$. При этом с повышением массы охладителя ширина двухфазной зоны увеличивалась от 4 до 7 мм. Дисперсность кристаллов первичного и эвтектического кремния практически не изменилась. Ширина пористой зоны достигала 1,5 мм. Полученные образцы имели твердость 105 HB.

Выводы

Установлено, что охлаждение водой изложницы и внутренней поверхности отливки из заэвтектического силумина при вертикальном центробежном литье оказывает существенное влияние на ее структу-

на механическую обработку. Заготовки с полностью компактными кристаллами кремния получали при охлаждении изложницы водой с расходом $0,42 \text{ м}^3/\text{ч}$.

В экспериментах по исследованию влияния интенсивности охлаждения внутренней поверхности отливки на ее структуру получали полые заготовки со средней толщиной стенки 12 мм. Структура кольцевых образцов в радиальном направлении также состояла из двух зон: наружной эвтектической и внутренней заэвтектической. В отсутствии водяного охлаждения внутренней поверхности отливки микроструктура ее наружной зоны была представлена компактными кристаллами кремния со средним размером 3,8 мкм, которые были равномерно распределены в алюминиевой α -фазе (рис. 7). При этом ширина внутренней зоны составляла 1–2 мм. В ней кристаллы первичного кремния имели среднюю дисперсность 25 мкм, а компактного

ру. При спрейерном охлаждении профилированной стальной изложницы с внутренним диаметром 135 мм и толщиной стенки 7 мм водой с расходом 0,32–0,42 м³/ч микроструктура отливок с толщиной стенки 14 мм из заэвтектического силумина с содержанием кремния 15% эвтектическая. Полые заготовки с компактными (модифицированными) кристаллами кремния будут получаться при расходе охладителя не менее 0,42 м³/ч. При охлаждениях стальной изложницы с внутренним диаметром 90 мм, толщиной стенки 5 мм водой с расходом 0,42 м³/ч и внутренней поверхности отливки с толщиной стенки 12 мм водой в количествах $2,5 \cdot 10^{-4}$ – $5 \cdot 10^{-4}$ м³ получают биметаллические заготовки. Их наружные слои состоят из эвтектического силумина с компактными кристаллами кремния, а внутренние – из заэвтектического силумина с кристаллами высокодисперсного первичного и компактного эвтектического кремния. Такая микроструктура значительно повышает антифрикционные свойства заэвтектического силумина и позволяет использовать его в качестве материала для подшипников скольжения взамен аналогичных из антифрикционных бронз.

Таким образом, охлаждение изложницы и внутренней поверхности отливки из заэвтектического силумина водой позволяет получать отливки с полностью модифицированной микроструктурой без применения модификаторов.

Литература

1. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Литье заэвтектических силуминов с инвертированной структурой // Литье и металлургия. 2000. № 4. С. 54.
2. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Получение отливок из заэвтектического силумина методом литья закалочным затвердеванием // Литье и металлургия. 2005. № 2. С. 142–144.
3. Стеценко В. Ю., Ривкин А. И., Баранов К. Н. Влияние структурной дисперсности и содержания меди на фрикционную износостойкость эвтектического антифрикционного силумина АК15 // Литье и металлургия. 2010. № 3. С. 59–61.
4. Стеценко В. Ю., Ривкин А. И. Новый антифрикционный силумин АК15М3 // Литье и металлургия. 2009. № 3. С. 114–115.
5. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.
6. Stetsenko V. Yu. Antifriction silumins for industry // Engineering, Economy, Organization. 2009. No. 3. P. 21–23.
7. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Antifriction silumin properties and receiving // Technologies of Foundry and Metallurgy, Collection of scientific papers devoted to 40th Anniversary of the Institute of Technology of Metals NAS of Belarus; Minsk: Belaruskaya navuka, 2010. P. 67–72.
8. Варга Б., Варга И., Сурков Д. В. Структура быстроохлажденных силуминов // Литейное производство. 2002. № 10. С. 13–14.
9. Стеценко В. Ю., Радько С. Л., Карпионов С. В. Модифицирование сплава АК12М2 без применения модифицирующих флюсов и лигатур // Литье и металлургия. 2004. № 2. С. 129–130.
10. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Ки-Йонг Чой. Непрерывное литье алюминиевых сплавов без модификаторов // Металлургия машиностроения. 2007. № 3. С. 37–40.
11. Стеценко В. Ю., Радько С. Л. Литье силуминов в кокиль со струйной системой охлаждения // Литье и металлургия. 2006. № 2. С. 136–138.
12. Лаптинский В. Н., Стеценко В. Ю. Анализ охлаждающей способности струйного кристаллизатора // Технологии литья и металлургии. Минск: Беларуская навука. 2010. С. 98–106.
13. Юдин С. Б., Левин М. М., Розенфельд С. Е. Центробежное литье. М.: Машгиз, 1972. 360 с.
14. Байков А. И. Центробежное литье алюминиевых сплавов и их литейные свойства. М: Машгиз, 1950. 111 с.

References

1. Marukovich E. I., Stetsenko V. Ju. Lit'e zajevekticheskikh siluminov s invertirovannoj strukturoj [Casting of hypereutectic silumins of inverted structure]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2000, no. 4, p. 54.
2. Marukovich E. I., Stetsenko V. Ju. Poluchenie otlivok iz zajevekticheskogo silumina metodom lit'ja zakalochnym zatverdevaniem [Production of castings of hypereutectic silumin by means of casting by quenching hardening]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2005, no. 2, pp. 142–144.
3. Stetsenko V. Ju., Rivkin A. I., Baranov K. N. Vlianie strukturnoj dispersnosti i soderzhanija medi na frikcionnuju iznosostojkost' jevekticheskogo antifrikcionnogo silumina AK15 [Influence of structural dispersion and copper content in friction durability of eutectic antifriction silumin AK15]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 3, pp. 59–61.
4. Stetsenko V. Ju., Rivkin A. I. Novyj antifrikcionnyj silumin AK15M3 [New antifriction silumin AK15M3]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 3, pp. 114–115.
5. Marukovich E. I., Stetsenko V. Ju. *Modifitsirovanie splavov* [Modification of Alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009. 192 p.
6. Stetsenko V. Ju. Antifriction silumins for industry. *Engineering, Economy, Organization*, 2009, no. 3, pp. 21–23.
7. Marukovich E. I., Stetsenko V. Ju. Antifriction silumin properties and receiving. In: *Technologies of Foundry and Metallurgy, Collection of scientific papers devoted to 40th Anniversary of the Institute of Technology of Metals, NAS of Belarus; Belaruskaya Navuka, Minsk*, 2010, pp. 67–72.
8. Varga B., Varga I., Surkov D. V. Struktura bystroohlazhdennyh siluminov [Structure of rapidly cooled silumin]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2002, no. 10, pp. 13–14.

9. Stetsenko V. Ju., Rad'ko S. L., Karpisonov S. V. Modificirovanie splava AK12M2 bez primeneniya modificirujushhih fljusov i ligatur [Modification of the alloy AK12M2 without the use of modifying fluxing and ligatures]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2004, no. 2, pp. 129–130.

10. Marukovich E. I., Stetsenko V. Ju., Ki-Jong Choj. Nepreryvnoe lit'e aluminievych splavov bez modifikatorov [Continuous Casting of Aluminum Alloys without Modifiers]. *Metallurgija mashinoštroyeniya = Metallurgy of Mechanical Engineering*, 2007, no. 3, pp. 37–40.

11. Stetsenko V. Ju., Rad'ko S. L. Lit'e siluminov v kokil' so štrujnoj sistemoj ohlazhdeniya [Casting of silumins into chill mould with spray cooling system]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2006, no. 2, pp. 136–138.

12. Laptinskij V. N., Stetsenko V. Ju. Analiz ohlazhdayushey sposobnosti štrujnogo kristallizatora [Analysis of the cooling capacity of the jet crystallizer]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2010, pp. 98–106.

13. Judin S. B., Levin M. M., Rozenfel'd S. E. *Centrobezhnoe lit'e* [Centrifugal casting]. Moscow, Mashgiz Publ., 1972, 360 p.

14. Bajkov A. I. *Centrobezhnoe lit'e aluminievych splavov i ih litejnye svojsťva* [Centrifugal casting of aluminum alloys and their foundry properties]. Moscow, Mashgiz Publ., 1950, 111 p.



Давыд Михайлович Кукуй

2 июня 2017 г. исполнилось бы 71 год со дня рождения талантливого ученому в области литейного производства, организатору международных научно-технических конференций «Литейное производство и металлургия. Беларусь», доктору технических наук, профессору, Лауреату Государственной премии БССР Давыду Михайловичу Куку.

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.

Время – наилучший лекарь, который может залечить боль и утраты, но оно бессильно стереть образ ученого, порядочного, отзывчивого человека Давыда Михайловича Кукуя из памяти тех, кому повезло его знать и работать с ним.

Редакция журнала «Литье и металлургия»
Ассоциация литейщиков и металлургов РБ



УДК 621.74

Поступила 31.03.2017

ВОЗМОЖНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ЖИДКОСТЕКЛЬНЫХ ФОРМОВОЧНЫХ И СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ В ХУДОЖЕСТВЕННОМ ЛИТЬЕ

POSSIBILITY OF APPLICATION OF SODIUM SILICATE IN MOULDING AND CORE SAND MIXTURES IN ART CASTING

С. С. ТКАЧЕНКО, В. С. КРИВИЦКИЙ, В. О. ЕМЕЛЬЯНОВ, К. В. МАРТЫНОВ, Филиал РАО ТМ «Литейный двор», Ассоциация литейщиков Санкт-Петербурга и Ленинградской области (ЛенАл), Санкт-Петербург, Россия, ул. Дрезденская, 16А. E-mail: spblenal@mail.ru

S. S. TKACHENKO, V. S. KRIVITSKIY, V. O. YEMELYANOV, K. V. MARTYNOV, Branch PAX TM «Cast House», Association of founders of St. Petersburg and the Leningrad region (LenAl), St. Petersburg, Russia, 16A, Dresdenskaya str. E-mail: spblenal@mail.ru

В 21-м веке вопросы экологии выходят на первый план. 2017-й год объявлен в России годом экологии.

В статье рассматриваются возможности применения жидкого стекла и фосфатных связующих для изготовления крупных форм и стержней в станкостроении.

The environmental issues come to the forefront in the 21st century. The 2017th year is announced in Russia as the year of ecology. The possibilities of application of sodium silicate and phosphate binder for production of large forms and cores in machine-tool industry are considered in the article.

Ключевые слова. Жидкое стекло, фосфатное связующее для стержневых смесей, фоскон- процесс.

Keywords. Liquid glass, phosphate binder for core sand mixes, foskon-process.

Обострение политической и экономической обстановки в мире, введение экономических санкций против России в связи с воссоединением Крыма и гражданской войной на Украине, блокада с поставкой материалов и оборудования со стороны США и стран Евросоюза не могли не сказаться на развитии отечественного литейного производства. В связи с этим на первый план вышли задачи ресурсосбережения и импортозамещения. Правительство нашей страны ставит задачу не простого замещения импортных товаров изделиями отечественного производства, а конкурентоспособными товарами, обеспечивающими в дальнейшем стабильное развитие экономики.

Поскольку в нашей стране на единицу продукции литейного производства потребляется в несколько раз больше электроэнергии, сырья, материалов, воды, чем в других развитых странах, то одним из важных факторов в решении проблемы в этом направлении является улучшение экологической обстановки с целью сохранения качества жизни своего народа и будущих поколений, гарантирующее более полную реализацию человеческого потенциала в увеличении объемов производства и улучшении качества производимой продукции. Эти тезисы остаются актуальными при производстве художественного литья.

В связи с изложенным перспективными являются технологии производства стержней и форм на основе неорганических связующих систем, имеющих ряд серьезных преимуществ перед системами на органике, в том числе гарантированное наличие сырьевых материалов в промышленных объемах, разнообразие способов отверждения, улучшение санитарно-гигиенических условий труда на рабочих местах, отсутствие выделений вредных веществ, высокая термостойкость [1].

В отечественном машиностроении при изготовлении отливок мелких серий наибольшее распространение получили смеси на основе жидкого стекла и прежде всего CO_2 -процесс. Смесь песка и связующего после перемешивания уплотняют в стержневом ящике или в опоке и затем продувают углекислым газом. После продувки в течение нескольких секунд смесь приобретает манипуляторную прочность, до-

статочную для последующих операций – извлечения модели, извлечения стержня из стержневого ящика, окраски, транспортировки, хранения, сборки и заливки формы.

В процессе внедрения этой технологии выявлен ряд недостатков: неудовлетворительная выбиваемость, гигроскопичность, недостаточная прочность и текучесть смесей, сложность процесса регенерации. Хотя технология применяется несколько десятилетий, она постоянно совершенствуется. За многие годы литейщики за счет изучения механизма твердения жидкого стекла, использования различных добавок научились управлять процессом упрочнения и других технологических свойств жидкостекольных смесей [3]. Например, установлено, что наиболее твердые и прочные гели получаются при низких значениях pH, т. е. низкомодульных стекол. При высоком модуле увеличивается размер глобул и делается более рыхлой их упаковка. На прочность смеси также влияет усадка геля при высушивании или естественном обезвоживании. При высоком модуле гель является плотным и хрупким и поэтому может растрескиваться. Исследования ЦНИИТмаша показали, что прочность жидкостекольных смесей при нагреве имеет два максимума: в зоне 200–300 и 500–800 °С. Снижение прочности во втором температурном интервале может быть достигнуто введением неорганических добавок.

Область применения жидкостекольных смесей постоянно расширяется: если в первый период освоения применяли в основном CO₂-процесс для отливок массой до 1 т и габаритами до 1 м, то в дальнейшем для тяжелых отливок применяли жидкие самотвердеющие смеси (ЖСС) для форм и стержней. Для массового производства отливок используются модифицированное жидкое стекло и нагреваемая оснастка, а для холоднотвердеющих смесей (ХТС) с жидким стеклом отвердителями служат углекислый газ, двухкальциевый силикат (феррохромовый шлак) и сложные эфиры.

Если вопросы упрочнения и структурообразования жидкостекольных смесей широко обсуждали в отечественной и зарубежной литературе, то ряд технологических приемов из заводского опыта таким обсуждениям не подвергались. Они могут быть полезными в сложившейся ситуации. В связи с проектированием автоматизированных линий для изготовления стержней из жидкостекольных смесей на Ленинградском станкозаводе им. Свердлова специалисты ВПТИЛитпром проводили исследования технологических свойств смесей в автоматизированном режиме.

Стандартные испытания формовочных смесей на прочность, влажность и газопроницаемость не могли служить критерием для решения задачи. Проводили комплексное исследование технологических свойств стержневых смесей: прилипаемости, живучести, текучести, выбиваемости, осыпаемости, гигроскопичности, прочности в сыром и упрочненном состоянии. Исследовали жидкостекольные смеси с добавками хризотилового асбеста (7-го сорта), шамотного порошка, боксита, битума и торфяной золы, угольной пыли. Наилучшим комплексом технологических свойств в условиях линии обладали смеси с 4,5% жидкого стекла модуля 2,5 с добавками 3% торфяной золы или угольной пыли марки «Г», 5% асбестовой крошки. Они отличались хорошей выбиваемостью при повышенных температурах (по методике ЦНИИТмаш добавки работали как надрезы в затвердевшем геле кремниевой кислоты), а смеси – повышенной текучестью (торфяная зола) и уплотняемостью (асбест). Режимы продувки CO₂ для крупных стержней отрабатывали на экспериментальной установке, позволяющей изменять в определенных пределах и контролировать следующие параметры: давление углекислого газа, сжатого воздуха и газовой смеси, расход углекислого газа и сжатого воздуха, время продувки стержней, способ подвода газа к стержню сверху или снизу, концентрацию газа в газовой смеси.

Для моделирования процесса изготовления стержня из смеси с асбестом применяли встряхной ящик с внутренними габаритами 505×300×950 мм. Испытания проводили при постоянном уплотнении стержня – 20 ударах встряхивающего стола машины мод. 233. Путем установки перегородок в стержневом ящике изготавливали три ленточных стержня размером 505×75×950 мм, которые испытывали на изгиб по схеме балки, зашпеленной одним концом и нагруженной распределенной или сосредоточенной нагрузками.

Исследованиями установлено, что формирование прочности стержней при продувке углекислым газом обусловлено двумя факторами: скоростью затвердевания (или перемещения границы упрочнения) и скоростью нарастания прочности. Оба этих фактора зависят от вида добавки, времени продувки и величины давления газа (увеличение двух последних параметров целесообразно лишь до определенной оптимальной величины).

Изучение процесса упрочнения стержня на экспериментальной установке показало, что:

1) с целью лучшей герметизации стержневого ящика (опоки) и равномерного формирования фронта продувки по сечению изделия целесообразно применение перфорированной резиновой диафрагмы толщиной 3 мм с шагом между отверстиями 50 мм и диаметром отверстий 2 мм;

2) продувка стержней смесью углекислого газа и сжатого воздуха принципиально возможна; для получения необходимой прочности стержней оптимальной концентрацией газа следует считать 60%;

3) оптимальными параметрами работы установки в реальном производстве являются: давление газа над стержнем – 0,3–0,4 атм при подводе газа сверху; время продувки – 20–120 с для стержней высотой соответственно 200–1200 мм.

В результате обобщения полученных данных построены графики продувки для стержней различных весовых категорий на поточных линиях. Режим работы установки должен выбираться из условий получения заданной прочности (в нашем примере 1,5 кг/см² при испытании на растяжение или 2,17 кг/см² при испытании на изгиб).

Установлено, что фронт заданной прочности продвигается при продувке углекислым газом пропорционально квадратному корню от времени: $H = 100/\sqrt{t}$, где H – глубина заданной прочности, мм; t – продолжительность продувки, с. При использовании установки производительность одного рабочего увеличивается в 13 раз. Расход углекислого газа сокращается в 3,5 раза [2].

Проведенные исследования позволили выдать соответствующие рабочие рекомендации на все станко-заводы России и решить проблемы с затрудненной выбиваемостью жидкостекольных стержней.

Процесс формообразования с использованием жидкостекольных смесей можно использовать для изготовления простого и сложного художественного литья (отливок). Для снижения шероховатости художественного изделия и повышения производительности формовщиков и чеканщиков предлагается жидкостекольная формовочная смесь с добавлением бентонита в количестве 3,0–3,5%, что создаст высокую пластичность и формуемость, а продувка углекислым газом позволит отверждать соответствующие части формы (куски) за 30–60 с. Обеспечение изделию (бронзовой скульптуре) повышенной чистоты и минимальной шероховатости позволит применять мелкий кварцевый песок крупностью не более 0,16–0,20 мм (ГОСТ2138-91).

Изготовление отливок из разных сплавов в формах и со стержнями из неорганических (жидкостекольных, металлофосфатных) смесей является привлекательной альтернативой интенсивно развивающимся в начале 80-х годов XX столетия процессам изготовления отливок с использованием синтетических смол, которые наряду с достоинствами имеют ряд недостатков, прежде всего по экологическим показателям в связи с выделением газов и парообразных продуктов термодеструкции связующих.

При нагреве синтетических органических связующих до 400 °С в основном преобладают процессы испарения высоколетучих компонентов (водяной пар, органические растворители); при нагреве в интервале 400–800 °С выделяются продукты термического разложения органических связующих (ароматические углеводороды, фурфурол, фурфуролиловый спирт, фенол, бензол, толуол, крезол, формальдегид, изоцианиты, амины, аммиак); при нагреве в интервале 800–1200 °С имеют место процессы с образованием CO, CO₂, CH₄, SO₂, что отрицательно сказывается на санитарно-экологическую ситуацию на рабочих местах и особенно на здоровье работающих.

Литература

1. Жуковский С. С. Изготовление стержней из жидкостекольных смесей в массовом производстве отливок // Тр. 9-й Междунар. науч.-практ. конф. «Литейное производство сегодня и завтра», СПб, 2012.
2. Кривицкий В. С., Гуляев Б. Б., Фомченко С. И., Евстафьев И. Н. Изготовление стержней и форм на автоматизированных линиях // Технологические основы автоматизации литейных процессов. М., 1967.
3. Ткаченко С. С., Кривицкий В. С. Перспективы внедрения ХТС на неорганических связующих // Тр. 8-го съезда литейщиков России, Ростов-на Дону, 2007.

References

1. Zhukovskij S. S. Izgotovlenie sterzhnej iz zhidkostekol'nyh smesej v massovom proizvodstve otlivok [Manufacturing of cores from liquid-glass mixtures in mass production of castings]. *Trudy 9-j mezhdunarodnoj nauchno-prakticheskoj konferencii «Litejnoe proizvodstvo segodnja i zavtra» = Proceedings of the 9th International Scientific and Practical Conference «Foundry production today and tomorrow*. Sankt-Peterburg, 2012.
2. Krivitskij V. S., Guljaev B. B., Fomchenko S. I., Evstaf'ev I. N. Izgotovlenie sterzhnej i form na avtomatizirovannyh liniyah [Manufacturing of rods and forms on automated lines]. *Tehnologicheskie osnovy avtomatizacii litejnyh processov = Technological foundations of automation of casting processes*. Moscow, 1967.
3. Tkachenko S. S., Krivitskij V. S. Perspektivy vnedrenija HTS na neorganicheskih svjazujushhijh [Prospects for the introduction of HTS on inorganic binders]. *Trudy 8-go sezda litejshhikov Rossii = Proceedings of the 8th Congress of Foundry Managers of Russia*. Rostov-na-Donu, 2007.



УДК 621.74:669

Поступила 28.02.2017

ПРОИЗВОДСТВО И ПРИМЕНЕНИЕ СИЛУМИНА С ГЛОБУЛЯРНЫМ КРЕМНИЕМ

MANUFACTURE AND USE OF SILUMIN WITH GLOBULAR SILICON

*Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, А. П. ГУТЕВ, Институт технологии металлов
НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: info@itm.by*

*E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, A. P. GUTEV, Institute of Technology of Metals of National
Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: info@itm.by*

Разработаны методы получения силумина с глобулярным кремнием. Налажен выпуск заготовок из этого нового антифрикционного материала. Детали из силумина с глобулярным кремнием по износостойкости и ресурсу работы не уступают либо превосходят аналогичные детали из промышленных антифрикционных бронз, но легче и дешевле их в 3 раза.

Methods of production of silumin with globular silicon are developed. The manufacturing of this new antifriction material are organized. The wear resistance and operational life of articles from silumin with globular silicon are on par with or surpass performance of similar articles of antifriction bronze, but the articles of silumin with globular silicon are lighter and three times cheaper than articles from antifriction bronze.

Ключевые слова. Силумин, глобулярный кремний, отливка, литье, закалочное затвердевание, струйный кристаллизатор, антифрикционные свойства.

Keywords. Silumin, globular silicon, casting, foundry, quench hardening, jet crystallizer, antifriction properties.

Силумин (сплав алюминия с кремнием) является перспективным материалом для промышленности Беларуси, имеет малую плотность, невысокую стоимость, низкую температуру плавления и высокие литейные свойства. Основной недостаток силуминовых слитков – дендритная структура, которая существенно снижает механические и антифрикционные свойства заготовки. Чтобы их повысить, необходимо получать отливки с недендритной (инвертированной) глобулярной микроструктурой, т. е. заготовки из силумина с глобулярным кремнием (СГК). Из всех способов для этой цели наиболее эффективным является литье ускоренным затвердеванием [1]. Глобулярная структура получается тогда, когда при затвердевании отливки образуется относительно большое количество центров кристаллизации, которые не успевают превратиться в дендриты. Для этого нужна более высокая линейная скорость затвердевания, чем при литье в обычный (щелевой) кристаллизатор.

В ИТМ НАН Беларуси были разработаны два способа литья ускоренным затвердеванием, обеспечивающих получение заготовок с СГК. Первый – метод литья закалочным затвердеванием [2]. Его суть заключается в следующем. Расплавом с помощью заливочного устройства 1 заполняют стационарный 2 и подвижный 3 кристаллизаторы (рис. 1, а); после достижения заданного уровня жидкий металл выдерживают для формирования стакана 4 с толщиной стенки 3–10 мм (рис. 1, б); с помощью подвижного кристаллизатора 3 происходит извлечение стакана 4 с расплавом 5 и их охлаждение в закалочной ванне 6 (рис. 1, в, г).

Линейная скорость затвердевания при формировании отливок из силумина методом литья закалочным затвердеванием на порядок больше, чем при литье в обычный кристаллизатор. В результате получают отливки с глобулярным наноструктурным кремнием (рис. 2).

Метод литья закалочным затвердеванием позволяет получать литые заготовки диаметром 50–150 мм и высотой до 300 мм. Они по сравнению с аналогичными непрерывнолитыми (серийными) имеют в 6–10 раз выше дисперсность фазовых составляющих и в 1,5–2,0 раза выше предел прочности на разрыв. Отливки из СГК, полученные методом литья закалочным затвердеванием, являются деформируе-

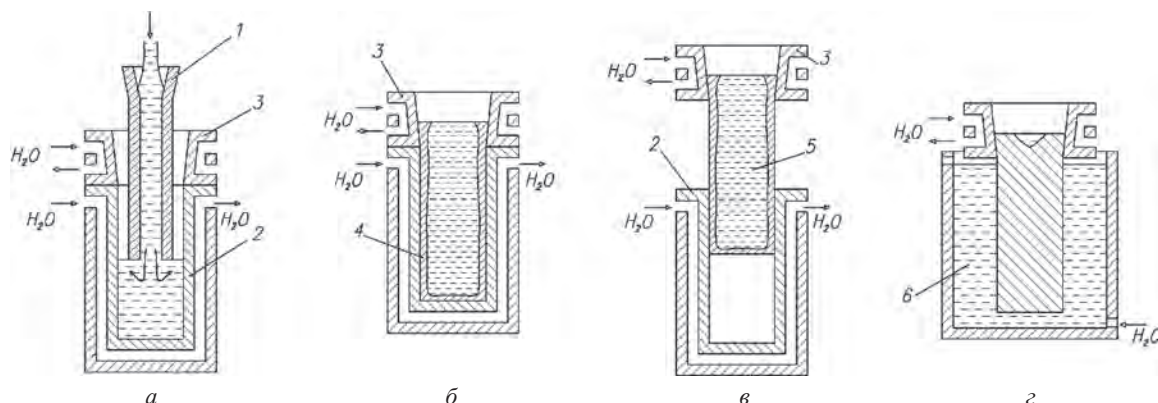


Рис. 1. Схема литья закалочным затвердеванием: а — заполнение кристаллизатора; б — формирование стакана; в — извлечение стакана с расплавом; г — закалочное затвердевание — получение отливки: 1 — заливочное устройство; 2 — стационарный кристаллизатор; 3 — подвижный кристаллизатор; 4 — стакан; 5 — расплав; 6 — закалочная ванна

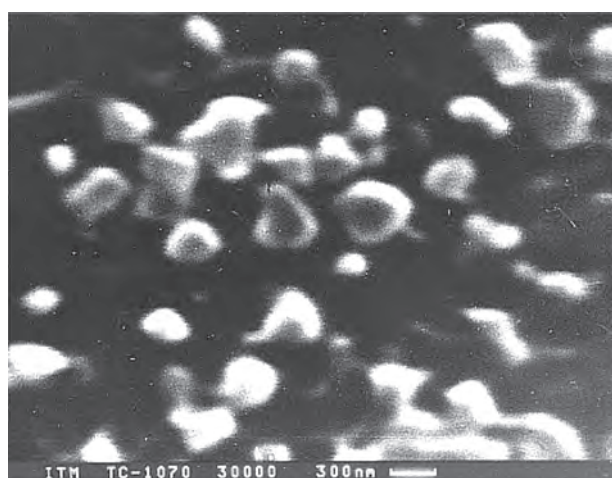


Рис. 2. Микроструктура литой заготовки диаметром 50 мм из сплава Al + 12% Si. $\times 30\,000$

мыми. Их можно подвергать прессованию, штамповке и прокатке.

Второй способ литья ускоренным затвердеванием — литье в струйный кристаллизатор, где используется затопленно-струйный метод охлаждения [3]. Он при прочих равных гидравлических параметрах позволяет увеличить коэффициент теплоотдачи от охлаждаемой поверхности к охладителю более чем в 2 раза [1]. Это происходит благодаря уменьшению толщины гидродинамического и, следовательно, толщины теплового пограничного слоев. Линейная скорость затвердевания отливки диаметром 100 мм из эвтектического силумина в струйном кристаллизаторе в 3 раза выше, чем в обычном, что обеспечивает получение литых заготовок из SGK (рис. 3).

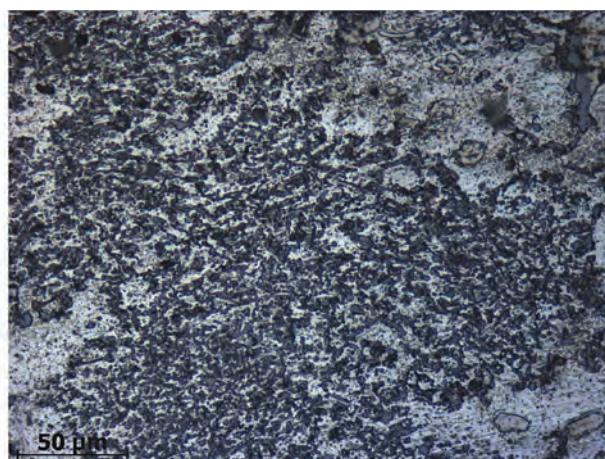
В ИТМ НАН Беларуси разработан метод НГЛ (непрерывно-горизонтальное литье) в струйный кристаллизатор с устройством затопленно-струйного вторичного охлаждения. Схема НГЛ представлена на рис. 4, а общий вид — на рис. 5.

Скорость НГЛ слитков диаметром 70 мм из SGK составляет 1,4 м/мин, что на порядок выше, чем у лучших мировых аналогов (фирма Sung Yoon Engineering, Корея).

Размер глобул кремния в SGK можно увеличить путем ускоренного отжига отливок (рис. 6). После термической обработки по режиму T5 непрерывнолитые заготовки из эвтектического SGK имеют вре-



а



б

Рис. 3. Микроструктура литой заготовки диаметром 50 мм из сплава Al + 12% Si + 3% Cu: а — литье в обычный (щелевой) кристаллизатор; б — литье в струйный кристаллизатор. $\times 1000$

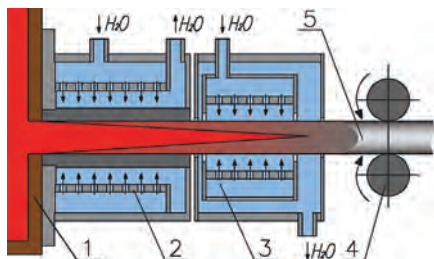


Рис. 4. Схема НГЛ в струйный кристаллизатор с использованием вторичного охлаждения: 1 – металлоприемник; 2 – струйный кристаллизатор; 3 – устройство затопленно-струйного вторичного охлаждения; 4 – тянущее устройство; 5 – слиток



Рис. 5. Непрерывное горизонтальное литье с использованием струйного охлаждения

менное сопротивление разрыву – 350–450 МПа и относительное удлинение – 3–5%. После прокатки со степенью деформации 65% предел прочности на разрыв увеличивается в среднем на 40%, а относительное удлинение – в 4 раза. Высокая степень структурной инверсии и высокодисперсная микроструктура обеспечивают СГК уникальные антифрикционные свойства. Их исследовали в Санкт-Петербургском институте машиностроения. Были проведены сравнительные триботехнические испытания образцов из СГК и бронзы БрОЦС5-5-5.

Установлено, что при испытании на торцевой машине трения в отсутствие смазки при нормальном напряжении 12,8 Н и вращении со скоростью 620 об/мин линейный износ образцов из СГК по стали 45 в 7 раз выше, чем у аналогичных образцов из бронзы; коэффициент трения скольжения по стали 45 у образцов из СГК в 1,65 раз ниже, чем у аналогичных образцов из бронзы.

Установлено, что при испытании на машине трения СМЦ-2 со смазкой И20А при нормальном напряжении 200 Н и вращении со скоростью 300 об/мин линейный износ образцов из СГК по стали 45 в 23 раза меньше, чем у аналогичных образцов из бронзы; коэффициент трения по стали 45 из образцов из СГК в 1,35 раз ниже, чем у аналогичных образцов из бронзы.

Аналогичные результаты получили по сравнению с бронзой БрАЖ9-4. Испытания проводили на машине трения СМЦ-2 в условиях сухого трения по схеме «вал-втулка» при давлении 0,6 МПа и скорости скольжения образца относительно стального шлифованного вала из стали 45 0,38 м/с. Было установлено, что линейный износ образцов из СГК в 10–15 раз ниже, чем у аналогичных образцов из бронзы БрАЖ9-4. Эти испытания свидетельствуют о том, что СГК может заменить традиционные антифрикционные бронзы в узлах трения машин и механизмов. Проведены опытно-промышленные испытания деталей из СГК в сравнении с аналогичными из бронз (см. таблицу).

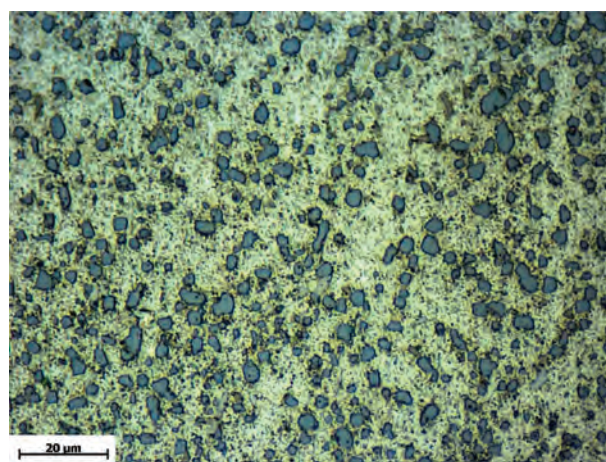


Рис. 6. Микроструктура заготовок из СГК после термической обработки

Опытно-промышленные испытания деталей из СГК

Предприятие	Страна	Результат
ПАО «Таганрогский металлургический завод»	Россия	Превосходят бронзовые
ОАО «Первоуральский новотрубный завод»	Россия	Превосходят бронзовые
ОАО «БЕЛАЗ» – управляющая компания холдинга «БЕЛАЗ-ХОЛДИНГ»	Беларусь	Не уступают бронзовым
ОАО «Витебсклифт»	Беларусь	Не уступают бронзовым
ОАО «Гомсельмаш»	Беларусь	Не уступают бронзовым
ОАО «Управляющая компания холдинга «Бобруйскагромаш»	Беларусь	Превосходят бронзовые
ОАО «Амкор – Дзержинск»	Беларусь	Не уступают бронзовым
ОАО «Светлогорск Химволокно»	Беларусь	Не уступают бронзовым
ОАО «Белшина»	Беларусь	Не уступают бронзовым

Продолжение таблицы

Предприятие	Страна	Результат
Завод «Могилевтрансмаш» ОАО «МАЗ»	Беларусь	Превосходят бронзовые
ОАО «Гомельский завод станочных узлов»	Беларусь	Превосходят бронзовые
ОАО «Кузлитмаш»	Беларусь	Не уступают бронзовым
ОАО «Завод Оптик»	Беларусь	Превосходят бронзовые
ЧУП «ВС-Техника»	Беларусь	Не уступают бронзовым
ОАО «Оршанский станкостроительный завод «Красный Борец»	Беларусь	Не уступают бронзовым
РУП «Завод «Эвистор»	Беларусь	Не уступают бронзовым

Испытания показали, что детали из СГК по износостойкости и ресурсу работы либо превосходят детали из бронз, либо не уступают им.



Рис. 7. Сплошные и полые заготовки из антифрикционного СГК



Рис. 8. Детали машиностроения из антифрикционного СГК

Антифрикционный СГК запатентован в России [3, 4]. В ИТМ НАН Беларуси из СГК изготавливают сплошные мерные заготовки диаметром до 200 мм и высотой до 250 мм; полые заготовки наружным диаметром от 90 до 350 мм и высотой до 200 мм; непрерывнолитые прутки диаметром от 40 до 90 мм. Стоимость заготовки из СГК в 3 раза меньше, чем аналогичной из бронзы. Общий вид заготовок показан на рис. 7, а деталей из них – на рис. 8.

Поставка заготовок из СГК осуществляется по ТУ ВУ 700002421.003-2011 на 60 предприятий Беларуси, России и Кореи. Область применения заготовок из СГК – подшипники скольжения, шестерни червячных колес редукторов, втулки балансиров и шарнирных соединений, вкладыши люнета токарных станков и прессов, втулки сателлитов дифференциалов и сальниковых букс, поршни гидроцилиндров, направляющие втулки и другие детали узлов технологического оборудования.

Таким образом, силумин с глобулярным кремнием является новым антифрикционным материалом, который с успехом заменяет более тяжелые и дорогие серийные антифрикционные бронзы.

Литература

1. **Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.** Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.
2. **Пат. RU 2288067**, МПК В22Д7/00, 27/04. Способ литья заготовок / В. Ю. Стеценко, Е. И. Марукович. 2006. Бюл. № 33.
3. **Пат. RU 2342220**, МПК В22Д11/055. Способ охлаждения кристаллизатора / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. 2008. Бюл. № 36.
4. **Пат. RU 2504595**, МПК С22С21/04. Антифрикционный сплав на основе алюминия / В. Ю. Стеценко, Е. И. Марукович. 2014. Бюл. № 2.

References

1. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Ju.** *Modificirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2009, 192 p.
2. **Stetsenko V. Ju., Marukovich E. I.** *Sposob lit'ja zagotovok* [Method of casting blanks]. Patent RU, no. 2288067, 2006.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Ju.** *Sposob ohlazhdenija kristallizatora* [Method of cooling the mold]. Patent RU, no. 2342200, 2008.
4. **Stetsenko V. Ju., Marukovich E. I.** *Antifrikcionnyj splav na osnove aljuminija* [Aluminum-based antifriction alloy]. Patent RU, no. 25004595, 2014.



УДК 620.175.2:669.715

Поступила 16.03.2017

ИЗУЧЕНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НАНОДИСПЕРСНЫХ МОДИФИКАТОРОВ

THE STUDY OF CRYSTALLOGRAPHIC PARAMETERS OF NANODISPERSE MODIFIERS

А. В. КАЛИНИН, А. С. ДУДНИКОВ, А. В. КАШЕНКОВА, Днепрпетровский национальный университет им. Олеса Гончара, г. Днепр, Украина, пр. Гагарина, 72. E-mail: kashenkova.nastyushka@mail.ru

A. V. KALININ, A. S. DUDNIKOV, A. V. KASHENKOVA, Dnepropetrovsky National University named after O. Gonchar, Dnepr city, Ukraine, 72, Gagarina ave. E-mail: kashenkova.nastyushka@mail.ru

Изучены кристаллографические параметры тугоплавких дисперсных и нанодисперсных композиций на основе Ti, Al, Si, Mg. Наноконпозиции получены методом плазмохимического синтеза. Рассчитаны удельная поверхность, гранулометрический и фазовый состав наноконпозиции. Проведен анализ влияния примесей на свойства наноконпозиций.

The crystallographic parameters of dispersed and nanodispersed refractory compositions based on Ti, Al, Si, Mg were studied in the article. The nanocomposites were made by plasma chemical synthesis method. The specific surface area, grain size and phase analysis of nanocompositions were calculated. An analysis was made of the impurities effect on the properties of nanocompounds.

Ключевые слова. Кристаллографические параметры, наноконпозиции, гранулометрический состав, плазмохимический синтез, карбонитрид титана, сталь, никелевый сплав.

Keywords. Crystallographic parameters, nanocompositions, grain size, plasmachemical synthesis, titanium carbonitride, steel, nickel-alloy.

Введение

Наноструктурные материалы являются наиболее перспективными во многих отраслях науки и техники (металлургии, машиностроении, авиации, космонавтике), медицине, электронике, физике, информатике. В середине XX в. стали интенсивно развиваться различные способы синтеза нанопорошков: газофазный и плазмохимический синтез, термическое разложение, механическое воздействие, самораспространяющийся высокотемпературный синтез. Наиболее эффективным способом получения нанопорошковых материалов является плазмохимический синтез.

При изучении наноматериалов установлено, что уменьшение размера кристаллитов ниже пороговой величины приводит к значительному изменению свойств металлов и сплавов. Такие эффекты проявляются при среднем размере частиц менее 100 нм [1–3]. Исследования дисперсных порошков с применением эмиссионно-световой микроскопии показали, что этим методом не представляется возможным получить достоверные сведения о размерах и конфигурации наночастиц не только из-за недостаточной разрешающей способности, но и из-за тенденции дисперсных частиц к созданию агрегатных цепочек и комплексов. Нанодисперсные композиции применяют в качестве модификаторов при получении изделий из сталей и сплавов с повышенным комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств. Так, при производстве модифицированных низколегированных сталей 09Г2 и 09Г2С для строительных конструкций и жаропрочных никелевых сплавов для лопаток газотурбинных авиационных двигателей достигнуто повышение прочности и технологических свойств на 20–25% при сохранении пластичности [4, 5].

Постановка задачи. Цель настоящей работы – исследование размерно-кристаллографических параметров нанодисперсных композиций карбидного и карбонитридного класса и возможности их применения в качестве модификаторов сталей и жаропрочных сплавов. Изучение кристаллографической и раз-

мерногеометрической формы нанодисперсных частиц проводили методами электронной микроскопии. Установлено [6], что в аргоновой плазме испарение и синтез исходных материалов происходит мало эффективно; полученные композиции имеют большой разброс по гранулометрическому составу. Поэтому в данной работе нанодисперсные композиции тугоплавких модификаторов получали методом плазмохимического синтеза в азотной плазме [7, 8]. При использовании азотной плазмы удельная поверхность полученных порошков находилась в пределах $11,5\text{--}14,5\text{ м}^2/\text{м}^3$, что соответствует технологическим требованиям. Полученная высокая удельная поверхность порошков SiC, TiC, TiN, Ti(CN) и Mg_2Si свидетельствует о высокой степени испарения и синтеза исходных материалов в азотной плазме. Результаты экспериментов были направлены на уменьшение доли примесей и побочных фаз порошков в процессе плазмохимического синтеза.

Методы исследований. Гранулометрический состав исходных материалов изучали в диапазоне размеров 50–600 нм. Установлено, что степень испарения обратно пропорциональна размеру частиц, причем присутствие примесей в конечном продукте резко увеличивается при частицах исходного продукта выше 300 нм. По результатам рентгеноструктурного анализа сделано заключение, что количество основной фазы (SiC, TiC, TiN, Ti(CN), AlN, Mg_2Si) максимально при гранулометрическом составе исходных материалов от 50 до 300 мкм. Воспроизводство удельной поверхности при определенных допущениях можно пропорционально связывать с интенсивностью дифракционного максимума и массовой долей соответствующей фазы в конечном продукте.

Результаты исследований и их обсуждение. Установлено, что в конечном нанодисперсном продукте нежелательно присутствие свободных элементов, особенно магния или углерода, так как в дисперсной форме пиррофорность значительно возрастает; весь продукт может сгореть при соприкосновении с воздухом.

Фазовый состав наноконпозиций на основе титана приведен в табл. 1.

Таблица 1. Фазовый состав нанодисперсных модификаторов плазмохимического синтеза

Формула композиции	Содержание элементов, мас. %					
	C		N		Ti	
	связанный	свободный	связанный	свободный	связанный	свободный
TiC	18–21	1,0–1,5	–	–	76–80	1,0–1,5
TiN	–	1,0–2,0	20–23	–	75–78	1,0–1,5
Ti(CN)	15–17	0,5–1,0	19–22	–	60–65	0,5–1,0

Для получения порошков SiC и Mg_2Si необходимо использовать избыток кремния (от 10 до 15%) с расчетом связывания всего магния или углерода, увеличивая при этом примесную составляющую в виде свободного кремния. В целях полного исключения магния из продукта синтеза изучили возможность дожигания магния непосредственно после плазмохимического синтеза.

Анализ электронно-микроскопических изображений дисперсных частиц и их микродифракционных картин показывает, что искусственно созданные плазмохимическим синтезом нанодисперсные модификаторы принадлежат к твердым кристаллическим веществам. Карбиды кремния, силициды магния, нитриды и карбонитриды титана сохранили способность к самоогранке плоскими гранями и представляют собой дискретную трехмерную систему.

Способность синтезированных частиц самоограняться является следствием их кристаллографического внутреннего строения, благодаря которому атомы частиц находятся на определенных прямых (потенциальных ребрах) в плоскостях (потенциальных гранях) кристаллов. Этому способствует объемная конденсация плазменного газа, позволяющая частицам иметь свободную кристаллизующуюся поверхность.

Анализ микродифракционных картин от кристаллов нитрида алюминия AlN позволил установить, что они по своей кристаллической структуре относятся к гексагональной сингонии с параметрами: $a = 4,3191\text{ Å}$, $c = 4,6191\text{ Å}$. Сопоставление изображений частиц карбида кремния с их микродифракционными картинками показало, что основной габитусной плоскостью является базисная плоскость (0001), а огранка осуществляется плоскостями семейства {1010}. Поэтому частицы нитрида алюминия формируются чаще всего в виде шестигранных или тригональных призм, а их боковые грани параллельны плоскостям {1010}.

Детальный анализ контраста на изображении частицы AlN показывает, что частица имеет на периферии меньшую толщину, чем в центральной части, поэтому ее огранка более сложная. Дополнительные грани, очевидно, параллельны плоскостям {1101}. В целом же огранка частиц стремится обеспечить максимальный объем при минимальной поверхностной энергии.

Электронно-микроскопический анализ частиц на основе титана (TiC, Ti(CN) и TiN) показал, что все они имеют кубическую решетку. Значения параметров решетки хорошо согласуются с данными для TiC ($a = 4,913 \text{ \AA}$), для TiN ($a = 4,244 \text{ \AA}$).

Сопоставление измеренного на дифракционных картинах межплоскостного расстояния карбонитрида титана приведено в табл. 2.

Т а б л и ц а 2. Межплоскостные расстояния порошкового модификатора карбонитрида титана

$r_{\text{измер.}}, \text{ мкм}$	$d_{\text{HKL измер.}}, \text{ \AA}$	$d_{\text{TiC табл.}}, \text{ \AA}$	HKL _{TiC}	λ прибора, мм
8,50	2,45	2,49	111	20,80
9,65	2,16	2,15	200	20,80
13,65	1,53	1,92	220	20,80
16,00	1,31	1,30	311	20,80

Получение плазмохимических дисперсных порошков, обусловленное высокими скоростями объемной конденсации газоплазменного потока, приводит к нестабильному состоянию дисперсных частиц. Об этом свидетельствуют меньшие параметры их кристаллической решетки по сравнению с массивными образцами того же состава, а также уменьшение параметров решетки от центра к поверхности частиц вследствие максимального сжатия поверхностного слоя силами поверхностного натяжения, что вызывает неоднородное распределение компонентов и фаз по радиусу частиц.

Кроме того, в нанодисперсных системах с размером частиц менее 10–20 нм появляются области аморфных образований [6, 7]. Существенно возрастают физическая и химическая активность дисперсных систем. Например, температура начала окисления дисперсного нитрида титана снижается на 60° при уменьшении размера частиц до 100 Å и соответствующем возрастании удельной поверхности [8].

Установлено, что наиболее эффективным модификатором низколегированной стали и никелевого сплава является карбонитрид титана. В табл. 2 приведены межплоскостные расстояния Ti(CN) согласно экспериментальным ($d_{\text{измер.}}$) и табличным ($d_{\text{табл.}}$) данным. При погрешности статистических измерений 1% колебания измеренного на микродифракционных картинах межплоскостного расстояния d_{HKL} составляют 0,01–0,2 Å. Это дает основание полагать, что решетка карбонитрида построена на основе карбида титана TiC с параметром $d_{\text{HKL}}(\text{TiC}) = 2,49 \text{ \AA}$, а атомы азота находятся в позициях атома углерода, образуя твердый раствор замещения азота в карбиде титана. В соответствии с этим частицы карбонитрида титана формируются в виде кубов, тетрагонов, на что указывают конфигурации проекций кристаллов при их проекции (001) (111), (110) или другими осями параллельно основному пучку электронов. Регулярные толщинные экстинкционные контуры и четкая линейность сторон проекций кубов указывают на высокое совершенство граней и ребер частиц карбонитрида. На микродифракционных картинах рефлексы имеют округлую форму без признаков тяжей и других дифракционных эффектов. Это свидетельствует об отсутствии дислокаций, дефектов упаковки, т. е. о высоком совершенстве кристаллической решетки нанодисперсных композиций.

Анализ микродифракционных картин проводили с использованием прецизионного определения постоянной прибора λ с помощью эталона – дисперсных порошков NaCl и Pt, напыленных в вакууме на пленку-подложку, на которой находился диспергированный порошок. Напыление производили под углом 60° со стороны переплетов медной сетки. В результате небольшая часть площади каждой ячейки содержала частицы эталонного вещества, что дало возможность получать снимки микродифракционных картин эталона и исследуемого вещества с интервалом 10–30 с, не изменяя токов в линзах прибора, и сократить погрешности определения d_{HKL} до минимума.

Выводы

Нанодисперсные композиции тугоплавких модификаторов получали способом плазмохимического синтеза. Методом рентгеновского дифракционного анализа определены кристаллографические параметры, изучен гранулометрический и фазовый состав композиций AlN, TiC, TiN, Ti(CN), SiC, Mg₂Si. В результате доказано, что частицы Ti(CN) размером 50–100 нм имеют гранецентрированную кубическую

решетку с высокой плотностью упаковки атомов, что позволяет применять нанокompозиции на основе титана в качестве модификаторов сталей и жаропрочных никелевых сплавов идентичного кристаллического строения для получения дисперсных структур и повышенных физико-механических свойств.

Литература

1. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А. И. Гусев. М.: Физмат, 2005. 416 с.
2. Борисенко В. Е. Наноматериалы и нанотехнологии / В. Е. Борисенко, Н. К. Толочко. Минск: ИЦБУ, 2008. 375 с.
3. Солнцев Ю. П. Спеціальні конструкційні матеріали / Ю. П. Солнцев, С. Б. Беліков, І. П. Волчок, С. П. Шейко. Запоріжжя: ВАЛПІС-поліграф, 2010. 536 с.
4. Большаков В. И. Особенности структурообразования наномодифицированных Si-Mn-сталей / В. И. Большаков, А. В. Калинин // Строительство, материаловедение, машиностроение. Днепропетровск, 2016. Вып. 89. С. 21–29.
5. Калинина Н. Е. Технологические особенности наномодифицированных литейных жаропрочных никелевых сплавов / Н. Е. Калинина, А. Е. Калиновская, В. Т. Калинин // Компрессорное и энергетическое машиностроение. 2013. XI 1(31). С. 54–56.
6. Богуслаев В. О., Качан О. Я., Калініна Н. Є., Мозговий В. А., Калінін В. Т. Наноматеріали і нанотехнології / Запоріжжя: МоторСич, 2015. 200 с.
7. Андриевский Р. А. Наноматериалы: Концепция и современные проблемы / Р. А. Андриевский // Рос. хим. журн. 2002. XLVI. № 5. С. 50–56.
8. Gleiter A. Nanostructured materials: Basic concepts and microstructure // Acta Materialia. 2000. Vol. 48. No. 1. P. 1–29.

References

1. Gusev A. I. *Nanomaterialy, nanostrukturny, nanotekhnologii* [Nanomaterials, nanostructures, nanotechnologies]. Moscow, Fizmat Publ., 2005, 416 p.
2. Borisenko V. E., Tolochko N. K. *Nanomaterialy i nanotekhnologii* [Nanomaterials and nanotechnologies]. Minsk, ICBU Publ., 2008, 375 p.
3. Solncev Ju. P., Belikov S. B., Volchok I. P., Shejko S. P. *Special'nye konstrukcionnye materialy* [Special construction materials]. Zaporozh'e, VALPIS Publ., 2010, 536 p.
4. Bol'shakov V. I., Kalinin A. V. Osobennosti strukturoobrazovaniya nanomodifitsirovanyh Si-Mn- stalej [Features of the structure formation of nanomodified Si-Mn steels]. *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie = Construction, materials science, machine building*, 2016, vyp. 89, pp. 21–29.
5. Kalinina N. E., Kalinovskaja A. E., Kalinin V. T. Tehnologicheskie osobennosti nanomodifitsirovanyh litejnyh zharoprochnykh nikelovyh splavov [Technological features of nanomodified cast refractory nickel alloys]. *Kompressornoe i jenergeticheskoe mashinostroenie = Compressor and power engineering*, 2013, XI 1(31), pp. 54–56.
6. Boguslaev V. O., Kachan O. Ja., Kalinina N. E., Mozgovij V. A., Kalinin V. T. *Nanomaterialy i nanotekhnologii* [Nanomaterials and nanotechnologies]. Zaporozh'e, MotorSich Publ., 2015. 200 p.
7. Andrievskij R. A. Nanomaterialy: Konceptija i sovremennye problem [Nanomaterials: Concept and modern problems]. *Rossijskij himicheskij zhurnal = Russian Chemical Journal*, 2002, XLVI, no. 5, pp. 50–56.
8. Gleiter A. Nanostructured materials: Basic concepts and microstructure. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, no. 1, pp. 1–29.



УДК 621.74

Поступила 01.03.2017

МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ ПРОЧНОСТИ СТЕРЖНЕВЫХ ЛИТЕЙНЫХ КРАСОК ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

METHOD OF MEASUREMENT OF STRENGTH OF CORE CASTING PAINT AT HIGH TEMPERATURES

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

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

Разработаны методика и прибор для измерения прочности литейной огнеупорной краски при высоких температурах. Показано, что потеря прочности для связующего алюмината натрия после нагрева в интервале 300–600 °С меньше, чем для силиката натрия. Наблюдается корреляция твердости и прочности краски при нагреве до 1300 °С.

The method and device for measuring of the strength of the core casting refractory paint at high temperatures were developed. It has been shown that the failure strength sodium aluminates binder after testified that decrease of sodium aluminates binder strength after being in the range of 300–600 °C is lower than that for sodium silicate. There is a correlation between hardness and strength of the paint during heating at 1300 °C.

Ключевые слова. Стержневая литейная краска, прочность, алюминат натрия, силикат натрия, связующие краски.

Keywords. Core casting paint, strength, sodium aluminate, sodium silicate, paint binder.

Прочность противопожарных покрытий стержней и форм является важной характеристикой красок, применяемых в литейном производстве. Потеря прочности сцепления частиц огнеупорного наполнителя (маршаллита, дистенсилиманита, циркона и др.) может приводить к пригару на отливках и образованию засоров. Для оценки прочности красок предложено несколько методик. Наиболее часто применяется способ оценки прочности по времени удаления слоя краски с поверхности стекла струей песка, падающего с определенной высоты на краску [1]. Недостатком этого метода определения прочности является невозможность его применения при высоких температурах. Известно, что краски на основе органических связующих и жидкого стекла теряют свою прочность при нагреве выше 350 °С, в связи с чем значение прочности краски после сушки (130–150 °С) не позволяет судить о ее поведении при контакте с расплавленным металлом [2].

Методика, предложенная в работе [3], основана на замере твердости краски после нагрева до высоких температур. По сравнению с методикой [1] ее применение позволяет проследить динамику изменения твердости после нагрева краски, нанесенной на керамическую подложку, до интересующей исследователя температуры и ее последующего охлаждения до комнатной температуры. Тем не менее, необходимо учитывать, что при высоких температурах в случае применения неорганических связующих (жидкого стекла, алюмината натрия, алюмосиликата натрия, алюмохромфосфата и др.) образуются легкоплавкие эвтектические системы $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$, которые при температурах заливки стали или чугуна находятся в жидком (или размягченном) состоянии, но кристаллизуются в процессе остывания. В связи с этим прочность, измеренная после остывания нагретой до 1000–1400 °С краски, не дает реального представления о поведении краски в процессе заливки формы расплавленным металлом.

Исходя из изложенного выше, предлагается следующая методика измерения прочности краски при высоких температурах. Измерение прочности нагретой до температур в интервале 200–1300 °С краски осуществляли на пластинках, которые изготавливали, используя склеенные из плотной бумаги приспособления (рис. 1). Густую краску заливали с помощью шприца в желобки приспособления и сушили

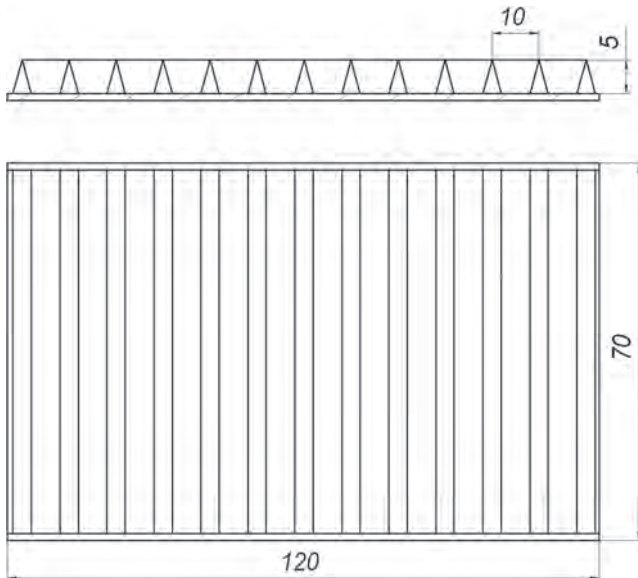


Рис. 1. Приспособление для изготовления пластинок из краски

ром произошла поломка пластинки 8 и установить удельную прочность на изгиб.

Испытания можно проводить непосредственно в шахтной печи, установив в ней подставку и пластинку из краски. При этом необходимо использовать сменный наконечник 7 соответствующей длины. Точность замеров прочности в печи выше по сравнению с результатами замеров после извлечения образцов из печи, так как в процессе извлечения образца частично охлаждаются.

Прочность краски на изгиб определяли по величине усилия, при котором происходило разрушение образца [4]:

$$\sigma_{из} = \frac{3Pa}{2bh^2}, \text{ Н/см}^2, \quad (1)$$

где P – усилие разрушения, Н; a – расстояние между точками опоры подставки, см; h и b – соответственно высота и ширина образца, см.

Для сравнения результатов, полученных при определении прочности после остывания образца и при высоких температурах, проведена серия экспериментов, в ходе которых испытывали краски на основе дистенсилиманита со связующим жидким стеклом (6%) и алюминатом натрия (6%). С помощью приспособления (см. рис. 1) изготавливали по 12 образцов на жидком стекле (6%) и на алюминате натрия (6%). Образцы укладывали в печь и нагревали до температур в интервале 180–1300 °С. При различных температурах из печи извлекали по два образца для каждого из связующих. Один образец испытывали при высокой температуре, а второй – после остывания до 20 °С (рис. 3). Из рисунка видно, что во всем диапазоне температур при использовании алюмината натрия показатели прочности более высокие. При его применении падение прочности при нагреве до 300 °С не столь существенно, и оно наблюдается в более узком диапазоне температур. Эксперименты показали, что до 1000 °С раз-

в печи при 200 °С, затем высушенные пластинки извлекали и укладывали в печь SNOL 7.2/1300. По мере достижения температуры 180, 300, 400, 600, 800, 1000, 1200 и 1300 °С пластинки извлекали из печи, укладывали на шамотную подставку на две опоры и определяли усилие разрушения на изгиб.

Прибор для измерения прочности (рис. 2) состоит из прозрачного корпуса 2, закрываемого пробкой 1, в которой крепится направляющий стержень 5. На поверхности корпуса нанесены деления, а внутри находится пружина 3 и поршень 4, к которому прикреплена трубка 6. На нижнем конце трубки установлен металлический стержень. При надавливании на пробку 1 поршень 4 перемещается по направляющему стержню 5, сжимая пружину. В момент поломки образца (пластинки) 8 фиксируется положение поршня 4 на шкале корпуса 2. Проведя предварительно тарирование шкалы по величине нагрузки, можно установить усилие, при кото-

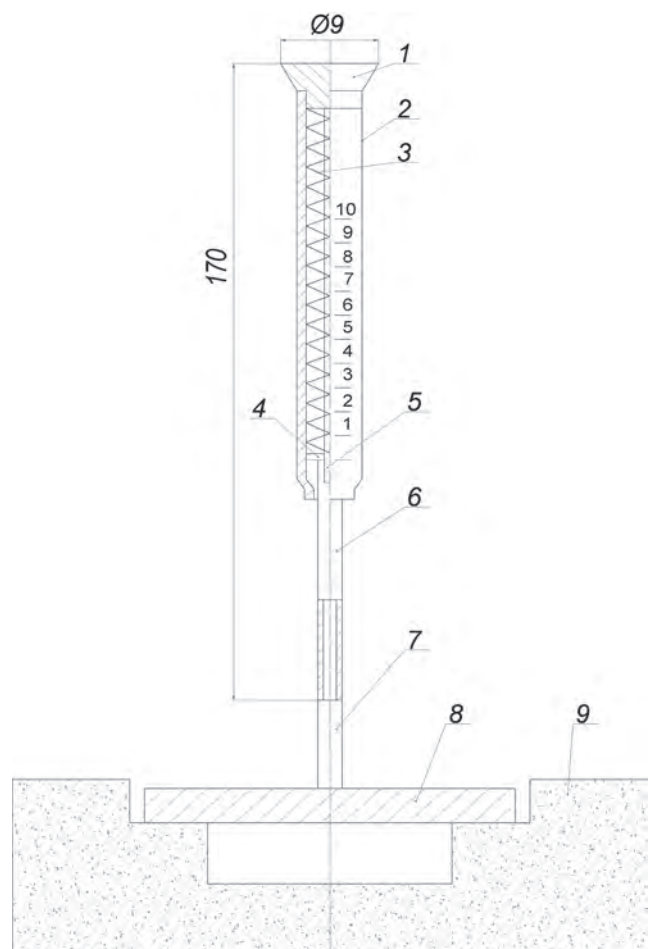


Рис. 2. Прибор для измерения прочности краски при высоких температурах: 1 – пробка; 2 – корпус; 3 – пружина; 4 – поршень; 5 – направляющий стержень; 6 – трубка; 7 – наконечник; 8 – пластинка из краски; 9 – подставка

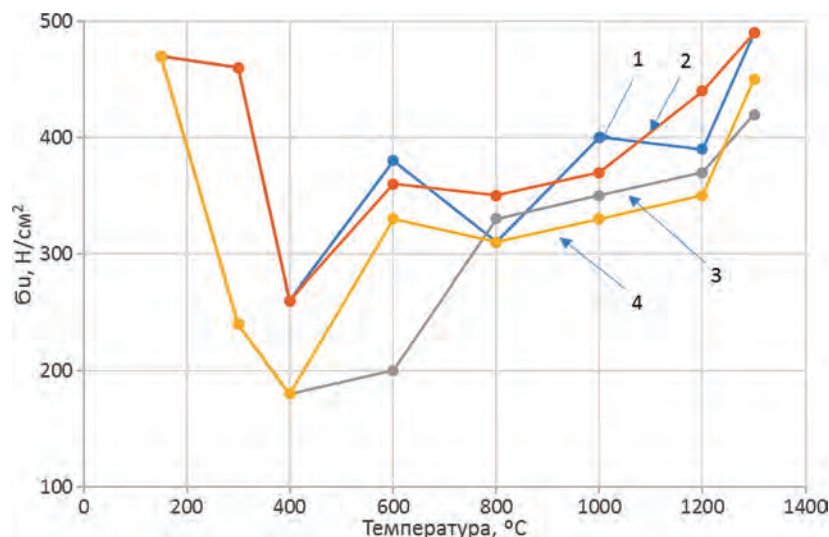


Рис. 3. Прочность краски при различных температурах: 1 – алюминат (горячий); 2 – алюминат (холодный); 3 – силикат (горячий); 4 – силикат (холодный)

ница между прочностью в горячем и холодном состояниях находится в рамках погрешности эксперимента.

Сравнение зависимостей твердости красок, нагретых до температур в диапазоне 180–1300 °C [5], с зависимостями прочности (рис. 3) показало, что твердость краски, определенная по методике [3], может служить критерием оценки прочности краски.

Выводы

1. Разработаны методика и прибор для измерения прочности огнеупорных литейных красок при высоких температурах.
2. Проведенные исследования в диапазоне температур 180–1300 °C показали, что для алюмината натрия падение прочности после нагрева свыше 300 °C меньше, а температурный диапазон восстановления прочности более узкий, чем у силиката натрия, что позволяет рекомендовать алюминат натрия к применению взамен жидкого стекла.
3. Из сравнения приведенных зависимостей наблюдается корреляция прочности краски от температуры с результатами замера твердости после нагрева до высоких температур [5].

Литература

1. Сварика А. А. Покрытия литейных форм М.: Машиностроение, 1977. 216 с.
2. Комаров О. С., Немененок Б. М., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д. Совершенствование составов противопопригарных красок // Литье и металлургия. 2016. № 1. С. 53–57.
3. Комаров О. С., Барановский К. Э., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д. Методика определения прочности противопопригарных покрытий // Литье и металлургия. 2014. № 4. С. 31–32.
4. Полубояринов Д. Н. Практикум по технологии керамики и огнеупоров. М.: Стройиздат, 1972. 351 с.
5. Комаров О. С., Немененок Б. М., Комарова Т. Д. Особенность связующих свойств силиката и алюмината натрия // Литейное производство. 2016. № 10. С. 4–6.

References

1. Svarika A. A. *Pokrytiya litejnyh form* [Coatings molds]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 120 p.
2. Komarov O. S., Nemenenok B. M., Rozenberg E. V., Komarova T. D. Sovershenstvovanie sostavov protivoprigarnykh krasok [Improvement of the composition of nonstick colors]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 1, pp. 53–57.
3. Komarov O. S., Baranovskij K. Je., Rozenberg E. V., Komarova T. D. Metodika opredelenija prochnosti protivoprigarnykh pokrytij [Methods of determination of the dressing fastness]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 31–32.
4. Polubojarinov D. N. *Praktikum po tehnologii keramiki i ogneuporov* [Practical workshop on technology of ceramics and refractory materials]. Moscow, Strojizdat Publ., 1972. 351 p.
5. Komarov O. S., Nemenenok B. M., Komarova T. D. Osobennost' svjazujushhih svojstv silikata i aljuminata natrija [Pecularity of binding properties of silicate and aluminate of sodium]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2016, no. 10, pp. 4–6.



УДК 620.197.5

Поступила 21.03.2017

ПРОТЕКТОРЫ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ ОТ КОРРОЗИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

PROTECTORS FOR PROOFING OF IRON-CARBON-ALLOYS FROM CORROSIVE EFFECT

А. А. ПИВОВАРЧИК, Д. В. ПОВИДАЙКО, Гродненский государственный университет им. Янки Купалы, г. Гродно, Беларусь, ул. Ожешко, 22. E-mail: piwchik21@tut.by

A. A. PIVOVARCHYK, D. V. POVIDAJKO, Yanka Kupala State University of Grodno, Belarus, 22, Ozheshko str. E-mail: piwchik21@tut.by

В статье приведены результаты практической апробации разработанных составов протекторов для защиты от коррозии низкоуглеродистых сплавов, используемых в автомобилестроении, изготовленных из вторичного алюминиевого сырья. Представлены результаты исследования эффективности протекторной защиты разработанных протекторов.

The article presents the results of practical testing of the developed compositions of protectors for proofing of low-carbon alloys used in the automotive industry and made from melting stocks of secondary aluminum raw materials. The results of the study of the effectiveness of the proofing of the developed protectors are presented.

Ключевые слова. Коррозия, катодная защита, протектор, железоуглеродистый сплав, алюминиевый сплав, цинковый сплав.

Keywords. Corrosion, cathodic protection, protector, the iron-carbon alloy, aluminum alloy, zinc alloy.

Введение

Современная автомобильная промышленность имеет огромное количество предприятий с разнообразными технологиями производства, позволяющих получать всевозможные изделия, детали и комплектующие. Оборудование для данных предприятий изготавливают преимущественно из сплавов черных и цветных металлов. Со временем технологическое оборудование и его составные элементы (узлы, детали и т. п.) разрушаются вследствие воздействия коррозии. Это приводит к значительным экономическим потерям, обусловленным либо полной заменой оборудования, либо частичной заменой входящих в него узлов и деталей.

Одним из известных способов защиты металлических конструкций от негативного воздействия коррозии является катодная защита, представляющая собой электрохимическую защиту металла, основанная на наложении внутреннего катодного тока. Катодная защита на практике реализуется в двух вариантах: 1) когда необходимый сдвиг потенциала обеспечивается подключением защищаемого изделия в качестве катода к внешнему источнику тока; 2) когда при организации катодной защиты отрицательный полюс внешнего источника тока присоединяют к защищаемой металлической конструкции, а положительный – к вспомогательному электроду, работающему как анод [1–3].

Разновидностью катодной защиты является протекторная защита, реализация которой состоит в присоединении к защищаемой металлической конструкции более электроотрицательного металла (протектора), растворяясь в окружающей агрессивной среде, он защищает от разрушения основную конструкцию [4, 5].

Данная работа направлена на создание импортозамещающих материалов вследствие разработки отечественных составов протекторов с использованием вторичного алюминиевого сырья, применение которых позволит уменьшить интенсивность коррозионного разрушения металлических конструкций транспортных средств (ТС) при воздействии агрессивных сред.

Цель работы – исследование эффективности использования протекторов, полученных на основе вторичных шихтовых материалов.

Методика проведения экспериментов. Апробацию в реальных условиях эксплуатации механических транспортных средств прошли протекторы, изготовленные по методике, представленной в работах [6, 7]. Шихтовой состав вторичных материалов, используемых для получения протекторов, приведен в табл. 1.

Таблица 1. Шихтовой состав вторичного сырья, используемого для получения протекторов

Номер исследуемого состава протектора	Массовая доля основных компонентов в сплаве протектора, %		
	кусковые отходы алюминиевого сплава марки АМгб	алюминиевая проволока	цинк гранулированный
1	–	–	100
2	45	45	10
3	–	85	15
4	85	–	15

В качестве защищаемых образцов использовали холоднокатаный листовой прокат из стали марки Ст3, ГОСТ 1050-88. Крепление защищаемых стальных образцов с протекторами осуществляли, используя болтовое соединение (рис. 1).

Протекторы и защищаемые образцы устанавливали под кузовом грузового автомобиля на диэлектрическом (деревянном) основании. Выбор места закрепления обусловлен тем, что в данном месте кузова защищаемые образцы будут в наибольшей степени контактировать с агрессивными растворами, присутствующими на автомобильных дорогах в осенне-зимний период. Испытания после установки под кузовом защищаемых образцов проводили в течение 45 дней. Пробег автомобиля за данный период времени составил порядка 5000 км. После снятия защищаемых образцов определяли эффективность действия исследуемых протекторов по ГОСТ 9.908-85 «Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости» [8], используя такие показатели, как потерю массы образца и степень поражения поверхности защищаемого образца коррозией.

Потерю массы образца на единицу площади поверхности Δm , кг/м², рассчитывали по формуле:

$$\Delta m = \frac{m_0 - m_1}{S_{\text{сум}}}, \quad (1)$$

где m_0 – масса образца до испытаний, кг; m_1 – масса образца после испытаний и удаления продуктов коррозии, кг; $S_{\text{сум}}$ – суммарная площадь поверхности защищаемого образца, м².

Определение массы защищаемых образцов до и после испытаний осуществляли при помощи цифровых электронных весов с точностью измерения 0,0001 г.

Степень поражения поверхности защищаемого образца коррозией пятнами G , %, находили по формуле

$$G = \frac{\sum_{i=1}^n S_i}{S} \cdot 100, \quad (2)$$

где S_i – площадь i -го пятна, пораженного коррозией, м²; n – количество пятен; S – площадь поверхности образца, защищаемого от коррозии, м².

Определение пораженной коррозией площади металла на защищаемом образце проводили путем очерчивания, вычисления и сравнения площадей, поврежденных коррозией зон, с зонами, не подвергшимися коррозии, используя программное обеспечение «Компас-3D» компании АСКОН (рис. 2). Масштабный коэффициент определяли путем сравнения реальной площади образца с площадью, полученной в результате измерений программным комплексом «Компас-3D».

Результаты исследований и их обсуждение. Результаты исследований эффективности действия разработанных протекторов приведены в табл. 2, 3. Из табл. 2 видно, что наименьшая потеря массы за-



Рис. 1. Протектор и защищаемый стальной образец: 1 – защищаемый стальной образец; 2 – протектор; 3 – болтовое соединение

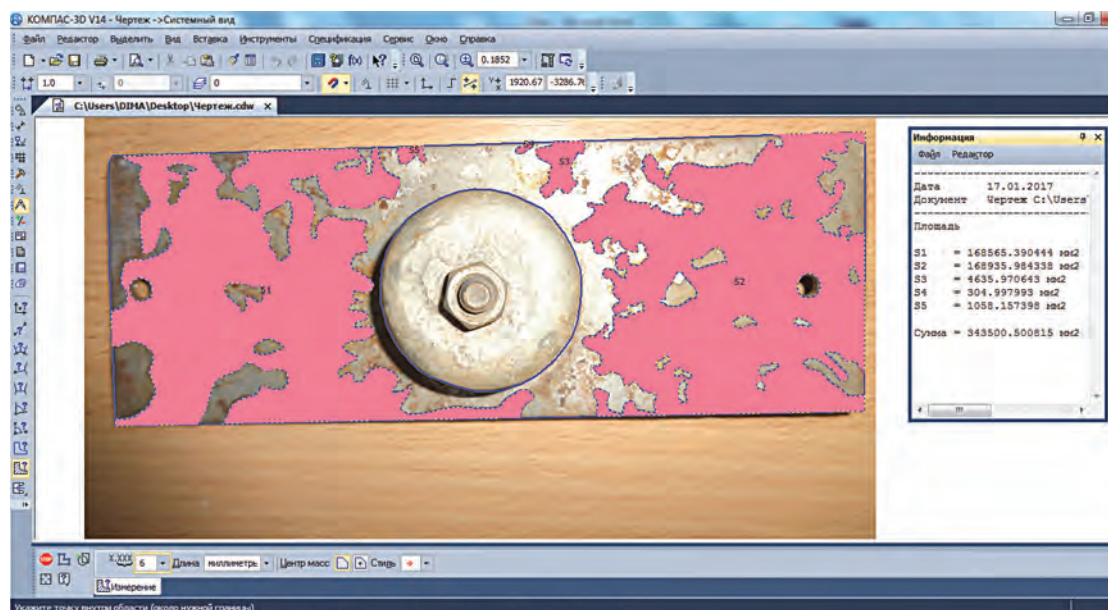


Рис. 2. Схема определения пораженной коррозией площади защищаемого образца с использованием программного обеспечения «Компас-3D»

защищаемого образца наблюдается при использовании протектора 1 ($4,6069 \text{ кг/м}^2$). Промежуточные значения потери массы защищаемого образца получены при использовании протекторов 2 и 4. При этом у данных составов результаты практически сопоставимы: $5,5282$ и $5,8354 \text{ кг/м}^2$ соответственно. Худший результат получен при использовании протектора 3. Образец без установленного защитного протектора имеет существенную потерю массы, в $2,5\text{--}4,0$ раза превосходящую показатели при использовании протекторов.

Т а б л и ц а 2. Результаты исследования значений потери массы образцов при использовании разработанных протекторов

Номер исследуемого состава протектора	Суммарная площадь поверхности защищаемого образца, м^2	Масса защищаемого образца до испытаний, кг	Масса защищаемого образца после испытаний, кг	Потеря массы защищаемого образца на единицу площади, кг/м^2
1	0,0001628	0,1276	0,1269	4,6069
2		0,1255	0,1246	5,5282
3		0,1271	0,1261	6,1425
4		0,1249	0,1239	5,8354
5 (без протектора)		0,1280	0,1255	15,0500

Т а б л и ц а 3. Результаты исследования степени поражения поверхности образцов при использовании разработанных протекторов

Номер исследуемого состава протектора	Площадь поверхности образца, защищаемого от коррозии, м^2	Площадь поверхности защищаемого образца от повреждения коррозией, м^2	Площадь поверхности защищаемого образца, поврежденная коррозией, %
1	0,0000814	0,000043	53
2		0,000049	60
3		0,000054	66
4		0,000046	56
5 (без протектора)		0,000068	83

Исследования степени поражения поверхности образцов при использовании разработанных протекторов (табл. 3) показали, что наименьшая степень поражения поверхности защищаемого образца наблюдается при использовании протектора 1 (53%). Промежуточные значения получены при использовании протекторов 2 и 4 соответственно 60 и 56%. Худший результат получен при использовании протектора 3 (66%). Образец 4 без установленного защитного протектора имеет значительное поражение поверхности коррозией (83%).

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что в качестве протекторов с высокими антикоррозионными свойствами для защиты кузовных элементов автомобильной техники

целесообразно использовать протектор, полученный на основе кусковых отходов алюминиевого лома марки АМг6 (85%) с добавкой гранулированного цинка (15%).

Литература

1. Семенова И. В., Флорианович Г. М., Хорошилов А. В. Коррозия и защита от коррозии. М.: Физико-математическая литература, 2002. 335 с.
2. Бородин В. В. Защита автомобиля от коррозии электрохимическим способом: Советы бывалого. М.: Транспорт, 1994. 30 с.
3. Улиг Г. Г., Ревн Р. У. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику: Пер. с англ. / Под ред. А. М. Сухотина. Л.: Химия, 1989. 456 с.
4. Бэкман В., Швенк В. Катодная защита от коррозии: Пер. с нем. М.: Metallurgija, 1984. 496 с.
5. Андреев И. Н. Введение в коррозиологию. Казань: Изд-во Казанского гос. техн. ун-та, 2004. 140 с.
6. Пивоварчик А. А., Повидайко В. Д., Михальцов А. М. Разработка состава протектора на основе цветных сплавов из вторичного сырья для защиты железоуглеродистых сплавов от коррозионного воздействия // Литье и металлургия. 2016. № 1. С. 115–119.
7. Пивоварчик А. А. Исследование защитных свойств протекторов, полученных на основе вторичного алюминиевого сырья // Веснік ГрДУ імя Янкі Купалы. Сер 6. Тэхніка. 2016. Т. 6. № 2. С. 28–35.
8. ГОСТ 9.908-85. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. М.: Комитет СССР по стандартам, 1987. 17 с.

References

1. Semjonova I. V., Florianovich G. M., Horoshilov A. V. *Korroziya i zashhita ot korrozii: ucheb. posobie* [Corrosion and corrosion protection: textbook. allowance]. Moscow, Physics and mathematics Publ., 2002. 335 p.
2. Borodin V. V. *Zashhita avtomobilja ot korrozii jelektrohimicheskim sposobom* [Protection of the car from corrosion electrochemically]. Moscow, Transport Publ., 1994. 30 p.
3. Ulig G. G., Revi R. U. *Korroziya i bor'ba s neju. Vvedenie v korrozionnuju nauku i tehniku* [Corrosion and corrosion control. An Introduction to corrosion science and Engineering]. Leningrad, Khimija Publ., 1989. 456 p.
4. Backman V., Schwenk W. *Katodnaja zashhita ot korrozii* [Cathode corrosion protection]. Moscow, Metallurgija Publ., 1984. 496 p.
5. Andreev I. N. *Vvedenie v korroziologiyu* [Corrosionology in brief]. Kazan', Izd-vo Kazanskogo gos.-techn. un-ta Publ., 2004. 140 p.
6. Pivovarchyk A. A., Povidajko V. D., Mikhaltsov A. M. *Razrabotka sostava protektora na osnove cvetnyh splavov iz vtorichnogo syr'ja dlja zashhity zhelezouglerodistykh splavov ot korrozionnogo vozdejstviya* [Development of tread on the basis of color alloys recycled iron-carbon alloys protection from corrosion]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 1, pp. 115–119.
7. Pivovarchyk A. A. *Issledovanie zashhitnykh svojstv protektorov, poluchennykh na osnove vtorichnogo aluminievogo syr'ja* [Investigation of protective properties of protectors obtained on the basis of secondary aluminum raw materials]. *Vesnik GrDU imja Janki Kupaly. Ser. 6. Tjehnika = Bulletin of Grodno State University named after Kupala, Ser. 6, Technics*, 2016, vol. 6, no. 2, pp. 28–35.
8. *GOST 9.908-85. Edinaja sistema zashhity ot korrozii i starenija. Metally i splavy. Metody opredelenija pokazatelej korrozii i korrozionnoj stojkosti* [State Standard 9.908-85. Unified system of protection against corrosion and aging. Metals and alloys. Methods for determining corrosion and corrosion resistance]. Moscow, 1987. 17 p.



УДК 621.745, 669.715

Поступила 14.03.2017

ФИЗИКО–ХИМИЧЕСКОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КОМПОНЕНТОВ СИСТЕМЫ Al/SiO_2 В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ СИНТЕЗА ЛИТЕЙНЫХ ДИСПЕРСНО–УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

PHYSICO–CHEMICAL INTERACTIONS BETWEEN COMPONENTS OF THE Al/SiO_2 SYSTEM IN METALLURGICAL SYNTHETIC PROCESSES OF CASTING PARTICULATE REINFORCED ALUMINUM ALLOYS

И. В. РАФАЛЬСКИЙ, Б. М. НЕМЕНЕНОК, Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: rafalski@mail.ru

I. V. RAFALSKI, B. M. NEMENENOK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimost ave. E-mail: rafalski@mail.ru

Исследованы процессы физико-химического взаимодействия компонентов алюмоматричных композиций Al/SiO_2 при различных температурных режимах их обработки, обеспечивающие получение в расплавах алюминия алюмооксидной керамики и синтез дисперсно-упрочненных сплавов системы $Al-Si/Al_2O_3$. Введение дисперсных частиц кремнийоксидной керамики осуществлялось методом их замешивания в расплав алюминия, находящимся в жидко-твердофазном состоянии. В процессе температурно-временной обработки композиций Al/SiO_2 реализован синтез алюмооксидной керамики с контактным поверхностным слоем, обеспечивающим самопроизвольное смачивание жидким алюминием.

The physicochemical interactions between components in the Al/SiO_2 aluminum matrix compositions under various temperature conditions of processing are studied. The synthesis of aluminum oxide ceramics in aluminum melts for the production of particulate reinforced $Al-Si/Al_2O_3$ alloys was performed. The addition of dispersed particles of silicon oxide ceramics was carried out by mixing into aluminum melt in a liquid-solid state. At the temperature-time processing of the Al/SiO_2 compositions, alumina ceramic with a contact surface layer providing spontaneous wetting with liquid aluminum is realized.

Ключевые слова. Металломатричные композиты, реакционный синтез, дисперсно-упрочненные $Al-Si/Al_2O_3$ сплавы, жидко-твердофазные процессы.

Keywords. Metal matrix composites, reaction synthesis, particulate reinforced $Al-Si/Al_2O_3$ alloys, liquid-solid processes.

Введение

Композиционные материалы на основе алюминия, или алюмоматричные композиционные сплавы (АКС), армированные различными неметаллическими фазами, характеризуются сочетанием высокой удельной прочности, жесткости и жаропрочности, повышенными антифрикционными свойствами и износостойкостью в широком диапазоне температур, при высоких динамических нагрузках, которыми традиционные алюминиевые сплавы в большинстве случаев инженерной практики не могут обеспечить потребителя [1]. Однако производство изделий из АКС до настоящего времени остается относительно высокзатратным процессом, а технологические способы получения таких сплавов, несмотря на все их большое разнообразие и видимый прогресс в разработке новых методов синтеза АКС, пока не привели к снятию имеющихся ограничений на массовое производство изделий из этих материалов [2–6].

Перспективным направлением в создании АКС является синтез литейных сплавов на основе алюминия с использованием металлургических жидкофазных и жидко-твердофазных технологий литья (реолитье, тиксолитье, комполитье) с использованием дисперсных неметаллических материалов, прежде всего оксида алюминия и карбида кремния [7–10]. Стоимость дисперсных армирующих материалов зависит от конъюнктуры рынка и значительно отличается для различных видов керамических порошков в зависимости от химического состава, дисперсности и степени чистоты. С целью снижения затрат на производство АКС предпринимаются попытки применения дешевых и недефицитных материалов, в том числе кремнезема, сажи, алюмосиликатов, порошкообразных отходов техногенных производств.

Одними из наиболее доступных и недефицитных для получения АКС являются керамические материалы на основе оксида кремния (кремнезем, порошки кварцевого стекла). Однако их использование в качестве армирующих наполнителей, несмотря на низкую стоимость, нельзя признать перспективным для получения дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов из-за способности SiO_2 вступать в реакцию с алюминием, что приводит к деградации армирующих фаз либо на этапе производства изделий, либо на этапе их эксплуатации. В связи с этим в рамках выполненных исследований разработаны альтернативные подходы, основанные на использовании кварцевых материалов в качестве исходного шихтового сырья для управляемого реакционного синтеза алюмооксидной керамики непосредственно в процессе металлургической обработки композиционных смесей Al/SiO_2 . В результате реакции SiO_2 с алюминием при разработанных технологических режимах обработки композиционной суспензии Al/SiO_2 , помимо оксида алюминия, происходит образование свободного кремния. Это позволяет использовать композиционные составы Al/SiO_2 также и в качестве металлургического сырья для производства традиционных литейных Al-Si сплавов (силуминов).

Методика исследования

Физико-химические процессы взаимодействия компонентов системы «алюминий–оксид кремния» изучали при использовании метода их совмещения в жидко-твердофазном (ЖТ) состоянии расплава алюминия при различных температурных режимах обработки алюмоматричных композиций. В качестве исходных материалов для приготовления АКС использовали алюминий марки А7, кварцевый песок марки $2\text{K}_2\text{O}3$.

Совмещение компонентов системы проводили в ЖТ состоянии расплава после его нагрева до температуры, превышающей температуру ликвидус. Кварцевые материалы в расплав вводили после удаления оксидной пленки с его поверхности при непрерывном перемешивании композиции до получения однородной массы.

Температурный режим обработки композиционных составов контролировали с помощью микропроцессорной системы термического анализа с использованием хромель-алюмелевых термопар, помещенных внутрь кварцевой трубки длиной 35 ± 5 мм с наружным диаметром не более 4,5 мм и внутренним не менее 3,0 мм. После проведения термического анализа композиций и их охлаждения до комнатной температуры проводили термическую обработку полученных образцов.

Полученные результаты и их обсуждение

Результаты металлографического анализа и рентгенофлуоресцентной спектроскопии композиций «алюминий–кварцевый песок» с содержанием кварцевого песка 10 % от массы алюминия после нагрева композиции до 550°C и выдержки при этой температуре 6 ч приведены на рис. 1 и в табл. 1.

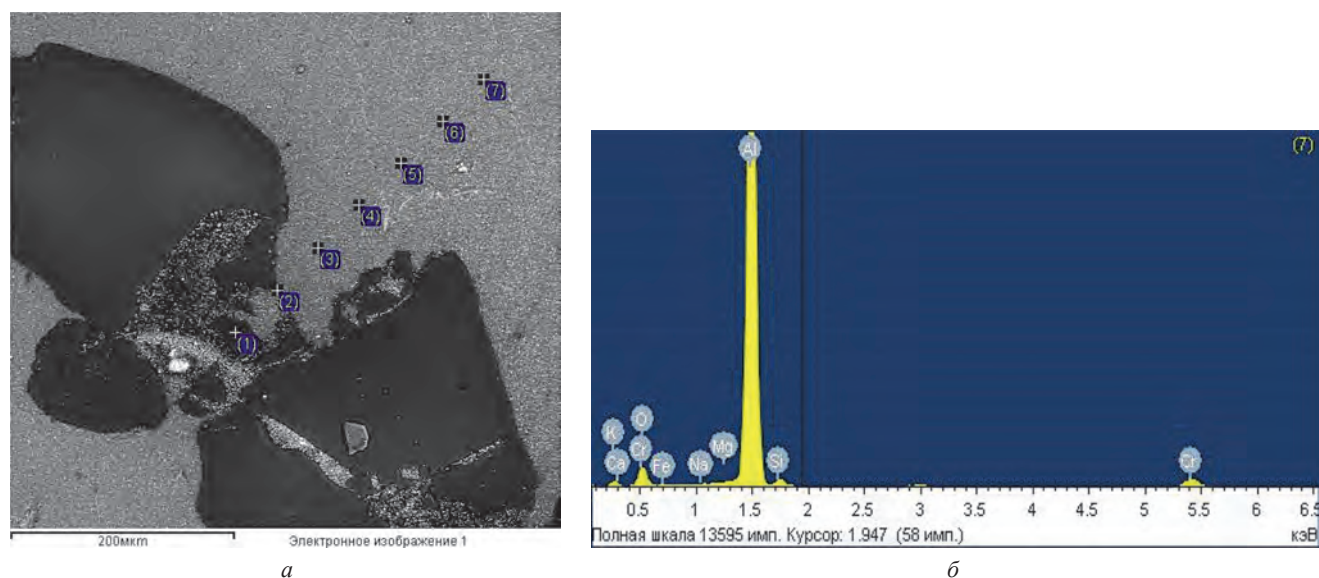


Рис. 1. Электронное изображение микроструктуры (а) и спектры рентгенофлуоресцентного излучения (б) АКС $\text{Al-10\%SiO}_2$ после нагрева композиции до 550°C и выдержки ее в течение 6 ч

Т а б л и ц а 1. Результаты микрорентгеновского анализа структурных составляющих участков образца (рис. 1) АКС системы Al-10%SiO₂ после нагрева композиции до 550 °С и выдержки в течение 6 ч

Спектр	Состав химических элементов, %							
	O	Na, K	Mg	Al	Si	Ca	Cr	Fe
1	40,95	0,10	0,05	19,13	35,74	0,00	4,00	0,03
2	16,13	0,14	0,00	66,75	12,58	0,00	4,31	0,09
3	12,44	0,00	0,00	76,65	7,53	0,02	3,33	0,03
4	14,14	0,06	0,00	74,90	5,36	0,00	5,46	0,08
5	12,25	0,05	0,00	79,00	4,23	0,00	4,40	0,07
6	12,29	0,03	0,01	80,06	3,35	0,00	4,17	0,09
7	12,96	0,03	0,01	79,31	2,52	0,00	5,13	0,04

Установлено, что после термической обработки (550 °С, 6 ч) АКС системы «алюминий–оксид кремния» вследствие протекания диффузионных процессов концентрация кремния при удалении от границы раздела фаз на расстоянии до 200 мкм постепенно снижается по сравнению с его начальным содержанием в оксидной фазе SiO₂ (табл. 1). Тем не менее, образования новых фаз не наблюдалось. Наличие хрома объясняется его присутствием в частицах оксида Cr₂O₃ на поверхности шлифа, использованного при полировании образца.

Более существенные изменения по границе раздела фаз системы «алюминий–оксид кремния» наблюдали после нагрева композиции до 700 °С (жидкое состояние металлической основы) и выдержки ее в течение 10 мин при этой температуре с последующим охлаждением АКС. В результате взаимодействия контактирующих фаз на поверхности частиц кварцевого песка образуется переходный слой толщиной 2–3 мкм с повышенной концентрацией алюминия и пониженной концентрацией кремния (рис. 2).

В оксидной фазе вдоль границы раздела формируется зона протяженностью 2–3 мкм, прилегающая к переходному слою, в которой непрерывно повышается концентрация алюминия, а кремния и кислорода соответственно снижается в направлении от оксидной фазы к алюминию. Концентрация алюминия в этом слое более чем в 5 раз превышает концентрацию кремния и в 1,7 раза – кислорода (табл. 2). Это свидетельствует о том, что переходный слой имеет сложный состав и может содержать оксиды алюминия нестехиометрических составов.

Т а б л и ц а 2. Результаты микрорентгеновского анализа структурных составляющих участков образца (рис. 2) АКС системы Al-10%SiO₂ после нагрева композиции до 700 °С и выдержки в течение 10 мин

Спектр	Состав химических элементов, %							
	O	Na, K	Mg	Al	Si	Ca	Cr	Fe
1	32,66	0,12	0,07	55,76	10,43	0,03	0,86	0,06
2	38,32	0,01	0	27,11	33,69	0,02	0,76	0,09
3	41,21	0,18	0	22,88	34,94	0,05	0,7	0,03
4	13,49	0,13	0	75,52	9,58	0,01	1,27	0
5	41,56	0,04	0	21,91	35,97	0	0,52	0
6	34,16	0,12	0,05	44,16	20,64	0	0,71	0,15
7	12,35	0,20	0	77,01	8,93	0,06	1,34	0,10

В поверхностном слое алюминия, контактирующего с переходным слоем оксидной фазы, в свою очередь, формируется зона протяженностью 5–6 мкм с повышенной концентрацией кремния, при этом концентрация алюминия в нем постепенно уменьшается в направлении от алюминия к поверхности переходного слоя на границе раздела фаз.

В целом концентрации указанных химических элементов при переходе от поверхности алюминия к поверхности оксида кремния через переходный слой изменяются в 3,5–4,0 раза. Это свидетельствует о том, что в процессе нагрева активно происходит диффузия атомов алюминия в поверхностный слой оксида кремния с последующим химическим взаимодействием с образованием свободного кремния, атомы которого переходят в поверхностный слой алюминия. Общая протяженность зоны, в которой наблюдаются процессы физико-химического взаимодействия на границе раздела контактирующих фаз в системе «алюминий – оксид кремния», включая переходный слой на поверхности оксида кремния и зоны с повышенной концентрацией алюминия и кремния на прилегающих к этому слою поверхностях соответственно оксида кремния и алюминия, составляет около 10–12 мкм.

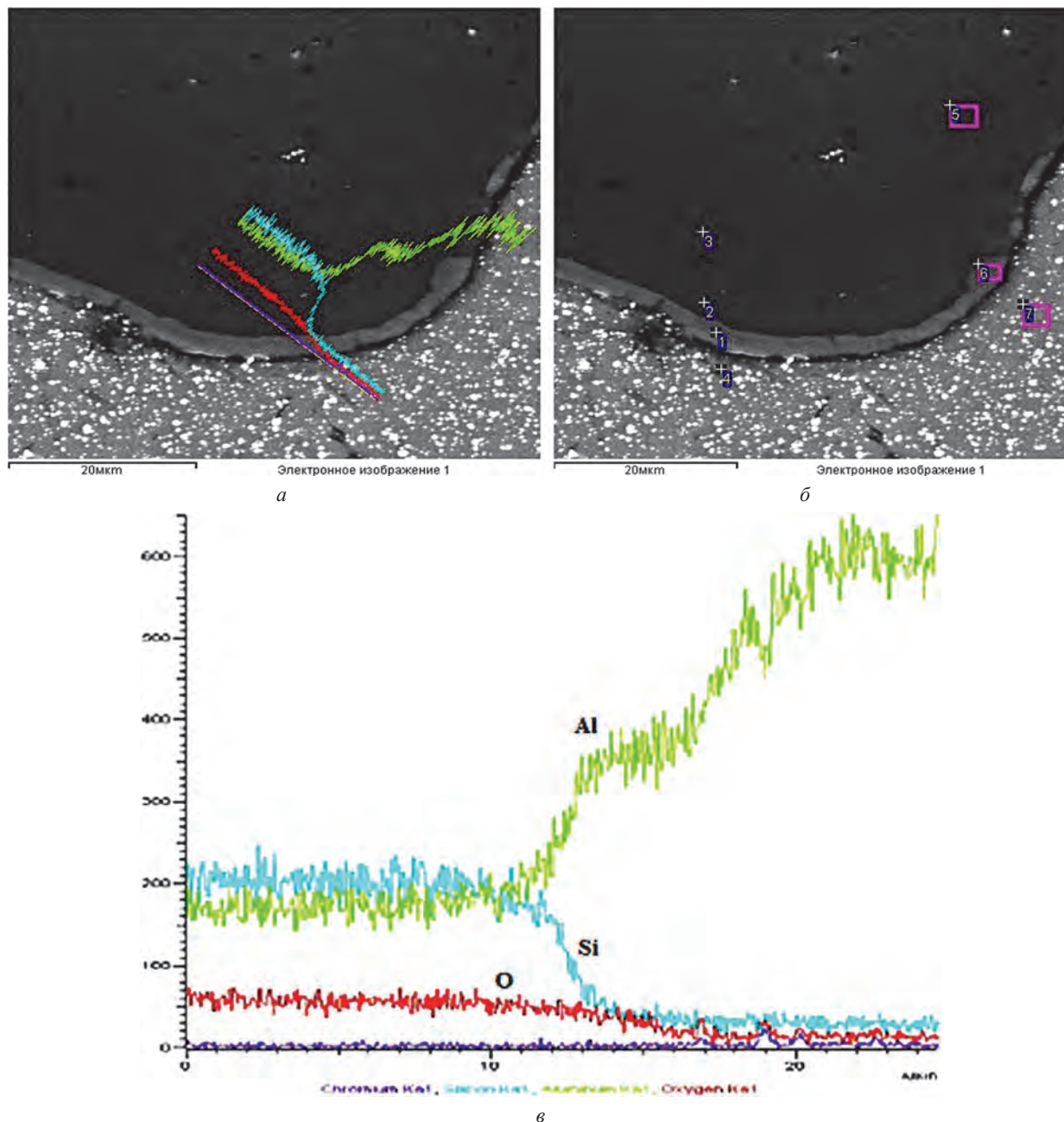


Рис. 2. Электронное изображение микроструктуры (а, б) и спектры рентгенофлуоресцентного излучения (в) АКС Al-10%SiO₂ после нагрева композиции до 700 °С и выдержки в течение 10 мин

После температурно-временной обработки (ТВО) при повышенных температурах (нагрев композиции до 850 °С) и более длительной выдержке (в течение 45 мин) наблюдали восстановление кремния атомами алюминия по всему объему оксидного включения (рис. 3, табл. 3).

Таблица 3. Результаты микрорентгеновского анализа структурных составляющих участков образца (рис. 3) АКС системы Al-10%SiO₂ после нагрева композиции до 850 °С и выдержки в течение 45 мин

Спектр	Состав химических элементов, %							
	O	Na, K	Mg	Al	Si	Ca	Cr	Fe
1	1,61	0,10	0	96,79	1,4	0	0,10	0
2	4,31	0,01	0,05	87,75	6,77	0,04	1,07	0
3	40,9	0	0	58,71	0,31	0,06	0,02	0
4	4,74	0,07	0	68,74	24,2	0	1,51	0,74
5	7,15	0,13	0	70,67	19,15	0	2,47	0,43
6	40,21	0,06	0	58,06	1,58	0	0	0,09
7	3,93	0,02	0,04	93,9	0,70	0,1	1,31	0

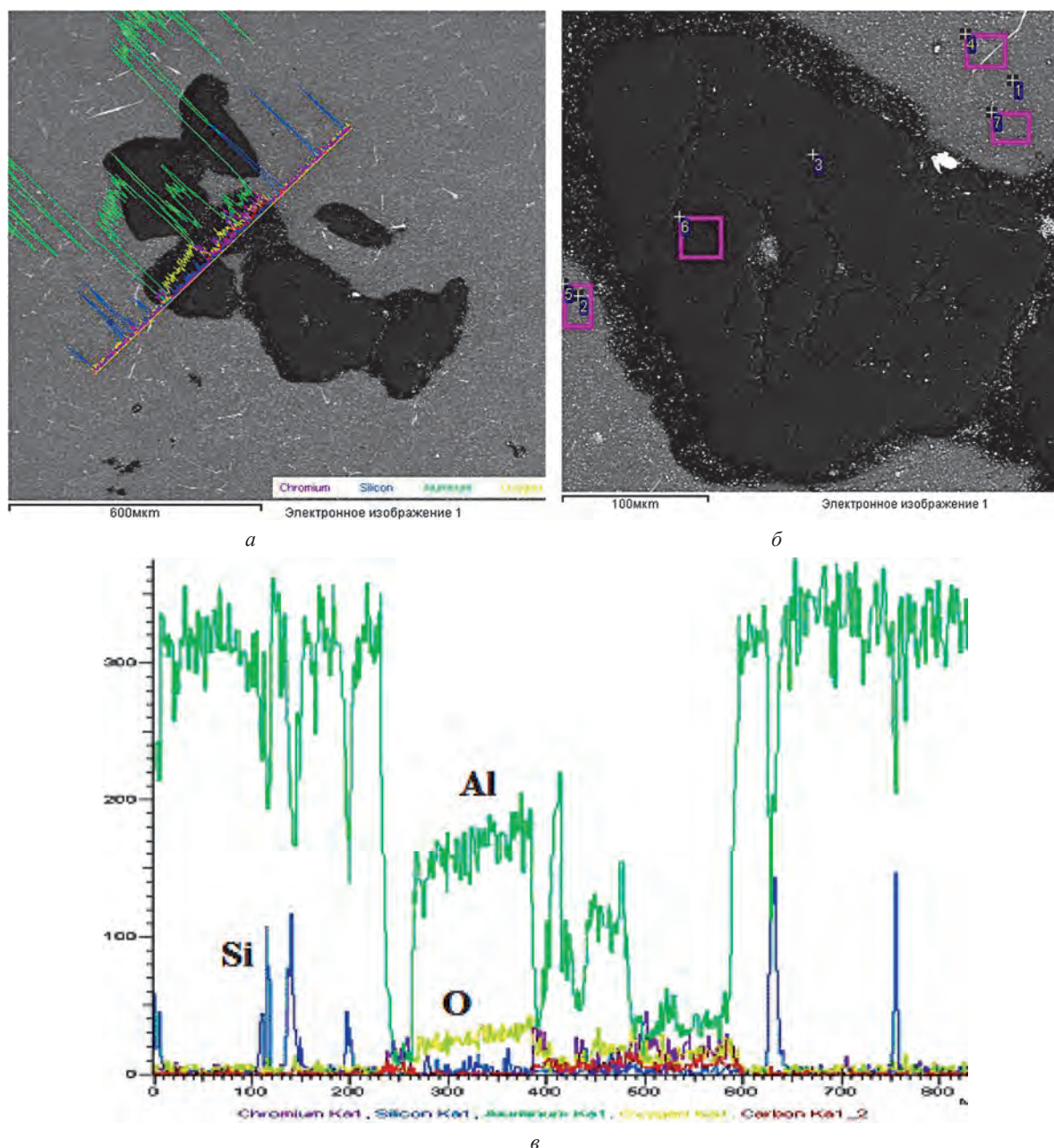


Рис. 3. Электронное изображение микроструктуры (а, б) и спектры рентгенофлуоресцентного излучения (в) АКС Al-10%SiO₂ после нагрева композиции до 850 °С и выдержки в течение 45 мин

Концентрация кремния, по данным микрорентгеновского анализа образцов АКС системы Al-10%SiO₂ после нагрева композиции до 850 °С, выдержки в течение 45 мин с последующим охлаждением до комнатной температуры, снижается по всему объему оксидной фазы до значений 0,3–1,6 мас.%, концентрация алюминия увеличивается до 58–59 мас.%, концентрация кислорода составляет около 40 мас.%, что несколько превышает стехиометрическое соотношение атомов алюминия к кремнию в Al₂O₃.

Следует отметить, что после ТВО АКС в жидком состоянии не отмечалось отделения оксидных фаз от расплава даже при использовании длительного и интенсивного перемешивания композиций (от 1 до 20 кг). Затвердевание АКС системы Al-SiO₂ после ТВО с последующим отбором композиции из тигля осуществлялось в виде однородной вязкой массы. Это свидетельствует о том, что образовавшиеся в АКС в результате реакции восстановления оксида кремния расплавом алюминия оксидные фазы характеризуются хорошей адгезией к расплаву алюминия.

Характер адгезионного взаимодействия алюминия с поверхностью оксидов в АКС, полученных методом ЖТ-совмещения компонентов, оценивали по значению массовой доли сухого шлака, собранного с поверхности расплава, относительно исходной массы неметаллических соединений (наполнителя), вводимой в расплав алюминия. В качестве наполнителя АКС использовали оксид алюминия чистый,

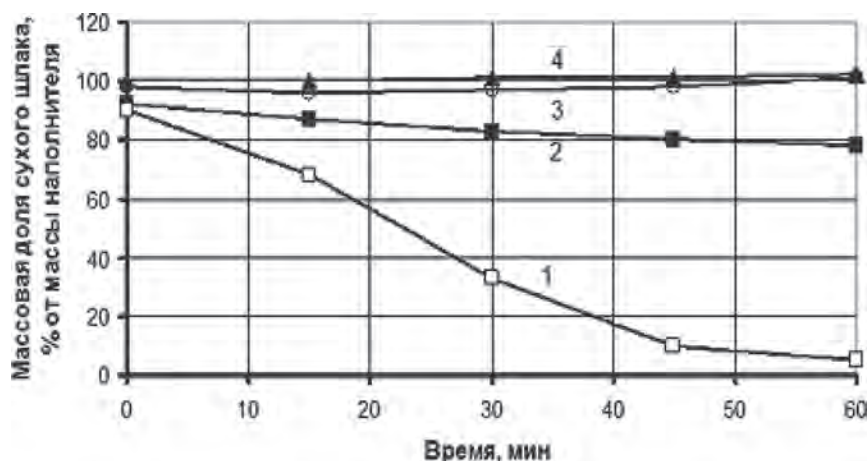


Рис. 4. Влияние времени выдержки алюмоматричных композиций при температуре 800 °С на массовую долю сухого шлака, в процентах от массы наполнителя АКС: 1 – 20 мас.% кварцевого песка после гидрообработки и сушки; 2 – 20 мас.% кварцевого песка в исходном состоянии; 3 – 5 мас.% оксида алюминия; 4 – 20 мас.% кварцевого песка и 0,5 мас.% криолитсодержащего флюса (Na_3AlF_6)

кварцевый песок марки $2\text{K}_2\text{O}_2\text{O}_3$ в исходном состоянии и после гидравлической обработки с последующей сушкой (подготовленный), а также обработанный кварцевый песок с добавками (0,5 мас.%) криолитсодержащего флюса (Na_3AlF_6). Оксидные фазы (20 мас.% для кварцевого песка, 5 мас.% для оксида алюминия) смешивали с расплавом алюминия (массой 100–120 г) в ЖТ состоянии.

Полученные композиции после их затвердевания и повторного нагрева до температуры 800 °С выдерживали различное время (до 1 ч), после чего перемешивали и с поверхности расплава собирали шлак. Собранный шлак после отделения металлических присадок и просева на ситах с размером ячейки 1 мм взвешивали на весах с точностью до 0,1 г. Зависимость массовой доли сухого шлака, в процентах от исходной массы наполнителя АКС, от времени выдержки исследованных композиций при температуре 800 °С представлена на рис. 4.

Анализ полученных результатов показал, что наибольшее адгезионное взаимодействие расплава алюминия с оксидными фазами наблюдается для композиций, полученных с использованием подготовленного кварцевого песка. Для композиций, содержащих оксид алюминия, а также оксид кремния с добавками криолитсодержащего флюса, независимо от времени выдержки композиции после ее перемешивания оксидная фаза отделялась от расплава, всплывая в шлак.

С целью изучения фазового состава оксидных соединений шлака, образующихся в результате взаимодействия алюминия с частицами кремнезема в алюмоматричной композиции, были исследованы продукты реакции – неметаллические фазы, полученные после совмещения компонентов композиции $\text{Al}-20$ мас.% SiO_2 в ЖТ состоянии сплава и его последующей температурно-временной обработки (при температуре 800 °С и выдержке 1 ч), выделенных методом рафинирования из расплава с использованием криолитсодержащего флюса (47% KCl , 30% NaCl , 23% Na_3AlF_6).

Выделенные продукты реакции после промывки водой и сушки подвергали анализу на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в пошаговом режиме сканирования в кобальтовом монохроматизированном K_α -излучении в диапазоне углов 2θ 16–120°. Первичную обработку спектра (сглаживание спектра, вычитание фона) проводили с помощью программы DifWin1. Анализ фазового состава по обработанной рентгенограмме выполняли с использованием программы «Crystallographica Search-Match» и базы данных PDF-2 (рис. 5).

Установлено, что фазовый состав соединений, образовавшихся после совмещения компонентов композиции $\text{Al}-20$ мас.% SiO_2 в ЖТ состоянии сплава с последующей ТВО (при температуре 800 °С и выдержке 1 ч) определяется оксидами алюминия со следующими типами кристаллической структуры: ромбоэдрической Al_2O_3 (39,2 мас.%), кубической $\text{Al}_{2.667}\text{O}_4$ (с 54,6 мас.%) и моноклинной $\text{Al}_{2.427}\text{O}_{3.64}$ (6,3 мас.%). Фазы SiO_2 не наблюдалось до уровня чувствительности прибора (порядка 1%).

Полученные результаты свидетельствуют о том, что образующиеся в результате физико-химического взаимодействия между частицами кварцевого песка и алюминия оксидные фазы имеют сложный состав и могут содержать значительное количество оксидов нестехиометрических составов с различной структурой, обеспечивающих хорошую смачиваемость расплавом алюминия оксидных фаз АКС.

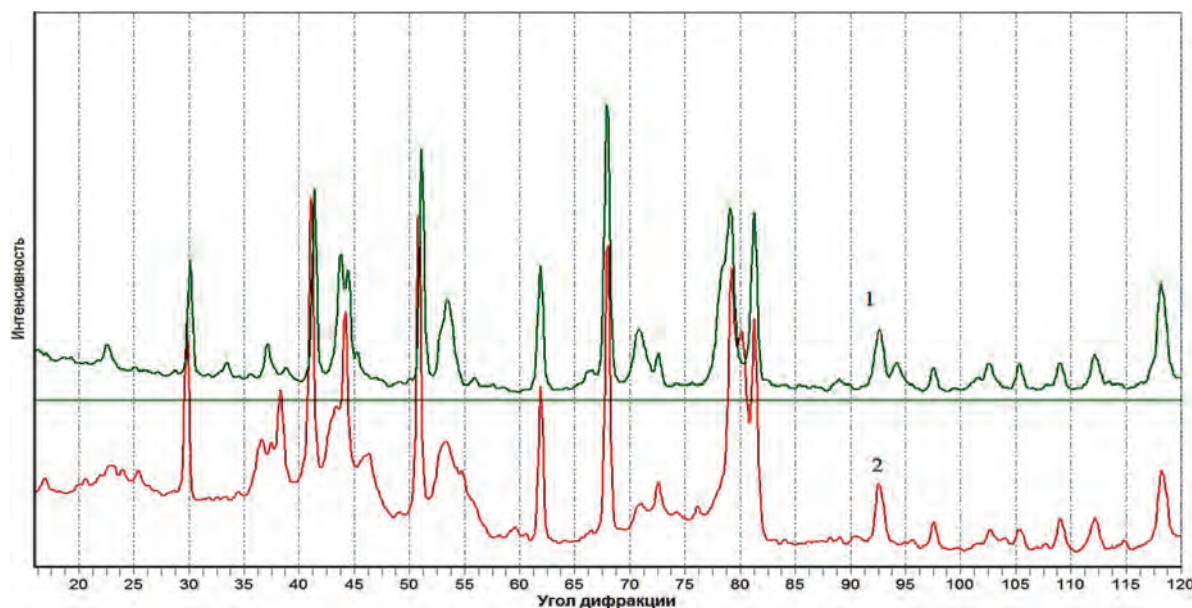


Рис. 5. Рентгенограммы оксидных фаз: 1 – продукты реакции кремнезема с алюминием (после совмещения компонентов композиции Al – 20 мас.% SiO₂ в гетерофазном состоянии сплава и последующей температурно-временной обработки АКС при температуре 800 °С и выдержке 1 ч); 2 – химически чистый оксид алюминия

Анализ полученных результатов позволяет предложить механизм физико-химического взаимодействия компонентов сплава на основе алюминия, содержащего дисперсные соединения оксида кремния, при использовании ТВО композиционной суспензии Al/SiO₂.

На начальном этапе технологического цикла получения композиционной суспензии Al/SiO₂ в алюминии содержатся только частицы оксида кремния (SiO₂ содержит 46,7% Si, остальное – кислород). Реакция с алюминием начинается с формирования контактной поверхности и развивается благодаря диффузии алюминия внутрь оксидного включения. В результате протекания реакции содержание кремния в оксидном включении уменьшается, свободный кремний диффундирует в расплав, а содержание алюминия увеличивается до стехиометрического состава, близкого к Al₂O₃.

При охлаждении композиционной суспензии Al/SiO₂ ниже температуры солидус жидкая фаза претерпевает фазовый переход, сопровождаемый объемными изменениями, в результате которых частицы неметаллического соединения оказываются стесненными металлической фазой сплава, что обеспечивает развитие контактной поверхности между ними.

В соответствии с разработанными технологическими маршрутами получения АКС реакция кремнезема с алюминием протекает в два этапа. Сначала осуществляется низкотемпературная стадия (ниже 700 °С), при которой обеспечиваются условия для формирования на поверхности SiO₂ контактного слоя Al₂O₃. На первом этапе при совмещении компонентов АКС в ЖТ состоянии расплава обеспечивается возникновение физического контакта между гетерофазными структурными составляющими рассматриваемой системы «алюминий/неметаллическая фаза».

Параллельно с развитием контактной поверхности гетерофазных компонентов АКС при ТВО композиции в ЖТ состоянии расплава (температурная обработка АКС путем охлаждения ее ниже температуры солидус с последующим нагревом либо длительная выдержка композиции в ЖТ состоянии металлической основы) в результате диффузии атомов алюминия на поверхности дисперсных частиц наполнителя вначале образуется переходный слой Al₂O₃, с повышенной концентрацией алюминия и пониженной концентрацией Si. В оксидной фазе вдоль границы раздела формируется зона протяженностью 2–3 мкм, прилегающая к переходному слою, в которой непрерывно повышается концентрация атомов алюминия, а атомов кремния и кислорода соответственно снижается в направлении от оксидной фазы к алюминию. В поверхностном слое алюминия, контактирующего с переходным слоем оксидной фазы, в свою очередь, формируется зона протяженностью 5–6 мкм с повышенной концентрацией атомов Si, при этом концентрация атомов алюминия в нем постепенно уменьшается в направлении к поверхности переходного слоя на границе раздела фаз.

Формирование переходного слоя на поверхности дисперсных частиц SiO₂ сопровождается появлением эффекта самопроизвольного смачивания оксидных фаз расплавом алюминия, что позволяет осуще-

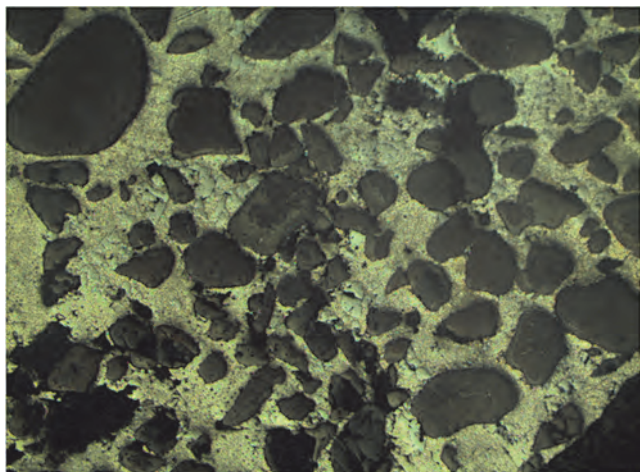


Рис. 6. Структура дисперсно-упрочненного заэвтекктического силумина, полученного из композиционной суспензии Al/45% SiO₂, после ТВО в режиме «затвердевание–нагрев до 850–880 °C – изотермическая выдержка 60 мин» (без рафинирующей обработки АКС). ×50

спечивает получение АКС с содержанием алюмооксидных фаз до 50% (рис. 6).

Нагрев композиции до 800–850 °C позволяет перевести сплав в жидкое состояние, что приводит к интенсификации процессов диффузионного обмена атомов и химического взаимодействия между частицами оксида кремния и алюминием. Повышение температуры металлической основы вызывает увеличение диффузионной подвижности атомов алюминия, что приводит к интенсивному восстановлению SiO₂ во всем объеме дисперсной частицы кварцевого наполнителя с одновременным высвобождением кремния (продукта реакции). Образующаяся кристаллическая структура Al₂O₃ может также содержать некоторое количество остаточного оксида кремния (3–6 мас.%). При этом концентрация кремния в расплаве алюминия непрерывно увеличивается, а ее конечное значение зависит от содержания кварцевого наполнителя в АКС и степени протекания реакции. В результате осуществляется синтез частиц алюмооксидной керамики (Al₂O₃) в расплаве непосредственно в металлургическом цикле обработки композиционной суспензии Al/SiO₂, что концептуально приближает разработанную технологию к методам in-situ.

Выводы

Введение частиц оксидной керамики (SiO₂), осуществляемое низкочастотным методом замешивания в ЖТ состоянии, приближает разработанный процесс к жидко-твердофазным методам литья АКС (реолитья, комполитья). Синтезируемые частицы оксидной керамики имеют более сложную структуру, чем обычные включения Al₂O₃, с поверхностными слоями, обеспечивающими их самопроизвольное смачивание расплавом алюминия, и остаточной (в центральной части оксидного включения) фазой SiO₂, что приближает получаемые АКС к полиармированным алюмоматричным композитам. В связи с этим разработанный металлургический процесс синтеза носит характер гибридной, комбинированной технологии получения АКС.

Синтез из кремнезема в расплаве алюминия алюмооксидной керамики с контактным поверхностным слоем, обеспечивающим самопроизвольное смачивание жидким алюминием, открывает перспективы низкочастотного производства литейных дисперсно-упрочненных сплавов на основе системы Al-Si/Al₂O₃, так как устраняются основные проблемы, присущие жидкофазным и жидко-твердофазным технологиям их получения: полное усвоение расплавом армирующих частиц Al₂O₃, их однородное распределение в матрице и, как следствие, прочная межфазная связь по границам раздела.

Литература

1. Rohatgi P. K. Metal-matrix Composites / P. K. Rohatgi // Defence Science Journal. 1993. Vol. 43. No. 4. P. 323–349.
2. Yoshinori Nishida. Introduction to Metal Matrix Composites: Fabrication and Recycling / Springer Science & Business Media, 2013. 203 p.
3. Панфилов А. А. Проблемы и перспективы развития производства и применения алюмоматричных композиционных сплавов / А. А. Панфилов, Е. С. Прусов, В. А. Кечин // Сб. тр. Нижегородского гос. техн. ун-та им. Р. Е. Алексеева. 2013. № 2 (99). С. 210–217.

4. **Brian Cantor.** Metal and Ceramic Matrix Composites / Brian Cantor, Fionn P. E. Dunne, Ian C. Stone // CRC Press. 2003. 430 p.
5. **Bala G. Narasimha.** A Review on Processing of Particulate Metal Matrix Composites and its Properties / Bala G. Narasimha, Vamsi M. Krishna, Dr. Anthony M. Xavier // International Journal of Applied Engineering Research. 2013. Vol. 8. No. 6. P. 647–666.
6. **Asthana R.** Cast metal-matrix composites. I: Fabrication techniques / R. Asthana // Journal of Materials Synthesis and Processing. 1997. Vol. 5. No. 4. P. 251–278.
7. **Hirt G.** Semi-solid Forming of Aluminium and Steel – Introduction and Overview / G. Hirt, L. Khizhnyakova, R. Baadjou, F. Knauf and R. Kopp // Thixoforming: Semi-solid Metal Processing. Edited by G. Hirt and R. Kopp, 2009, WILEY-VCH, Weinheim. P. 1–27.
8. **Saravanan C.** Fabrication of aluminium metal matrix composite / C. Saravanan, K. Subramanian, D. B. Sivakumar, M. Sathyanandhan, R. Sankara Narayanan // Journal of Chemical and Pharmaceutical Sciences, Special. 2015. Issue 7, P. 82–87.
9. **Рафальский И. В.** Ресурсосберегающий синтез сплавов на основе алюминия с использованием дисперсных неметаллических материалов и интеллектуальные методы контроля металлургических процессов их получения / И. В. Рафальский. Минск: БНТУ, 2016. 308 с.
10. **Рафальский И. В.** Физико-химические основы синтеза силуминов с использованием кварцосодержащих материалов / И. В. Рафальский, А. В. Арабей, Б. М. Немененок. Минск: БНТУ, 2015. 140 с.

References

1. **Rohatgi P. K.** Metal-matrix Composites. *Defense Science Journal*. 1993, vol. 43, no. 4, pp. 323–349.
2. **Yoshinori Nishida.** Introduction to Metal Matrix Composites: Fabrication and Recycling. *Springer Science & Business Media*, 2013. 203 p.
3. **Panfilov A. A., Prusov E. S., Kechin V. A.** Problemy i perspektivy razvitiya proizvodstva i primeneniya alyumomatrichnykh kompozitsionnykh splavov [Problems and prospects of development of production and application of alumo-matrix composite alloys]. *Trudy Nizhegorodskogo gos. techn. universiteta im. R. E. Alekseeva = Proc. of the Nizhny Novgorod State Tech. University of R. E. Alekseeva*, 2013, no. 2 (99), pp. 210–217.
4. **Brian Cantor, Fionn P. E. Dunne, Ian C. Stone.** Metal and Ceramic Matrix Composites. *CRC Press*, 2003. 430 p.
5. **Bala G. Narasimha, Vamsi M. Krishna, Dr. Sc. Anthony M. Xavier.** A Review on Processing of Particulate Metal Matrix Composites and its Properties. *International Journal of Applied Engineering Research*, 2013, vol. 8, no. 6. pp. 647–666.
6. **Asthana R.** Cast metal-matrix composites. I: Fabrication techniques. *Journal of Materials Synthesis and Processing*, 1997, vol. 5, no. 4. pp. 251–278.
7. **Hirt G., Khizhnyakova L., Baadjou R., Knauf F. and Kopp R.** Semi-solid Forming of Aluminum and Steel – Introduction and Overview / G. Hirt. *Thixoforming: Semi-solid Metal Processing*. Edited by G. Hirt and R. Kopp, 2009, WILEY-VCH, Weinheim, pp. 1–27.
8. **Saravanan C., Subramanian K., Sivakumar D. B., Sathyanandhan M., Sankara Narayanan R.** Fabrication of aluminum metal matrix composite. *Journal of Chemical and Pharmaceutical Sciences*, 2015. Special Issue 7, pp. 82–87.
9. **Rafalski I. V.** Resursoberegayushchiy sintez splavov na osnove alyuminiya s ispol'zovaniem dispersnykh nemetallicheskih materialov i intellektual'nye metody kontrolya metallurgicheskikh processov ih polucheniya [Resource-saving synthesis of aluminum alloys using dispersed nonmetallic materials and intelligent methods of controlling metallurgical processes for their production]. Minsk, BNTU Publ., 2016. 308 p.
10. **Rafalski I. V., Arabey A. V., Nemenenok B. M.** Fiziko-himicheskie osnovy sinteza siluminov s ispol'zovaniem kvarcsoderzhashchih materialov [Physicochemical fundamentals of silumin synthesis using quartzose materials]. Minsk, BNTU Publ., 2015. 140 p.



УДК 620.178.1

Поступила 14.04.2017

ОЦЕНКА ДИАПАЗОНОВ ВОЗМОЖНОГО ИЗМЕНЕНИЯ ВРЕМЕННОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ЧУГУНОВ С ПЛАСТИНЧАТЫМ И ХЛОПЬЕВИДНЫМ ГРАФИТОМ ПО ИХ ТВЕРДОСТИ

ASSESSMENT OF RANGES OF POSSIBLE CHANGE OF TEMPORARY RESISTANCE OF CAST IRON WITH LAMELLAR AND FLAKED GRAPHITE ON THEIR HARDNESS

С. Г. САНДОМИРСКИЙ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь,
ул. Академическая, 12. E-mail: sand@iaph.bas-net.by

S. G. SANDOMIRSKII, Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of
Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: sand@iaph.bas-net.by

Проведен анализ диапазонов возможного изменения временного сопротивления σ_B отливок из ковкого и серого чугунов. Разработано аналитическое описание диапазонов изменения σ_B в зависимости от твердости HB отливки. Показано, что широкий по сравнению со сталью диапазон изменения σ_B чугуновых отливок с измеренной твердостью HB обусловлен вариацией форм и размеров графитовых включений у рассмотренных классов чугунов и влиянием толщины стенки отливки из серого чугуна на зависимость σ_B (HB). Результат предназначен для определения гарантированной величины σ_B отливки без ее разрушения в случаях, когда нет информации о σ_B образцов-свидетелей.

The analysis of ranges of possible change of temporary resistance of σ_B of castings from ductile and gray cast iron is carried out. The analytical description of ranges of change of σ_B depending on casting BH hardness is developed. It is shown that the range of change of σ_B of pig-iron castings, wider in comparison with steel, with the measured hardness of BH is caused variations of forms and the amount of graphite inclusions at the considered classes of cast iron and influence of thickness of a wall of casting from gray cast iron on dependence of σ_B (HB). The result is intended for determination of the guaranteed casting size σ_B without her destruction, when there is no information on σ_B of check test pieces.

Ключевые слова. Чугун, механические свойства, временное сопротивление, твердость.

Keywords. Cast iron, mechanical properties, ultimate resistance, strength, hardness.

Чугун наряду со сталью является основным материалом в машиностроении и металлургии. Во многом это связано с технологичностью чугуна, низкой стоимостью, высокими литейными свойствами и хорошей жидкотекучестью, небольшой усадкой, малой склонностью к образованию трещин. Можно отметить и хорошую обрабатываемость чугуна, высокую коррозионную стойкость, малую чувствительность к надрезам. Вместе с тем, не высокие механические свойства ведут к увеличению материалоемкости изделий. Низкая прочность при растяжении обусловлена прежде всего неблагоприятной формой графита. В наибольшей степени это относится к широко используемому в промышленности чугуну с пластинчатой формой графитовых включений (рис. 1, а), название которого «Серый чугун» (по характерному цвету излома) закреплено в ГОСТ 1412-85 «Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки». Условное обозначение марки включает буквы СЧ (серый чугун) и цифровое обозначение величины минимального временного сопротивления при растяжении в МПа $\cdot 10^{-1}$. Для изготовления отливок предусмотрены следующие марки чугуна: СЧ10, СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ21, СЧ24, СЧ25, СЧ30, СЧ35. Прочность серого чугуна наряду с формой графитовых включений определяется структурой его металлической основы и характеризуется временным сопротивлением (пределом прочности) σ_B .

Увеличение доли перлита (рис. 1, а) по сравнению с долей феррита в металлической основе серого чугуна повышает его σ_B . Наибольшую прочность и износостойкость обеспечивает перлитная структура металлической основы СЧ. Серые чугуны по свойствам и применению разделяют [2] на ферритные и ферритно-перлитные чугуны (до марки СЧ20) и перлитные чугуны (марка СЧ21 и выше). Первые при-

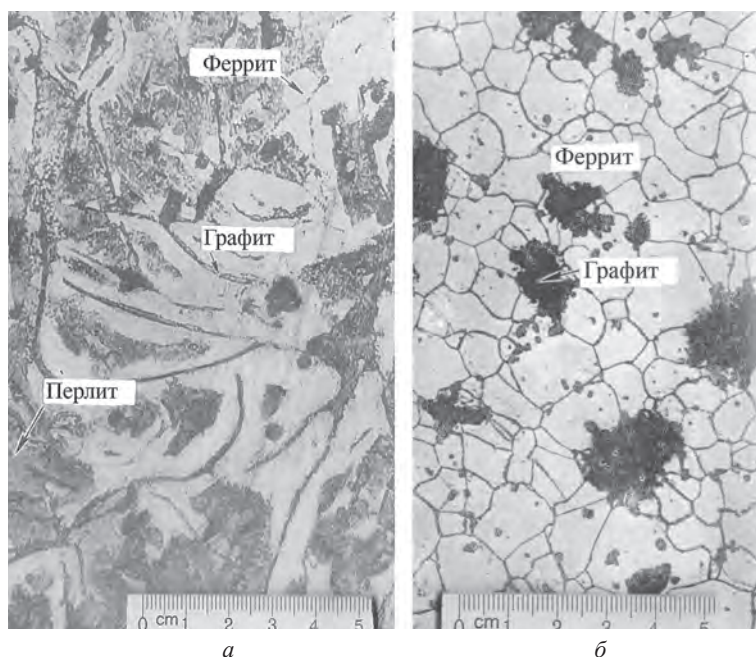


Рис. 1. Структура серого (а, $\times 200$) и ковкого (б, $\times 250$) чугунов по [1]

меняют для изготовления малоответственных деталей, испытывающих небольшие нагрузки (строительных колонн, фундаментных плит, арматуры, литых малонагруженных деталей станков, тракторов, автомобилей), вторые – для отливки станин мощных станков и механизмов, поршней, цилиндров, деталей, работающих на износ в условиях больших давлений.

Для повышения временного сопротивления чугуна создают более компактную форму графитовых включений в нем. Одним из путей этого является длительный двухстадийный отжиг отливок из белого чугуна [2]. Образующийся при таком отжиге графит в чугуне имеет компактную хлопьевидную форму (рис. 1, б). В соответствии с ГОСТ 1215-79 «Отливки из ковкого чугуна. Общие технические условия» такой чугун получил название ковкого. Его маркируют буквами КЧ и цифрами, первые из которых, как и у серого чугуна, указывают предел прочности при растяжении (в МПа), а вторые – относительное удлинение (в%) (у серых чугунов относительное удлинение практически равно нулю). По ГОСТ 1215-79 выпускают ковкие чугуны марок КЧ30-6, КЧ33-8, КЧ35-10, КЧ37-12, КЧ45-7, КЧ50-5, КЧ55-4, КЧ60-3, КЧ65-3, КЧ70-2, КЧ80-1,5. Ферритные ковкие чугуны КЧ35-10 и КЧ37-12 используют [2] в деталях, эксплуатируемых при высоких динамических и статических нагрузках (картеры редукторов, ступицы крюки, скобы), а КЧ30-6 и КЧ33-8 – в менее ответственных деталях (гайки, глушители, фланцы, муфты). Перлитные ковкие чугуны КЧ50-5, КЧ55-4, КЧ60-3, КЧ65-3 обладают высокой прочностью, умеренной пластичностью и хорошими антифрикционными свойствами. Из них изготавливают вилки карданных валов, звенья и ролики конвейеров, втулки, муфты, тормозные колодки.

Но определение марки (временного сопротивления) чугунов по ГОСТ 1412-85 и ГОСТ 1215-79 проводят на заготовках-свидетелях по ГОСТ 27208-87 «Отливки из чугуна. Методы механических испытаний». Непосредственное измерение σ_B или структуры отливки по ГОСТ 3443-87 «Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры» требует разрушения отливки и исключает ее дальнейшую эксплуатацию. Актуально использование для оценки σ_B материала отливки параметра, измерение которого не приводит к разрушению отливки. Одним из таких параметров является твердость НВ отливки, измеренная по ГОСТ 9012-59 «Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю». Это следствие того, что твердость и прочность чугуна взаимосвязаны [3, 4]. Повышение твердости и серых, и ковких чугунов сопровождается ростом прочности (для каждого из типов чугунов – по своим закономерностям в силу разной формы графитовых включений), так как изменения σ_B и НВ – следствие изменения степени искаженности кристаллической решетки металлической матрицы сплава. Увеличение массовой доли и степени дисперсности, например, эвтектоидного цементита, вызывает и рост твердости, и увеличивает прочность чугуна.

В ГОСТ 9012-59 отмечено, что твердость по Бринеллю не переводится точно в другие величины твердости или прочности при растяжении. Но практика позволила обобщить экспериментальные исследова-

ния механических свойств и твердости металлов и выразить связи между σ_B и HB сталей разных классов в виде таблиц [5]. Соотношение между σ_B и HB ковких и серых чугунов приведено в ГОСТ 1215-79 и ГОСТ 1412-85 в виде таблиц (в ГОСТ 1412-85 – для отливок из серых чугунов с разной толщиной стенки).

Цель статьи – аналитическое описание диапазона возможного изменения временного сопротивления отливок из серого и ковкого чугунов, твердость которых измерена.

Предпосылка решения задачи – полученное в [6] на основании табличных данных [5] аналитическое описание зависимости $\sigma_B(HB)$ для углеродистых сталей:

$$\sigma_B \approx 3,5307\tau HB, \quad (1)$$

где $\tau = 1$ МПа – размерный множитель.

Зависимость (1) является верхней (заведомо не достижимой) границей диапазона значений σ_B чугунов с измеренным значением HB.

Для установления искомого диапазона возможных значений σ_B ковких чугунов с измеренным значением HB воспользуемся данными (ГОСТ 1215-79, табл. 1) о временном сопротивлении при растяжении и диапазоне возможного изменения твердости отливок, приведенными в таблице.

Связь между твердостью HB и временным сопротивлением σ_B ковкого чугуна по ГОСТ 1215-79

Марка чугуна	HB _{min}	HB _{max}	σ_B МПа, не менее
КЧ30-6	100	163	294
КЧ33-8	100	163	323
КЧ35-10	100	163	333
КЧ37-12	110	163	362
КЧ45-7	150	207	441
КЧ50-5	170	230	490
КЧ55-4	192	241	539
КЧ60-3	200	269	588
КЧ65-3	212	269	637
КЧ70-2	241	285	686
КЧ80-1,5	270	320	784

На рис. 2 приведены корреляционные поля между минимальным и максимальными значениями твердости HB ковких чугунов и их минимально допустимым значением временного сопротивления.

Линии тренда приведенных на рис. 2 зависимостей имеют вид

$$\sigma_B \approx \tau(2,682HB + 48), \quad (2)$$

$$\sigma_B \approx \tau(2,843HB - 141). \quad (3)$$

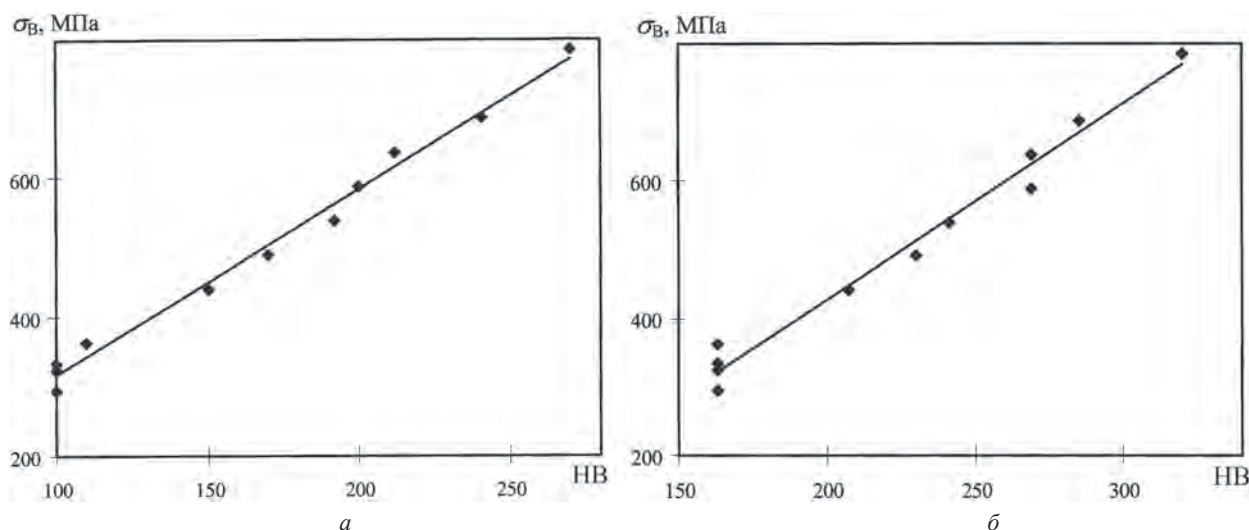


Рис. 2. Корреляционные поля и линии тренда зависимостей между минимальной (а) и максимальной (б) твердостью HB ковких чугунов и их временным сопротивлением σ_B по данным таблицы

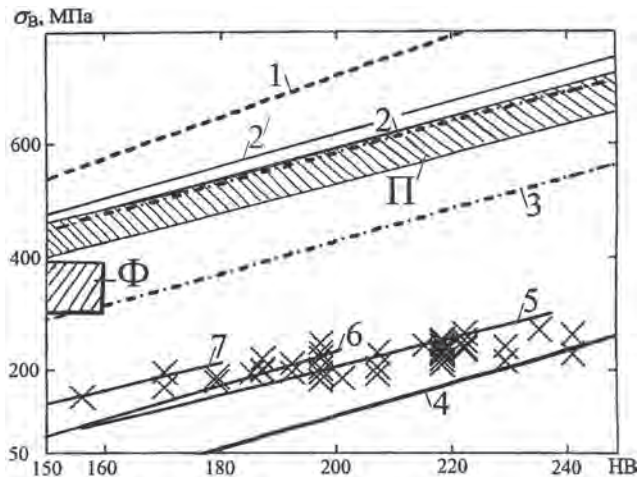


Рис. 3. Зависимость $\sigma_B(HB)$ для разных материалов: 1 – для углеродистых сталей в соответствии с (1); 2, 2', 3 – зависимости (2), (2'), (3), ограничивающие возможный диапазон изменения временного сопротивления σ_B ковких чугунов, твердость НВ которых измерена; 4 – зависимость (4), ограничивающая снизу возможный диапазон изменения σ_B серых чугунов, твердость НВ которых измерена; 5–7 – зависимости (5)–(7), ограничивающие снизу возможный диапазон изменения σ_B отливок с толщиной стенки соответственно 50, 80 и 150 мм из серых чугунов, твердость НВ которых измерена; × – экспериментальные результаты для отливок из СЧ15 по [7]. Заштрихованные области – диапазон возможного изменения значений функции $\sigma_B(HB)$ ферритного (Φ) и перлитного (П) ковкого чугуна по данным [3]

Достоверность R^2 аппроксимации (квадрат коэффициента R корреляции) зависимостями (2) и (3) зависимостей $\sigma_B(HB)$, представленных на рис. 2, составила соответственно 0,99 и 0,98. На рис. 3 зависимости (1)–(3) показаны соответственно прямыми 1, 2 и 3.

Зависимость (2) должна ограничивать сверху возможный диапазон изменения временного сопротивления σ_B ковкого чугуна в отливках, твердость НВ которых измерена. Но вспомним, что использованные при ее построении значения σ_B (см. таблицу) по ГОСТ 1215-79 имеют статус «не менее». Этим объясняется то, что верхний предел зависимости $\sigma_B(HB)$ перлитного ковкого чугуна по [3, рис.184] лежит несколько выше (рис. 3) зависимости $\sigma_B(HB)$, рассчитанной по (2) (значения функции $\sigma_B(HB)$ ферритного ковкого чугуна по [3] находятся между зависимостями (2) и (3) на рис. 3). Следовательно, зависимость (2) должна быть скорректирована. На основании соотношения (см. таблицу) между σ_B и НВ ковких чугунов «соседних» марок и с учетом экспериментальных данных [3] предлагается следующая корректировка зависимости (2):

$$\sigma_B \approx \tau(2,8 HB + 60). \quad (2')$$

На рис. 3 зависимость (2') показана прямой 2'.

Зависимость (3) ограничивает снизу возможный диапазон изменения временного сопротивления σ_B ковкого чугуна в отливках, твердость НВ которых измерена. Одновременно можно считать, что зависимость (3) ограничивает сверху возможный диапазон изменения временного сопротивления материала отливок из серого чугуна, твердость которых измерена: она близка к верхней границе возможного диапазона изменения зависимости $\sigma_B(HB)$ серых чугунов по данным [3, рис. 184] измерений «разных исследователей».

Для установления нижней границы искомого диапазона возможных значений σ_B серых чугунов с измеренным значением НВ воспользуемся данными (ГОСТ 1412-85, Приложение 1) о временном сопротивлении при растяжении и твердости в стенках отливок разного сечения, приведенными на рис. 4.

Из рисунка видно, что для отливок с $4 \leq h$, мм ≤ 30 зависимости $\sigma_B(HB)$ практически не различаются. Корреляционное поле зависимости между σ_B и НВ для таких отливок приведено на рис.5.

Линия тренда приведенной на рис.5 зависимости имеет вид

$$\sigma_B \approx \tau(2,91 HB - 465). \quad (4)$$

Достоверность R^2 аппроксимации зависимостью (4) зависимости $\sigma_B(HB)$, представленной на рис. 5, составила 0,986. На рис. 3 зависимость (4) изображена прямой 4.

Зависимости $\sigma_B(HB)$ для отливок из серого чугуна с толщиной стенки 50, 80 и 150 мм, приведенные на рис. 4, при статистической обработке могут быть охарактеризованы соответственно линиями тренда:

$$\sigma_B \approx \tau(2,53 HB - 301), \quad (5)$$

$$\sigma_B \approx \tau(3 HB - 366), \quad (6)$$

$$\sigma_B \approx \tau(2,52 HB - 241). \quad (7)$$

Достоверности R^2 аппроксимации зависимостями (5)–(7) соответствующих зависимостей $\sigma_B(HB)$, представленных на рис.4, составили соответственно 0,942, 0,95 и 0,987. На рис. 3 зависимости (5)–(7) в диапазонах их изменения в соответствии с ГОСТ 1412-85 изображены отрезками 5–7.

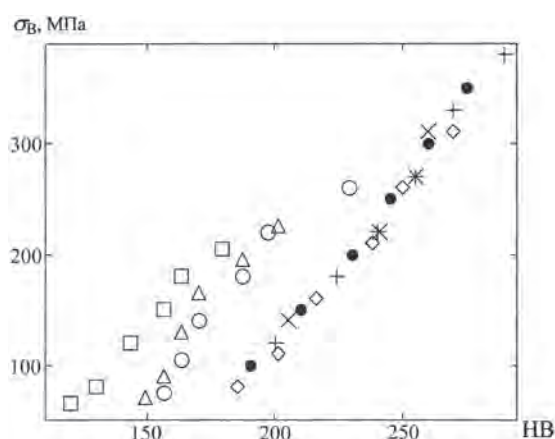


Рис. 4. Зависимость минимальной величины σ_B отливок из серых чугунов с разной толщиной h стенки от их HB по данным ГОСТ 1412-85: $\times$ – для $h = 4$ мм; $+$ – для $h = 8$ мм; $\bullet$ – для $h = 15$ мм; $\diamond$ – для $h = 30$ мм; o – для $h = 50$ мм; Δ – для $h = 80$ мм; $\square$ – для $h = 150$ мм

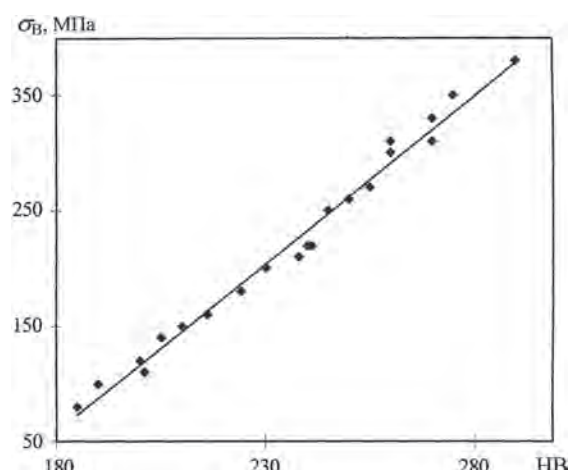


Рис. 5. Корреляционное поле и линия тренда зависимости между твердостью HB серых чугунов и минимальной величиной их временного сопротивления σ_B при $4 \leq h, \text{ мм} \leq 30$ по данным ГОСТ 1412-85

Анализ рис. 3 показывает, что отрезки 5–7 лежат выше прямой 4. Следовательно, зависимость (4) определяет нижний предел возможного значения σ_B отливок из серого чугуна, твердость HB которых измерена. Это подтверждают и приведенные на рис.3 экспериментальные результаты измерения HB и σ_B отливок из серого чугуна СЧ15, проведенные в [7]. Временное сопротивление σ_B и твердость HB образцов в [7] определяли по стандартным методикам. Разрывные пробы имели диаметр 30 мм. Экспериментальные точки, приведенные на рис.3, получены позиционированием экспериментальных точек в [7, рис. 3]. При этом все экспериментальные точки (HB, σ_B) лежат выше прямой 4 и ниже прямой 3.

Выводы

В результате проведенного анализа установлено, что временное сопротивление σ_B отливок из ковкого и серого чугунов, твердость HB которых измерена, может изменяться в пределах следующих диапазонов: для ковкого чугуна:

$$2,843HB - 141 < \sigma_B, \text{ МПа} < 2,8HB + 60, \quad (8)$$

для серого чугуна:

$$2,91HB - 465 < \sigma_B, \text{ МПа} < 2,843HB - 141. \quad (9)$$

Относительно широкий по сравнению со сталью диапазон возможного изменения σ_B чугунных отливок с измеренной твердостью HB обусловлен, в частности, возможной вариацией форм и размеров графитовых включений (см., например, [1, фиг. 37, а, б]) в пределах рассмотренных классов чугунов. Для серых чугунов широкий диапазон изменения σ_B отливок с измеренной твердостью HB обусловлен также и влиянием толщины стенки отливки на зависимость σ_B (HB) в соответствии с ГОСТ 1412-85, Приложение 1.

Полученный результат может быть использован для определения без разрушения отливки гарантированной величины ее временного сопротивления в тех случаях, когда информации о свойствах образцов-свидетелей нет.

Литература

1. Болохвитинов Н. Ф. Атлас макро- и микроструктур металлов и сплавов / Н. Ф. Болохвитинов, Е. Н. Болохвитинова. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: МАШГИЗ, 1959. 88 с.
2. Лахтин Ю. М. Материаловедение: учеб. для машиностроительных вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1980. 493 с.
3. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. М.; Л.: Машиностроение, 1966. 562 с.
4. Худокормов Д. Н. Производство отливок из чугуна: учеб. пособ. для вузов / Д. Н. Худокормов. Мн.: Выш. шк., 1987. 298 с.
5. Металловедение и термическая обработка стали: справ. В 3-х т. / Под ред. М. Л. Берштейна, А. Г. Рахштадта. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1991. Т. 1. Методы испытаний и исследования.
6. Сандомирский С. Г. Анализ связи коэрцитивной силы с временным сопротивлением углеродистых сталей / С. Г. Сандомирский // Сталь. 2016. № 9. С. 62–65.

7. **Воронкова Л. В.** Определение прочности чугуна ультразвуковым методом / Л. В. Воронкова // Контроль. Диагностика. 2011. № 12. С. 62–64.

References

1. **Bolohvitinov N. F., Bolohvitinova E. N.** *Atlas makro- i mikrostruktur metallov i splavov* [The atlas macro- and microstructures of metals and alloys]. Moscow, MASHGIZ Publ., 1959. 88 p.
2. **Lahtin Ju. M., Leont'eva V. P.** *Materialovedenie: Uchebnik dlja mashinostroitel'nyh vuzov* [Materials science: The textbook for machine-building higher education institutions]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1980, 493 p.
3. **Girshovich N. G.** *Kristallizacija i svojstva chuguna v otlivkah* [Crystallization and properties of cast iron in castings]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1966. 562 p.
4. **Hudokormov D. N.** *Proizvodstvo otlivok iz chuguna* [Production of castings from cast iron]. Minsk, Vyshhejschaja shkola Publ., 1987. 298 p.
5. **Bershtejn M. L., Rahshtadt A. G.** *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka stali* [The metallurgical science and heat treatment became]. Moscow, Metallurgija Publ., 1991.
6. **Sandomirskij S. G.** Analiz svjazi kojercitivnoj sily s vremennym soprotivleniem uglerodistyh stalej [The analysis of communication of coercive force with a temporary resistance carbonaceous staly]. *Stal' = Steel*, 2016, no. 9, pp. 62–65.
7. **Voronkova L. V.** *Opređenje prochnosti chuguna ul'trazvukovym metodom* [Determination of durability of cast iron by an ultrasonic method]. *Kontrol'. Diagnostika = Control. Diagnostics*, 2011, no. 12, pp. 62–64.



УДК 669.

Поступила 10.04.2017

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КАЛИБРОВКИ ГРИБОВИДНЫХ ВАЛКОВ ПРОШИВНОГО СТАНА ТРУБОПРОКАТНОГО ЦЕХА

IMPROVEMENT OF CALIBRATION OF CONE-SHAPED ROLLS OF THE PIERCING MILL OF THE PIPE-ROLLING SHOP

В. С. КОРОВИН, А. Н. ШАШКОВ, О. И. КОМ, А. Г. ЩЕГЛОВ, С. В. АВДЕЕВ, Ю. Л. ГЕРАСИМОВ,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь,
ул. Промышленная, 37. E-mail: ugpt.tpc@bmz.gomel.by,

Ю. Л. БОБАРИКИН, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого,
г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: bobarikin@tut.by

V. S. KOROVIN, A. N. SHASHKOV, O. I. KOM, A. G. SCHEGLOV, S. V. AVDEEV, Yu. L. GERASIMOV,
OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37,
Promyshlennaya str. E-mail: ugpt.tpc@bmz.gomel.by,

Yu. L. BOBARIKIN, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48,
Oktyabrya ave. E-mail: bobarikin@tut.by

Рассматриваются увеличение эксплуатационной стойкости технологического инструмента прошивного стана трубопрокатного цеха и снижение дефектности готовых труб за счет совершенствования калибровки грибовидных валков. Определено повышение стойкости прошивных оправок в 1,3–4,3 раза при использовании калибровки грибовидных валков с меньшим углом выходного конуса. Установлено улучшение качества наружной поверхности труб за счет применения опытной кольцевой калибровки валков. Показано, что данная калибровка требует больших затрат энергии при прошивке.

The increase in operational durability of the technological tools of the piercing mill in the pipe-rolling shop and decrease in deficiency of produced pipes due to improvement of calibration of cone-shaped rolls is considered in the article. Increase in durability the piercing mandrels is evaluated as 1,3–4,3 times when using calibration of cone-shaped rolls with a smaller corner of an output cone. Improvement of quality of external surface of produced pipes was made due to application of experimental ring calibration of rolls. It is shown that this calibration demands big expenses of energy at the piercing.

Ключевые слова. Косовалковский прошивной стан, грибовидные валки, углы конусности поверхности валка, численное моделирование прошивки, кольцевая калибровка валков, энергоёмкость прошивки.

Keywords. Rotary piercer, cone-shaped rolls, corners of taper of a surface of a roll, numerical modeling of the piercing, ring calibration of rolls, power consumption of piercing.

Косовалковский прошивной стан Дишера трубопрокатного цеха (ТПЦ) ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» предназначен для выполнения процесса прошивки заготовок на удерживаемой в очаге деформации короткой оправке. Стан оборудован двумя грибовидными валками, имеющими пережим, входной и выходной конусы, и дисковыми приводными проводками (дисками Дишера) (рис. 1, а).

Из теории и практики трубопрокатного производства известно, что калибровка валков оказывает непосредственное влияние на обжатия в очаге деформации, качество наружной поверхности и геометрические размеры получаемых гильз.

На входном конусе происходит обжатие заготовки по диаметру и подготовка металла перед прошивкой на оправке. Согласно [1], чаще всего используют угол входного конуса валков 3–4°. В ТПЦ для обеспечения устойчивости заготовки в валках и уменьшения вероятности образования трещин в сердцевине металла применяется двухконусная калибровка входного конуса валков. Причем первый захватный участок выполнен с малым углом конусности ($\alpha_{п1} = 1–3^\circ$) (рис. 1, б), а второй обжимной – с большим углом конусности ($\alpha_{п2} = 3–6^\circ$). Также для улучшения условий захвата и уменьшения осевого скольже-

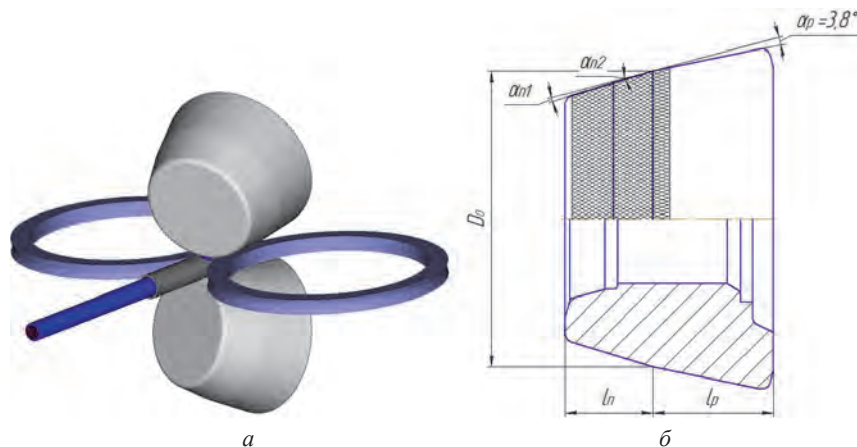


Рис. 1. Геометрическая модель процесса прошивки (а) и профиль грибовидного вала (б)

ния заготовки на входном конусе выполняется косая сетчатая накатка (рис. 1, б). На выходном конусе осуществляется раскатка стенки гильзы на оправке. Как правило, угол выходного конуса $\alpha_p = 3,5-6,0^\circ$ и зависит от соотношения диаметра гильзы и расстояния между валами в пережиме [1].

Существующая калибровка прошивных валков не обеспечивает увеличение эксплуатационной стойкости технологического инструмента и снижение дефектности готовой трубной продукции. В связи с этим определение рациональной геометрии валков прошивного стана, направленной на решение указанной цели, представляет собой актуальную задачу.

Цель работы – увеличение эксплуатационной стойкости технологического инструмента прошивного стана и снижение дефектности готовой трубной продукции за счет совершенствования рабочей калибровки грибовидных валков.

Исследовательскую работу выполняли в два этапа.

На первом этапе проводили оптимизацию угла выходного конуса валков прошивного стана для снижения деформационной нагрузки, воспринимаемых оправкой и валками по длине их рабочих поверхностей [2].

Необходимость данного мероприятия была обусловлена относительно низкой стойкостью прошивных оправок.

На основании анализа технической литературы [1, 3, 4] и моделирования процесса прошивки на адекватной конечно-элементной численной модели [5] предложено уменьшить угол выходного конуса валков α_p с $4,5$ до $3,8^\circ$ (рис. 1, б).

Согласно полученным данным, меньший угол выходного конуса удлиняет зону раскатки стенки на оправке и уменьшает подъем диаметра гильзы, что способствует получению гильзы с меньшей поперечной разностенностью и улучшению качества ее наружной поверхности. Из анализа численной модели процесса (рис. 2) следует, что усовершенствованная калибровка позволяет снизить усилия, действующие на инструмент, контактное давление и уменьшить интенсивность деформаций и напряжений при прошивке (табл. 1). Предположительно это должно способствовать увеличению износостойкости оправок прошивного стана.

Т а б л и ц а 1. Результаты численного моделирования процесса прошивки

Исполнение выходного конуса валков	Стандартный $\alpha_p = 4,5^\circ$	Усовершенствованный $\alpha_p = 3,8^\circ$
Интенсивность напряжений max, МПа	127,3	117,4
Интенсивность деформаций max, мм/мм	15,08	13,57
Контактное давление max, МПа	487,7	463,3
Усилия, действующие на оправку max, кН	263	242
Усилия, действующие на валки max, кН	766	670
Усилия, действующие на диски Дишера max, кН	249	232

В ходе промышленных испытаний при использовании новой калибровки валков с углом выходного конуса $3,8^\circ$ стойкость оправок увеличилась в 1,3–4,3 раза, что дополнительно подтверждает адекватность численного моделирования.

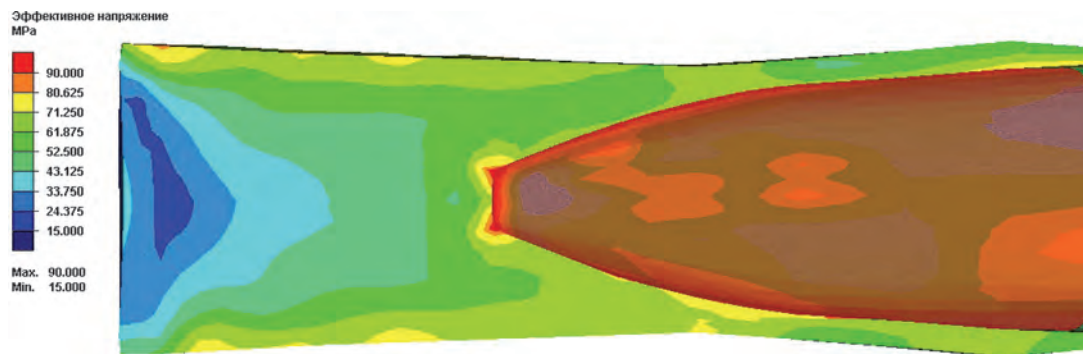


Рис. 2. Интенсивность напряжений в продольном сечении очага деформации

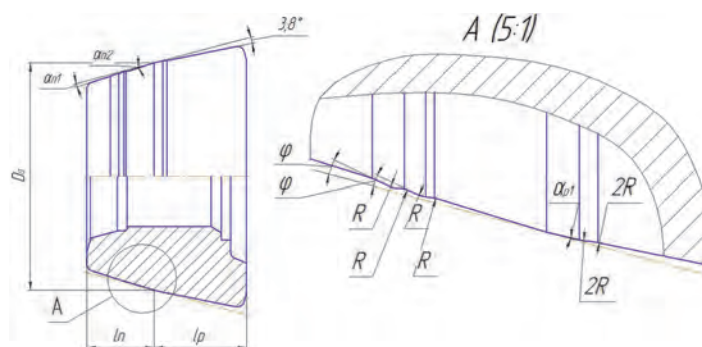


Рис. 3. Схема опытной кольцевой калибровки валков прошивного стана

На основании результатов промышленных испытаний было осуществлено промышленное внедрение в производство усовершенствованной калибровки валков прошивного стана.

На втором этапе в качестве альтернативы косой сетчатой накатке на поверхности валков проводили испытания опытной кольцевой калибровки валков прошивного стана с кольцевыми гребнями, нанесенными на входном конусе. Необходимость данного мероприятия была обусловлена выявлением в ходе отделки нефтегазовых труб, к которым предъявляются повышенные требования по качеству, дефектов на наружной поверхности, классифицированных как «следы от насечки на валках». В работе [6] рассмотрено происхождение этого дефекта и показана его взаимосвязь с образованием плен на наружной поверхности труб.

Опытная кольцевая калибровка валков прошивного стана, отличающаяся наличием кольцевых гребней, нанесенных на входном конусе, является модификацией кольцевой (гребневой) калибровки, описанной в [7]. Предлагаемая калибровка отличается изменением формы и расположения конусообразных гребней, а также тем, что в местах их сопряжения с телом вала были выполнены скругления (рис. 3). Данное техническое решение направлено на перераспределение деформации и приведение объемной схемы напряженного состояния металла к схеме с двумя сжимающими и одним растягивающим напряжениями. Гребни создают дополнительные подпирющие усилия, уменьшающие осевые растягивающие напряжения и повышающие критическое напряжение $\varepsilon_{\text{крит}}$. Помимо этого, за счет дробления деформации улучшается устойчивость заготовки в валках, что приводит к стабильному вторичному захвату.

В ходе промышленных испытаний при использовании опытной кольцевой калибровки валков прошивки заготовок проходила со стабильным захватом, а несоответствующей продукции получено не было. Геометрические параметры прокатанных труб и качество их поверхности соответствовало требованиям нормативной документации. Это подтверждает достижение эффекта снижения дефектности готовой трубной продукции за счет совершенствования рабочей калибровки грибовидных валков.

Для сравнения промышленной (см. рис. 1, б) и опытной (рис. 3) калибровок валков были проанализированы энергосиловые параметры работы электродвигателей привода валков прошивного стана при прошивке катаных заготовок из стали 32Г2А диаметром 140 мм и длиной 2700 мм в гильзы размером 150×16,8 мм. Условия прокатки приведены в табл. 2.

Из рис. 4 видно, что при одинаковых угле подачи, коэффициенте вытяжки и угловой скорости дисков (табл. 2) опытная калибровка затрачивает больше энергии по сравнению с промышленной калибровкой. Данный вывод следует из того, что в установившемся режиме прокатки сила тока, измеряемая в элек-

Таблица 2. Параметры прокатки гильз при использовании опытной кольцевой и промышленной калибровок валков

Вид калибровки	Угловая скорость валков, об/мин	Угловая скорость дисков, об/мин	Коэффициент вытяжки μ	Угол подачи β , град	Коэффициент овализации ξ	Обжатие перед носком оправки $U_{но}$, %	Обжатие в пережиме валков $U_{п}$, %
Опытная	90	19	2,2	11	1,14	10,6	13,6
Промышленная	95	19	2,2	11	1,12	9,1	12,1

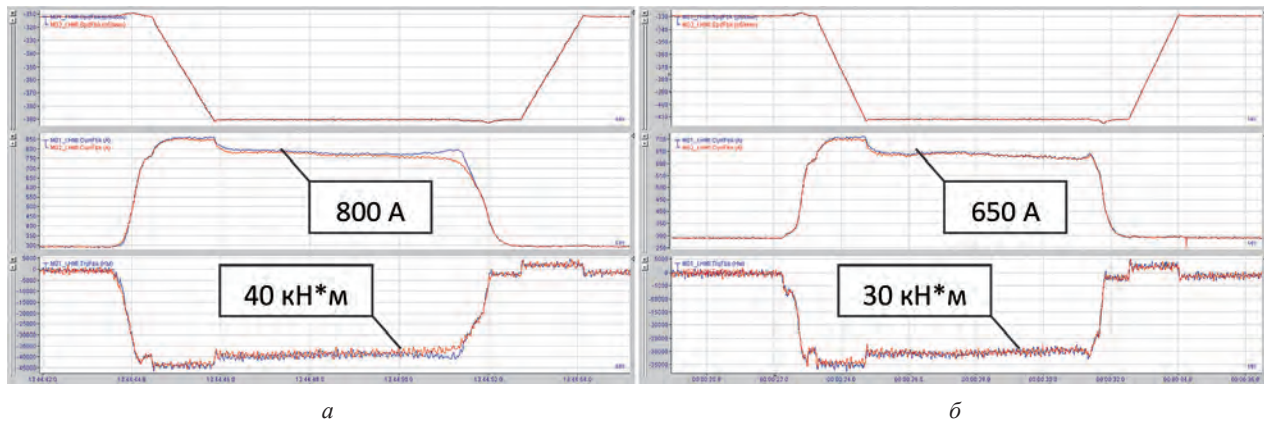


Рис. 4. Энергосиловые параметры работы электродвигателей привода валков прошивного стана при прошивке заготовок на опытной (а) и промышленной (б) калибровках грибовидных валков: верхние графики – угловая скорость, об/мин; средние – сила тока, А; нижние – момент на валу электродвигателя, Н·м

тродвигателях приводов валков, выше на 150 А или на 23%, а величина момента вращения на валу электродвигателя выше на 10 кН·м или на 33% для опытной калибровки по сравнению с промышленной. Повышение расхода энергии можно объяснить [8] уменьшением скорости вращения валков, и, что более значимо, увеличением обжатия перед носком оправки для опытной калибровки (табл. 2). Также большая энергоемкость процесса прошивки на валках опытной калибровки может быть связана с действием подпирющих усилий со стороны гребней и изменением условий скольжения металла относительно валков.

Выводы

1. В трубопрокатном цехе ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» проведена работа по апробированию новых калибровок валков прошивного стана.
2. С помощью численной модели процесса прошивки на косовальковом прошивном стане Дишера показана эффективность использования усовершенствованной калибровки грибовидных валков прошивного стана с углом выходного конуса валков, равным $3,8^\circ$: данная калибровка позволяет снизить усилия, действующие на инструмент, контактное давление и уменьшить интенсивность деформаций и напряжений при прошивке. Данные, полученные на численной модели, подтверждаются результатами промышленных испытаний: стойкость прошивных оправок увеличилась в 1,3–4,3 раза.
3. Использование кольцевой калибровки грибовидных валков прошивного стана позволяет осуществлять прошивку со стабильным захватом заготовки и получать готовые трубы с повышенными требованиями по качеству наружной поверхности. Однако промышленное применение такой калибровки может быть ограничено большей энергоемкостью процесса прошивки, что требует дальнейших исследований.

Литература

1. Шевакин Ю. Ф., Глейберг А. З. Производство труб. М.: Металлургия, 1968. 440 с.
2. Венгура А. В., Авдеев С. В., Агафонов С. В., Ковалев В. Н. Увеличение эксплуатационной стойкости технологического инструмента прошивного стана трубопрокатного цеха // Литье и металлургия. 2013. № 4. С. 94–98.
3. Потапов И. Н., Полухин П. И. Технология винтовой прокатки. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Металлургия, 1990. 334 с.
4. Тетерин П. К. Теория поперечной и винтовой прокатки. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Металлургия, 1983. 270 с.
5. Герасимов Ю. Л., Авдеев С. В., Бобарикин Ю. Л. Совершенствование калибровки оправки диаметром 120 мм для прошивки заготовок в двухвалковом стане поперечно-винтовой прокатки // Металлург. 2015. № 9. С. 62–65.
6. Ковалева И. А., Ходосовская Н. А., Гузова И. А., Бабаньков П. В., Венгура А. В. Дефект «следы от насечки на валках» на наружной поверхности бесшовных горячекатаных труб // Литье и металлургия. 2012. № 2. С. 85–87.
7. <http://bypatents.com/3-u8926-valok-dlya-proshivnogo-stana-s-kolcevoj-kalibrovkoj.html>.
8. Данилов Ф. А., Глейберг А. З., Балакин В. Г. Горячая прокатка и прессование труб. М.: Металлургия, 1972. С. 41–42.

References

1. Shevakin Ju. F., Glejberg A. Z. *Proizvodstvo trub* [Production of pipes]. Moscow, Metallurgija Publ., 1968, 440 p.
2. Vengura A. V., Avdeev S. V., Agafonov S. V., Kovalev V. N. Uvelichenie jekspluatacionnoj stojkosti tehnologicheskogo instrumenta proshivnogo stana truboprokatnogo ceha [The increase of service durability of the technological tool of piercing mill of the tube-rolling shop]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 4, pp. 94–98.
3. Potapov I. N., Poluhin P. I. *Tehnologija vintovoj prokatki* [Technology of screw rolling]. Moscow, Metallurgija Publ., 1990, 334 p.
4. Teterin P. K. *Teorija poperechnoj i vintovoj prokatki* [Theory of cross and screw rolling]. Moscow, Metallurgija Publ., 1983, 270 p.
5. Gerasimov Yu. L., Avdeev S. V., Bobarikin Yu. L. Sovershenstvovanie kalibrovki opravki diametrom 120 mm dlja proshivki zagotovok v dvuhvalkovom stane poperechno-vintovoj prokatki [Improvement of calibration of a mandrel with a diameter of 120 mm for an insertion of preparations in a two-roll camp of cross and screw rolling]. *Metallurg = Metallurgist*, 2015, no. 9, pp. 62–65.
6. Kovaleva I. A., Hodosovskaja N. A., Guzova I. A., Baban'kov P. V., Vengura A. V. Defekt «sledy ot nasechki na valkah» na naruzhnoj poverhnosti besshovnyh gorjachekatanyh trub [Defect «traces from cust on rollers» on the external surface of seamless hot-rolled pipes]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 2, pp. 85–87.
7. <http://bypatents.com/3-u8926-valok-dlya-proshivnogo-stana-s-kolcevojj-kalibrovkojj.html>.
8. Danilov F. A., Glejberg A. Z., Balakin V. G. *Gorjachaja prokatka i pressovanie trub* [Hot rolling and pressing of pipes]. Moscow, Metallurgija Publ., 1972, pp. 41–42.



Поступила 10.04.2017

OLAP-ТЕХНОЛОГИИ КАК ИНСТРУМЕНТАРИЙ ПОДДЕРЖКИ ПРИНЯТИЯ РЕШЕНИЙ

OLAP TECHNOLOGY AS DECISION-MAKING SUPPORT TOOL

Д. В. АКУШКО, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: mav.asu@bmz.gomel.by

D. V. AKUSHKO, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: mav.asu@bmz.gomel.by

Настоящая статья раскрывает базовые принципы работы с OLAP-технологиями, демонстрирует ключевые особенности по сравнению с традиционными системами отчетности. Рассмотрена упрощенная структура OLAP-куба для анализа себестоимости продукции сталеплавильного цеха.

The present article discloses the basic principles of work with OLAP technologies, shows key features in comparison with traditional systems of the reporting. The simplified structure of an OLAP cube for the analysis of cost of products of the steel-smelting shop is considered.

Ключевые слова. Информационные технологии, системы поддержки принятия решений, OLAP-технологии, конкурентоспособность, анализ данных, системы поддержки принятия решений (СППР), ad hoc (специальный) анализ.

Keywords. Information technologies, systems of support of decision-making, OLAP technology, competitiveness, analysis of data, system of support of decision-making (SSDM), ad hoc analysis.

Информационные технологии (ИТ) являются наиболее динамичным направлением современного общества. Без ИТ в настоящий момент немыслима профессиональная деятельность современного человека. Постоянно растущая конкуренция требует от руководителей различных уровней постоянного поиска эффективных вариантов повышения конкурентоспособности своего бизнеса. В подобной ситуации ИТ являются движущей силой подобного поиска, так как только ИТ могут предложить наиболее эффективный инструментарий для анализа данных, который бы позволил руководству взвешенно принимать решения для задач тактического и стратегического уровня. ИТ становятся еще более актуальными, если учесть непрерывно растущий поток информации, необходимый для постоянного анализа руководством.

В подобной ситуации в последние десятилетия набирают популярность информационные продукты, которые принято относить к классу систем поддержки принятия решений (СППР). Подобные системы помогают объективно анализировать предметные области, принимать решения в сложных условиях и, тем самым, создавать конкурентные преимущества.

Один из основных компонентов, на котором базируются СППР, – OLAP-технологии. Данный набор технологий необходим для оперативной обработки информации, включая динамическое построение отчетов в различных разрезах, анализ данных, их визуализацию, мониторинг и прогнозирование ключевых показателей бизнеса. В основе OLAP-технологий лежит представление информации в виде так называемых OLAP-кубов (см. рисунок).

Традиционные отчеты, которые регулярно используются для формирования отчетности, не применимы для аналитической деятельности, так как представляют собой строго фиксированную форму представления оперативной информации. Безусловно, любую программу можно модифицировать таким образом, чтобы она удовлетворяла конкретные потребности конечного пользователя, но на разработку уходит драгоценное время и, как правило, подобная разработка не может оперативно обрабатывать большие объемы данных (накопленные за несколько лет, к примеру) и, что наиболее важно, не имеет возможностей для анализа как таковых. Другими словами, OLAP в отличие от традиционных способов автомати-



Упрощенная структура куба для анализа себестоимости продукции сталеплавильного производства

зации предоставляет пользователю возможность получить не готовое строго структурированное решение, а своеобразный материал для творческой оценки сложившейся ситуации. Именно поэтому подобный инструмент востребован менеджерами, которым приходится постоянно заниматься тактическими и стратегическими задачами вроде анализа ключевых показателей деятельности и сценариев развития, маркетинговым и финансово-экономическим анализом групп товаров или услуг, а также долгосрочным прогнозированием работы предприятия или его подразделений.

Таким образом, OLAP-технологии (за счет представления информации в виде многомерных кубов) позволяют конечному пользователю самому определять форму и разрез представления данных, при этом технология OLAP куда совершеннее привычных электронных таблиц (большинство базовых инструментов для работы с OLAP напоминают всем известный MS Excel), ведь, помимо простых функций создания таблиц, графиков и диаграмм, OLAP-системы дают возможность получить обобщенные данные по самостоятельно выбранным критериям, моментально углубиться в детали выбранных направлений (drill down), отфильтровать, сортировать или отбросить ненужные цифры или показатели (slice and dice). Подобный подход анализа данных получил название ad hoc-анализ, он позволяет давать ответы на конкретно поставленные вопросы, например:

- как изменялась структура себестоимости за последние n месяцев (лет, дней и т. п.);
- сколько было затрачено того или иного материала на производство продукции той или иной калькулируемой группы;
- какой вид продукции отгружался в тот или иной регион чаще всего;
- как изменялся уровень страховых запасов за последние n лет.

Ключевой особенностью OLAP является то, что данная технология ориентирована в первую очередь на использование не специалистом в области ИТ, не экспертом-статистиком, а профессионалом в прикладной области управления – менеджером отдела, департамента, управления, и, наконец, директором.

Рассмотрим упрощенную OLAP-структуру представления данных. Как отмечалось выше, на рисунке показана структура многомерного куба. Многомерный куб включает в себя так называемые измерения, которые являются логическими группами признаков, существенными для анализа. На рисунке по осям расположены следующие измерения: затраты; время; материал.

В зависимости от применяемого ПО и конкретной бизнес-модели подобных измерений может быть и больше. В свою очередь, измерения содержат ряд признаков, которые обладают атрибутами. В нашем примере измерение «материал» может обладать рядом признаков, среди них можно выделить: номер материала; цех; партию; калькулируемую группу.

Указанные выше признаки могут включать в себя атрибуты – наименьшие сущности, характеризующие признак. Так, признак «номер материала» может содержать следующие атрибуты: вид продукции; вид материала; группу материалов; наименование материала; марку стали.

Помимо всего прочего, признаки могут обладать иерархиями. Например, предположим, что измерение «затраты» содержит в себе лишь один признак – «затраты» (элементы себестоимости как таковые), в свою очередь данный признак можно представить в виде иерархии, которая (как показано на рисунке)

включала бы прямые, косвенные и передельные затраты (очевидно, что в зависимости от бизнес-потребностей подобная иерархия может иметь элементы и более низкого уровня). Отметим, что иерархии могут носить и более сложный характер, к примеру, включать элементы, которые зависят от времени (типичным примером является место возникновения затрат).

В результате представления данных подобным образом аналитик может получить информацию в разрезе любых признаков, что дает возможность для гибкого анализа. Причем простейший анализ можно проводить путем перетаскивания необходимых признаков в область строк/столбцов. Это свидетельствует о том, что исследование данных на базе OLAP-технологии может проводить пользователь, имеющий базовые навыки работы в MS Excel.

Таким образом, подобный способ представления информации позволяет получить широкий спектр возможностей для различных форм анализа данных, при этом необходимость в подобных формах анализа будет непрерывно расти в виду того, что уровень и качество автоматизации непрерывно растут, и, как следствие, увеличивается объем данных, требующих анализа.



УДК 669.

Поступила 29.04.2017

ПРОВЕДЕНИЕ АНАЛИЗА ИЗМЕРИТЕЛЬНЫХ СИСТЕМ (MSA) НА ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

CARRYING OUT OF MEASUREMENT SYSTEM ANALYSIS (MSA) ON OJSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BMC»

Е. В. БОРИСЕНКО, И. В. БУЯНОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: iv. bujanova@bmz.iron

E. V. BORISENKO, I. V. BUYANOVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: iv. bujanova@bmz.iron

На ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» внедрена и функционирует как единое целое интегрированная система менеджмента, которая включает в частности требования стандарта системы менеджмента качества автомобильной промышленности IATF 16949:2016. Одним из особых требований IATF 16949:2016 в части метрологии является анализ измерительных систем MSA (Measurement System Analysis). MSA – это составная часть статистического управления процессами производства, предназначенная для исследования измерительных процессов с целью оценки их приемлемости. В статье описаны порядок и процедура проведения анализа измерительных систем (MSA) на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

On the OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» it is introduced and operates as unified whole the integrated system of management which includes in particular the requirements of the standard of a quality management system of automotive industry IATF 16949:2016. One of special requirements of IATF 16949:2016 in the field of metrology is the Measurement System Analysis (MSA). MSA is the constituent of statistical management of processes of manufacture intended for a research of measuring processes for the purpose of an assessment of their acceptability. The order and the procedure of carrying out of the Measurement System Analysis (MSA) on OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» are described in the article.

Ключевые слова. Интегрированная система менеджмента, измерительная система, анализ измерительных систем (MSA), контрольный и измерительный процессы, приемлемость измерительной системы, критерии приемлемости.

Keywords. Integrated system of management, measuring system, Measurement System Analysis (MSA), control and measuring processes, acceptability of a measuring system, criteria of the acceptability.

Товарный знак БМЗ на рынке металлургии известен уже более 30 лет и действует сегодня в 85 странах мира. Качество продукции производства БМЗ отвечает требованиям национальных стандартов



Рис. 1. Интегрирование систем менеджмента



Рис. 2. Измерительная система

стран-покупателей, что подтверждено сертификатами соответствия Польши, Великобритании, Финляндии, Швеции, Норвегии, Германии, США, Голландии, Австрии, России, Литвы, Беларуси и других стран.

Основа устойчивого функционирования предприятия в условиях рыночной экономики – это завоевание доверия потребителя. И, как следствие, главное направление менеджмента качества – обеспечение выполнения требований потребителя и стремление превзойти его ожидания.

Для повышения уровня конкурентоспособности и удовлетворения требований всех заинтересованных сторон на БМЗ внедрена и функционирует как единое целое интегрированная система менеджмента (рис. 1), в которой каждый стандарт не может рассматриваться как автономный стандарт системы менеджмента качества, а должен использоваться в связи с ISO 9001:2015.

Сегодня нашим предприятием активно осваиваются рынки автомобильной промышленности. Стандарт системы менеджмента качества автомобильной промышленности IATF 16949:2016 представляет собой инновационный документ с четкой ориентацией на потребителя с включением ряда консолидированных особых требований потребителя. В части метрологии таким специфическим требованием является анализ измерительных систем MSA (Measurement System Analysis).

MSA – это составная часть статистического управления процессами производства, предназначенная для исследования измерительных процессов с целью оценки их приемлемости.

Профессор Эдвард Деминг сказал: «Если Вы не можете описать то, что Вы делаете как процесс – значит, Вы не знаете, что Вы делаете».

Производители автокомпонентов предлагают рассматривать каждый процесс индивидуально. Для получения запланированного результата необходимо ответить на вопросы: кто влияет на процесс, каким образом, с помощью чего и в каких условиях, т. е. необходимо определить все ресурсы.

В настоящее время результаты измерений используются чаще и более разнообразно, не ограничиваясь только проверкой соответствия характеристик продукции установленным требованиям. Решение о необходимости регулировки производственного процесса теперь основывается на данных, полученных в результате измерительного процесса.

Измерительный процесс – процесс, преобразующий значение измеряемого параметра в результат измерений посредством использования ресурсов (средство измерений, оператор, окружающая среда, методика выполнения измерений).

На рис. 2 приведены факторы, влияющие на результат измерения и образующие измерительную систему.

Измерительная система – совокупность инструментов или приборов, эталонов, операций, методов, программного обеспечения, персонала, окружающей среды, используемых для оценки измеряемой характеристики, т. е. полный процесс получения результатов измерений.

Мы не всегда можем исключить все факторы, влияющие на результат измерений, но можем их минимизировать, т. е. управлять измерительным процессом. Для того чтобы знать, каково влияние различных факторов на результат измерений, проводится исследование, основанное на сборе и обработке статистических данных об измерительном процессе.

Цель проведения MSA – получить заключение о приемлемости используемой измерительной системы для выполнения требований к точности результатов измерений, выполняемых при производстве и контроле качества продукции. Требования к точности в виде технологического допуска изложены в спецификациях потребителей, планах управления, технологических инструкциях и картах.

Анализ измерительных систем проводится на БМЗ с 2000 г. Первым был освоен метод размахов. Однако он позволял сделать лишь приближенную оценку приемлемости системы, поэтому мы сразу перешли на более эффективный метод средних и размахов, который позволял отдельно оценить влияние на результат измерений применяемого средства измерений и оператора, выполняющего измерения.

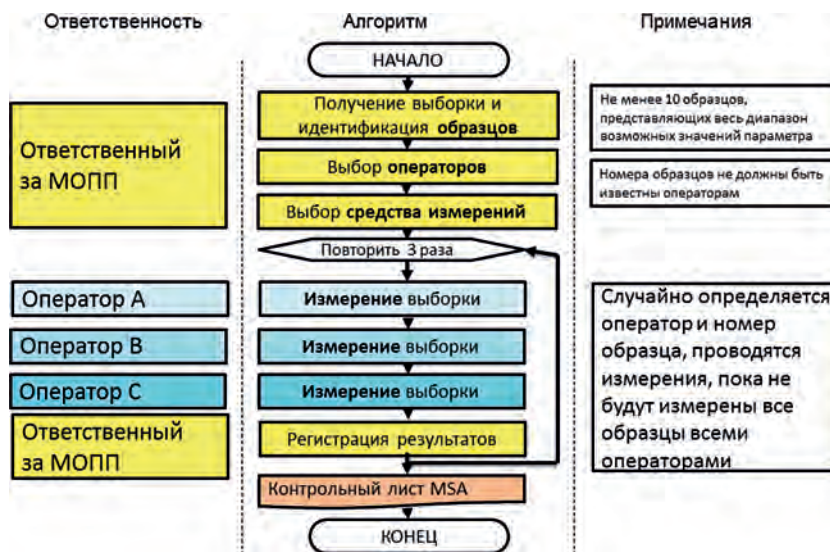


Рис. 3. Алгоритм проведения анализа измерительных систем

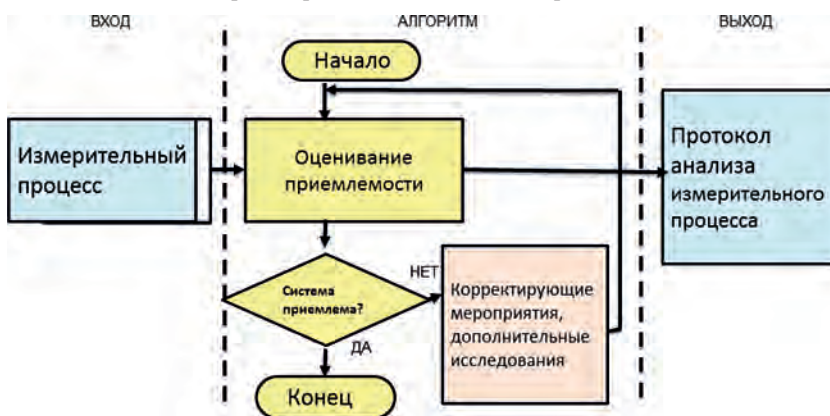


Рис. 4. Схема оценки приемлемости измерительной системы

С 2016 г. осваивается и внедряется новый метод анализа – дисперсионный метод ANOVA, который дает возможность провести расширенный анализ влияния на результат измерений различных факторов, по отдельности оценить вклад измеряемых образцов продукции; операторов, выполняющих измерения; применяемого средства измерений.

Порядок проведения анализа измерительных систем подробно изложен в справочном руководстве MSA, а также в стандарте предприятия БМЗ и состоит из нескольких этапов:

1. Руководитель подразделения определяет перечень измерительных систем, подлежащих анализу, и организует его проведение.
2. Работники подразделения выполняют измерения образцов продукции и передают данные в отдел главного метролога.
3. Специалисты отдела главного метролога обрабатывают результаты измерений и составляют отчет по анализу.

При необходимости на основании полученных результатов главный метролог дает пояснения и рекомендации по улучшению измерительной системы. Руководитель подразделения определяет корректирующие мероприятия, после реализации которых проводится повторный анализ системы.

На рис. 3 показан алгоритм проведения анализа измерительных систем.

Далее оценивается приемлемость измерительной системы, по результатам составляется протокол анализа, если система приемлема – пользуемся ею дальше, если нет – проводим дополнительные исследования и корректирующие мероприятия.

Схема оценки приемлемости измерительной системы приведена на рис. 4.

По способу получения данных процессы можно разделить на измерительные и контрольные. Результатами измерительного процесса являются количественные данные, контрольного процесса – атрибутивные (альтернативные) данные.

Количественные и атрибутивные данные получают путем соответственно ручного (или автоматического) и визуального (или автоматического) контроля.

Оценивание приемлемости измерительной системы для измерительного и контрольного процессов проводится по определенным критериям.

Также для более полного анализа вычисляют относительные значения составляющих изменчивости (сходимость, воспроизводимость, взаимодействие оператора и образца, эффективность контрольного процесса).

Рассмотрим основные критерии приемлемости измерительного процесса.

Анализ карты средних позволяет оценить применимость измерительной системы, т. е. адекватно ли соотношение точности измерительной системы и технологического допуска на параметр.

Анализ карты размахов позволяет оценить стабильность измерительной системы, т. е. отсутствие «сбоев» или «промахов» в измерительном процессе, связанных с работой операторов и применяемым ими методом измерений.

Критерий приемлемости GRR – объединенная оценка сходимости и воспроизводимости – учитывает влияние образца, средства измерения и оператора на результат измерений. Значения критерия и выводы о приемлемости измерительной системы приведены в табл. 1.

Таблица 1

GRR менее 10%	Измерительная система приемлема
GRR от 10 до 30%	Измерительная система может быть приемлема в зависимости от важности применения, стоимости средства измерений и т. п. Может нуждаться в улучшении
GRR свыше 30%	Измерительная система не приемлема, нуждается в улучшении

Критерий приемлемости ndc – число различимых категорий – демонстрирует правильность выбора средства измерений для обеспечения соотношения разрешающей способности к допуску на параметр. Измерительная система приемлема при значении $ndc \geq 5$.

Для решения о приемлемости контрольного процесса анализируют критерий КАППА и эффективность.

Критерий приемлемости КАППА – устанавливает согласованность операторов, т. е. степень совпадения результатов оценки образца каждым оператором. Значения критерия и выводы о приемлемости контрольного процесса приведены в табл. 2.

Таблица 2

КАППА более 0,75	Контрольный процесс приемлем
КАППА от 0,4 до 0,75	Контрольный процесс может быть приемлем в зависимости от важности применения, стоимости и т. п. Может нуждаться в улучшении
КАППА менее 0,4	Контрольный процесс не приемлем, нуждается в улучшении

Эффективность – процентное соотношение количества верных решений к общему количеству решений – характеризует приемлемость операторов. Значения критерия и выводы о приемлемости контрольного процесса приведены в табл. 3.

Таблица 3

Эффективность	
$\geq 90\%$	Контрольный процесс приемлем
$\geq 80\%$	Контрольный процесс частично приемлем. Может нуждаться в улучшении
$< 80\%$	Контрольный процесс не приемлем, нуждается в улучшении

На первый взгляд, кажется, чтобы получить приемлемые результаты измерений, достаточно взять высокоточное средство измерений. Однако MSA-анализ показывает, что низкая квалификация оператора, неумение пользоваться прибором, применение неверной методики выполнения измерений, могут привести к выводу, что измерительная система нуждается в корректировке.

MSA позволяет изучить и оценить все влияющие факторы, и применить к ним мероприятия для улучшения всего измерительного процесса, а следовательно, применить стратегию предупреждения, а не обнаружения несоответствий производимой продукции.



УДК 621.833:621.785.4.52

Поступила 05.02.2017

**ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА КАЧЕСТВО СТРУКТУРЫ ДЕТАЛЕЙ,
ОБРАБАТЫВАЕМЫХ НА ВАКУУМНОЙ ЛИНИИ «MODULTHERM 7/1»****THE FACTORS INFLUENCING QUALITY OF STRUCTURE OF WORKPIECES
PROCESSED ON THE VACUUM LINE «MODULTHERM 7/1»**

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

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, Akademicheskaya str. E-mail: Sprud.47@mail.ru

Приведены результаты металлографических исследований структурных составляющих цементованных слоев и сердцевины зубчатых колес после химико-термической обработки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH». Установлено, что причиной образования продуктов немартенситного превращения аустенита в цементованных слоях и сердцевине обрабатываемых деталей является недостаточная охлаждающая способность закалочного модуля вакуумной линии «ModulTherm 7/1».

Results of metallographical observations of structural constituent of carburized cases and a core of gears after thermochemical treatment on a vacuum line «ModulTherm 7/1» made by corporation «ALD Vacuum Technologies GmbH» are given. It was established that the cause of formation of non martensitic transformations of austenite in carburized cases and in a core of workpieces is insufficient cooling capacity of the hardening module of a vacuum line «ModulTherm 7/1».

Ключевые слова. Зубчатые колеса, химико-термическая обработка, вакуумная цементация, охлаждающая способность.

Keywords. Tooth gears, thermochemical treatment, vacuum carbonization, cooling capacity.

Процесс вакуумной цементации в среде ацетилена имеет ряд преимуществ перед традиционными методами химико-термической обработки в эндогазовой атмосфере. Линия химико-термической обработки «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH» позволяет существенно сократить продолжительность процесса цементации за счет активации насыщающей атмосферы при высоком качестве химико-термической обработки, значительно улучшить условия труда и повысить экономичность процесса упрочнения [1].

В процессе вакуумной цементации происходит непосредственная абсорбция сталью углерода, который откладывается на очищенной поверхности деталей в результате разложения ацетилена без присутствия газов. Поверхностная концентрация углерода регулируется температурой насыщения, количеством подаваемого газа. Молекулы ацетилена способны адсорбироваться на насыщаемой поверхности и диссоциировать ($C_2H_2 \rightarrow 2[C] + H_2$), обеспечивая интенсивное поступление углерода на насыщаемую поверхность. В этих условиях и реализуется режим циклической подачи ацетилена. Цементованный слой формируется по механизму реакционной диффузии углерода – путем частичного растворения легированного цементита на пассивной стадии цикла и его возобновления на активной стадии. Отпадает необходимость контроля углеродного потенциала атмосферы.

В процессе вакуумной цементации деталей происходит чередование циклов насыщения и диффузии, причем, чем чаще осуществляется циклирование, тем быстрее протекает процесс науглероживания, что объясняется лучшими условиями газообмена на поверхности насыщения. Последовательное осуществление вакуумирования и подачи газа позволяет удалять из глухих отверстий воздух и отработанную науглероживающую среду и обеспечивать поступление свежих порций газа во внутренние полости деталей, создавая на них слой, аналогичный слою, образующемуся на внешних поверхностях. Этот режим характеризует группа параметров: длительность цикла $\tau_{\text{ц}}$, продолжительность активного периода $\tau_{\text{а}}$ и паузы $\tau_{\text{п}}$, суммарное время стадий цикла $\Sigma\tau_{\text{а}}$ и $\Sigma\tau_{\text{п}}$, а также число циклов N . В зависимости от соотношения этих

параметров циклические режимы подачи ацетилена имеют множество вариантов, что дает возможность изменять структурное состояние, насыщенность, фазовый состав цементованного слоя и также его свойства.

Поступление углерода в тонкий поверхностный слой и запас в нем углерода зависят от суммарного времени насыщения $\Sigma\tau_a$. Продолжительность пассивных стадий $\Sigma\tau_{п}$ определяет диффузионное перераспределение поступающего углерода. Длительность стадии насыщения τ_a и пассивной стадии $\tau_{п}$ формируют длительность одного цикла $\tau_{ц}$.

В процессе цементации активное насыщение деталей углеродом при подаче ацетилена происходит первые 90 с, после чего насыщающая способность науглероживающей среды снижается в связи с наступлением предела растворимости углерода в аустените при данной температуре (960 °С).

Так как в самом начале процесса после первой активной стадии цикла на поверхности образуется сажистый углерод в виде моно- и полисоев, который сохраняет высокую каталитическую активность и легко растворяется в металле во время пассивной стадии первого цикла, формируя толщину цементованного слоя, последующие активные стадии циклов имеют меньшую продолжительность – 30–35 с, а последующие пассивные стадии от цикла к циклу увеличиваются по длительности на 1 мин для обеспечения плавного распределения углерода по толщине цементованного слоя за счет диффузии.

В табл. 1 приведен пример режима циклирования при температуре цементации 960 °С для стали 20ХН3А на толщину слоя 1,2 мм. Первые более короткие по времени циклы создают основной запас углерода в поверхностном слое. Постоянно увеличивающееся от цикла к циклу время пассивной стадии стимулирует плавное распределение в слое концентрации углерода.

Т а б л и ц а 1. Пример режима циклической подачи ацетилена

Номер цикла	τ_a , мин	$\tau_{п}$, мин	$\tau_{ц}$, мин
1	1,5	3,5	5
2	0,58	5,42	6
3	0,58	6,42	7
4	0,58	7,42	8
5	0,5	8,50	9
6	0,5	9,5	10
7	0,5	10,5	11
8	0,5	11,5	12
9	0,5	12,5	13
10	0,5	13,5	14
11	0,5	14,5	15
12	0,5	15,5	16
13	0,5	16,5	17
14	0,5	17,5	18
15		130	130
S	8,25	282,75	291

П р и м е ч а н и е: τ_a – время активных стадий цикла; $\tau_{п}$ – время пассивных стадий цикла; $\tau_{ц}$ – длительность цикла.

На рис. 1 приведен график формирования цементованного слоя, из которого видно, как постепенно от цикла к циклу растет концентрация углерода на активных стадиях циклов τ_a , и как концентрация углерода падает на последующих пассивных стадиях $\tau_{п}$. По окончании активных стадий циклов следует длительная пассивная стадия длительностью 130 мин, на которой происходит выравнивание углеродного профиля в слое посредством диффузионного распределения углерода (рис. 2).

На рис. 3 показан профиль распределения углерода по глубине цементованного слоя после приведенного циклического режима подачи ацетилена. По окончании процесса цементации поверхностное содержание углерода на деталях из стали 20ХН3А составляло 0,7%, что обеспечивало после закалки деталей в среде инертного газа с реверсированием газового потока при давлении 1,6 МПа и скорости вращения двигателей, перемешивающих закалочную газовую смесь, 1500 мин⁻¹ требуемые значения твердости поверхности и сердцевины зубчатых колес, а также равномерность охлаждения всех деталей в садке, находящихся на верхних и нижних уровнях садки (рис. 4).

Качество микроструктуры цементованных зубчатых колес, кроме требований к распределению углерода и микротвердости по толщине цементованного слоя, характеризуется распределением структурных составляющих по сечению зубчатых колес [2]. Показано, что особое внимание следует уделять продуктам

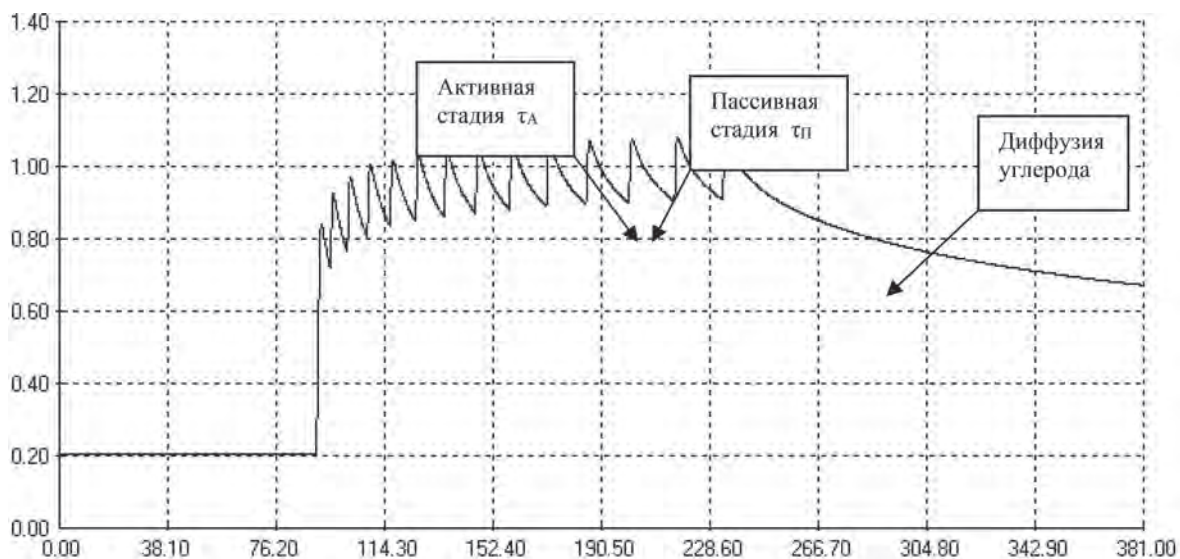


Рис. 1. График формирования цементованного слоя

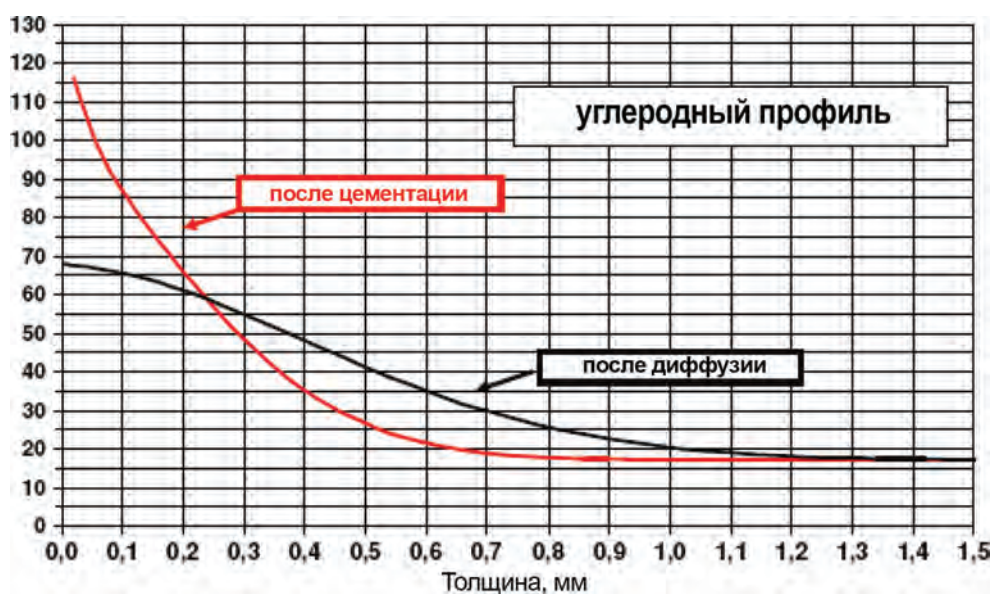


Рис. 2. Выравнивание концентрации углерода посредством диффузии углерода

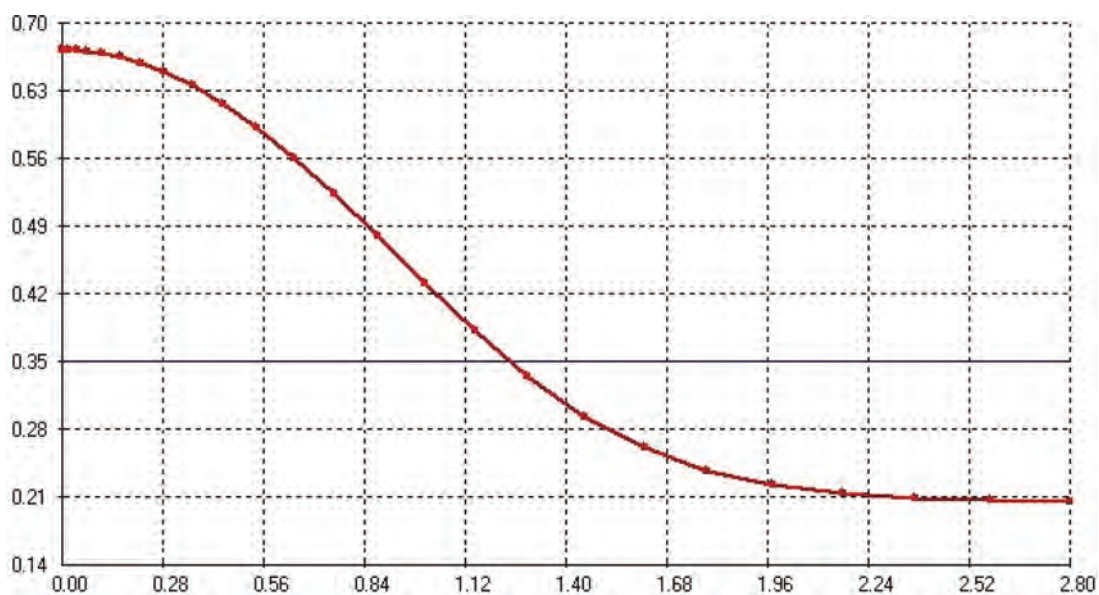


Рис. 3. Распределение углерода по толщине цементованного слоя

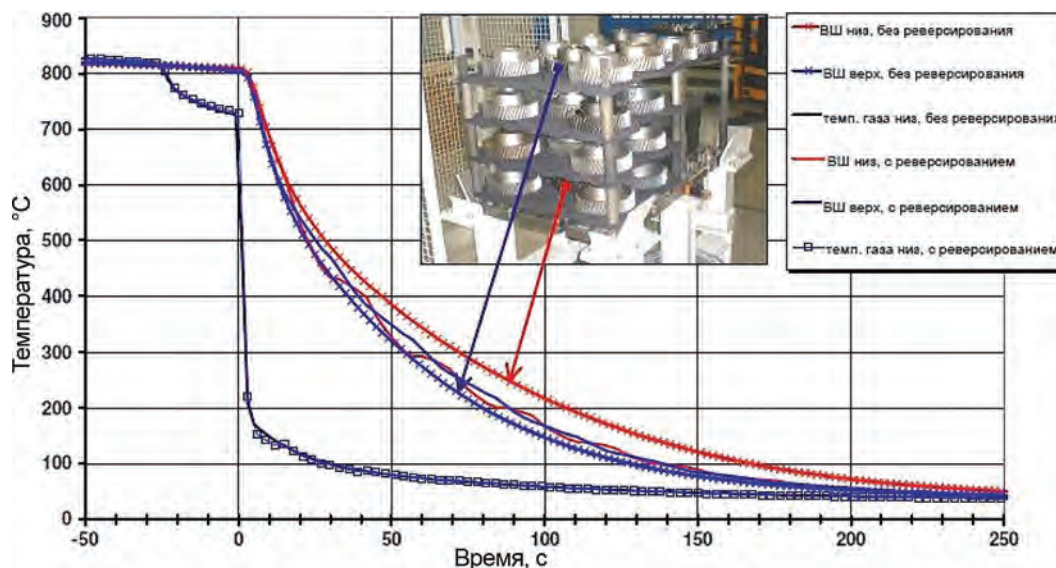


Рис. 4. Кривые охлаждения в основании зуба зубчатых колес

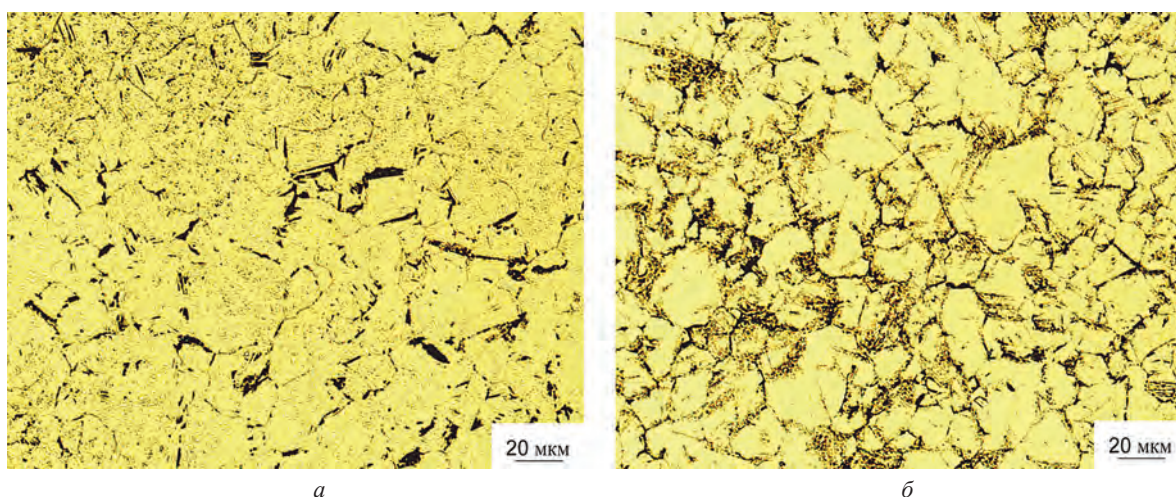


Рис. 5. Микроструктура цементованного слоя основания зуба зубчатого колеса из стали 20ХН3А с включениями пластинчатого (а) и зернистого (б) бейнита по границам и в объеме зерна после травления в реактиве [3]

промежуточного превращения, в частности, бейниту. Установлено, что присутствие в слое бейнитной фазы в количестве 10–20% приводит к снижению долговечности высоконапряженных зубчатых колес в 2 раза.

Металлографические исследования структурных составляющих цементованных слоев с близкими физико-химическими свойствами, в том числе и продуктов промежуточного превращения, проводили с применением металлографического реактива [3]. Разработанный металлографический реактив позволяет идентифицировать микроструктуру путем дифференцированного выявления фазовых и структурных составляющих цементованных слоев, не определяемых общепринятыми методами, но в значительной степени влияющих на работоспособность высоконапряженных деталей [2].

Установлено, что травлением в реактиве [3] в микроструктуре исследованных образцов из стали 20ХН3А после химико-термической обработки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH» по приведенным режимам выявляется бейнит зернистой и пластинчатой морфологии. На рис. 5 показана микроструктура основания зубчатого колеса № 2, выявленная травлением в разработанном реактиве [3], с включениями по границам и в объеме зерна пластинчатого и зернистого бейнита. Несмотря на то что впадина между зубьями при закалке охлаждается с более низкой скоростью, твердость поверхности зубьев была не ниже 57 HRC.

На рис. 6 показана микроструктура сердцевины зубчатого колеса из стали 20ХН3А после ХТО на линии печей «Irsen», не содержащая продуктов немартенситного превращения.

Таким образом, результаты исследований показали, что в микроструктуре цементованных зубчатых колес после химико-термической обработки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH» могут содержаться образовавшиеся при непрерывном охлаждении в процессе закалки продукты

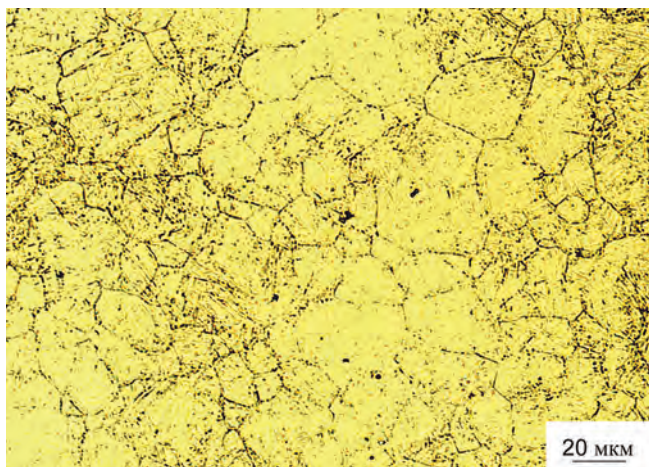


Рис. 6. Микроструктура сердцевины зуба зубчатого колеса из стали 20XN3A, не содержащей продуктов немартенситного превращения, после ХТО на линии печей «Irsen» и травления в реактиве [3]

промежуточного превращения аустенита–бейнит различного морфологического строения.

Для установления причин образования продуктов промежуточного превращения аустенита при непрерывном охлаждении в процессе закалки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» были выполнены исследования охлаждающей способности закалочного модуля. Охлаждающую способность закалочного устройства определяли по методике ОИМ.324.001ПМ с использованием номограммы (рис. 7), по которой определяли фактор охлаждающей способности H по двум диаметрам ступенчатых образцов, прошедших полный цикл химико-термической обработки.

Последовательность определения заключалась в следующем. Ступенчатые образцы изготавливали из стали 40X и проводили их полную химико-термическую обработку на вакуумной линии «ModulTherm 7/1». Из середины длины каждой ступени

ступенчатых образцов вырезали темплеты длиной 8–10 мм и на приборе ТК-1 измеряли твердость в центре сечений темплетов малого и большого диаметра. Результаты измерений приведены в табл. 2.

Таблица 2. Результаты измерения твердости ступенчатых образцов

Диаметр ступенчатого образца, мм	Режим закалки: давление, атм./обороты вентилятора, об/мин					
	16/1500			8/3000		
	твердость HRC					
	сторона 1	сторона 2	среднее	сторона 1	сторона 2	среднее
25	43	39	40,8	41	38	39,8
	39	41		42	38	
	43	40		41	39	
12,5	50	47	49,2	49	51	49,8
	51	50		44	54	
	50	47		49	52	

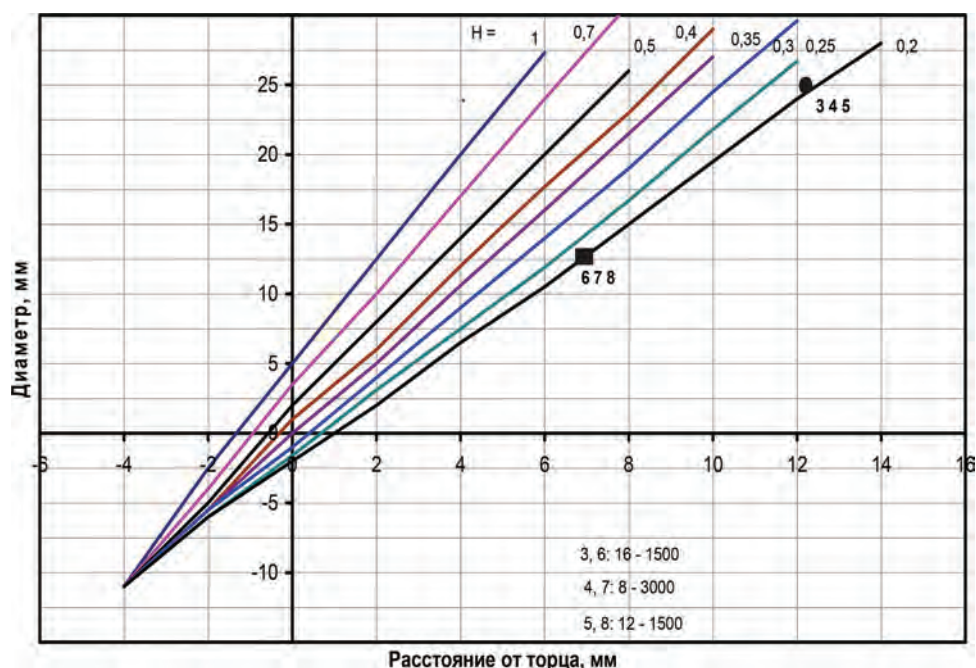


Рис. 7. Охлаждающая способность H закалочной камеры вакуумной линии «ModulTherm 7/1»: ■ – ступенчатые образцы диаметром 12,5 мм; ● – ступенчатые образцы диаметром 25 мм

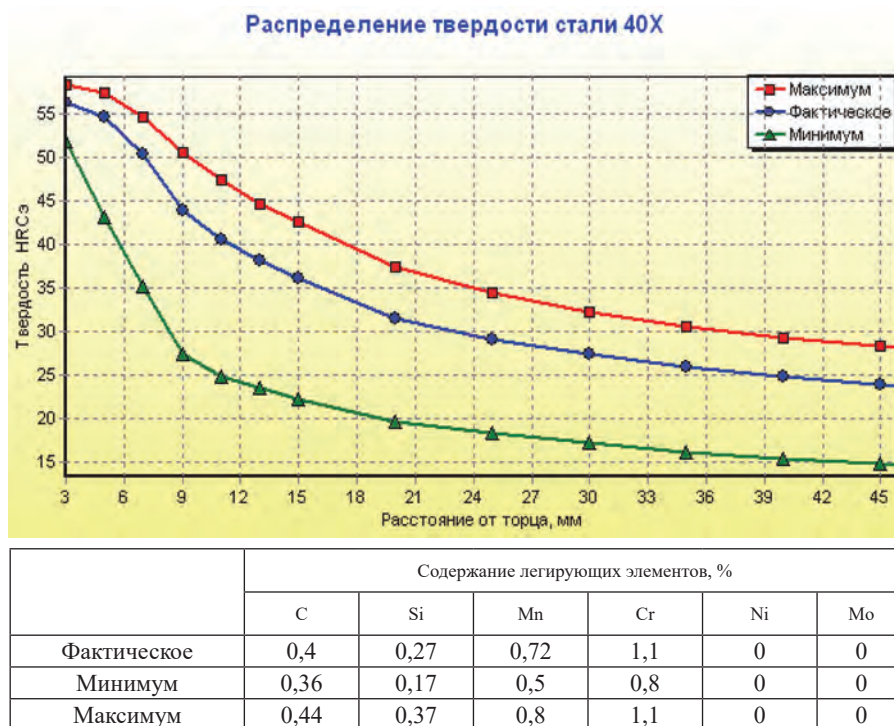


Рис. 8. Прокаливаемость стали 40X

Прокаливаемость стали 40X рассчитывали по программе «H-Steel» [3] с использованием фактического содержания легирующих элементов в данной стали, а также максимального и минимального их содержания согласно ГОСТ 4543-71.

Используя график прокаливаемости стали 40X (рис. 8), определяли для значений твердости каждого темплета соответствующие им расстояния от торца торцового образца. Откладывая полученные расстояния по оси абсцисс номограммы рис. 7, определяли численное значение фактора интенсивности охлаждения H по пересечению с соответствующим лучом диаграммы. Из полученных результатов следует, что фактор охлаждающей способности закалочной камеры составляет $H = 0,2$, что соответствует интенсивности традиционной закалки в спокойном масле. Данные результаты свидетельствуют о недостаточной охлаждающей способности закалочной камеры вакуумной линии «ModulTherm 7/1», что может являться причиной образования продуктов немартенситного превращения аустенита в цементованных слоях и сердцевине обрабатываемых деталей.

Выводы

Выполнены металлографические исследования структурных составляющих цементованных слоев и сердцевины зубчатых колес из стали 20ХН3А после химико-термической обработки на вакуумной линии «ModulTherm 7/1» фирмы «ALD Vacuum Technologies GmbH». Получено, что после ХТО на линии вакуумных печей в микроструктуре исследованных образцов после травления в реактиве [3] присутствуют продукты немартенситного превращения – бейнит зернистой и пластинчатой морфологии.

Установлено, что причиной образования продуктов немартенситного превращения аустенита в цементованных слоях и сердцевине обрабатываемых деталей, изготовленных из стали 20ХН3А, является недостаточная охлаждающая способность закалочного модуля вакуумной линии «ModulTherm 7/1».

Литература

1. Шипко А. А. Высокотемпературная вакуумная цементация – резерв по снижению энергоемкости производства и улучшению качества зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / А. А. Шипко, С. П. Руденко, А. Л. Валько, А. Н. Чичин // Литье и металлургия. 2016. № 2. С. 104–109.
2. Руденко С. П. Контактная усталость зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / С. П. Руденко, А. Л. Валько. Минск: Беларуская навука, 2014. 126 с.
3. Металлографический реактив для выявления микроструктуры цементованной конструкционной стали: пат. 15273, Республика Беларусь: МПК С 23 F 1/28 / А. Л. Валько, С. П. Руденко, Е. И. Мосунов; А. И. Михлюк; заявитель Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси. – № а20101136; заявл. 23.07.2010; опубл. 30.12.2011 // Афіцыйны бюл. / Вынаходства. Карасныя мадэлі. Прамысловыя узоры. 2011. № 6. С. 132–133.

References

1. Shipko A. A., Rudenko S. P., Valko A. L., Chichin A. N. Vysokotemperaturnaya vakuumnaya tsementatsiya – rezerv po snizheniyu energoemkosti proizvodstva i uluchsheniyu kachestva zubchatykh koles transmissiy energonasyshennykh mashin [High-temperature vacuum cementation – the reserve to reduce the energy intensity of manufacture and improve the quality of transmissions gearwheels of high-energy machines]. *Lit'e i metallurgiya = Foundary production and metallurgy*, 2016, no. 2, pp. 104–109.
2. Rudenko, S. P., Valko A. L. *Kontaktnaya ustalost' zubchatykh koles transmissiy energonasyshennykh mashin* [Contact fatigue of transmissions gearwheels of high-energy machines]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2014. 126 p.
3. Valko A. L., e. a. *Metallograficheskiy reaktiv dlya vyyavleniya mikrostruktury tsementovannoy konstruktsionnoy stali* [Metallographic reagent for exposure of microstructure of cemented structural steel]. Patent RB, no. 14748, 2011.



УДК 621.77.04

Поступила 20.04.2017

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА РАЗДЕЛЕНИЯ ПРУТКОВОГО СОРТАМЕНТА ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКОЙ

INTENSIFICATION OF THE PROCESS OF SEPARATION OF THE BAR ASSORTMENT BY CROSS-SCREW ROLLING

М. И. СИДОРЕНКО, Л. А. ИСАЕВИЧ, Д. М. ИВАНИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: denisrodman@tut.by

M. I. SIDORENKO, L. A. ISAEVICH, D. M. IVANICKIJ, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: denisrodman@tut.by

На основе анализа известных способов разделения пруткового сортамента на мерные заготовки установлено, что наиболее эффективным является процесс поперечно-винтовой прокатки с предварительным нанесением на пруток кольцеобразной клиновидного сечения канавки. С целью уменьшения ее глубины предложено в процессе прокатки смещать отделяемую часть материала в плоскости, перпендикулярной оси прутка на величину пластического смятия, характерного для штамповой разрезки сортамента.

Based on the analysis of the known methods of separation of the bar stock into cut-to-length sections, it has been found that the most effective is the process of transverse screw rolling with the preliminary application of a ring-shaped wedge-shaped groove to the bar. In order to reduce its depth, it is proposed during the rolling process to displace the separated part of the material in a plane perpendicular to the axis of the rod by the amount of plastic crushing characteristic for the stamp cutting of the assortment.

Ключевые слова. Прутковый сортament, мерные заготовки, поперечно-винтовая прокатка.

Keywords. Bar stock, cut-to-length sections, cross-screw rolling.

Использование передовых технологий обработки металлов давлением, таких, как безоблойная штамповка, холодное выдавливание и др., требует обеспечения качества формы и размеров исходных заготовок, исключающего наличия в них вырывов, задигов, смятий и утяжин по торцам и боковой поверхности, отклонений перпендикулярности к оси торцов [1].

В случае разделения прутков резкой пилами на токарных станках электроискровым способом и другими удастся удовлетворить требования, предъявляемые к качеству получаемых заготовок, но теряется значительное количество металла в виде отходов при сравнительно низкой производительности процессов [2]. Более совершенными в этом отношении являются способы разделения прутков в штампах, однако при этом не гарантируется высокое качество отрезаемых заготовок [3,4].

Интенсификация современного производства обуславливает широкое применение в разделительных операциях поперечно-клиновой прокатки [5–10], которая отличается от отмеченных выше способов возможностью формообразования заготовок высокого качества практически без потерь металла в отход при высокой производительности процесса. Вместе с тем, при использовании такого метода разделения прутков на отделяемых заготовках образуются фаски значительной величины (рис. 1), что вызвано сущностью самого процесса и не всегда допускается конечной формой получаемых из них деталей.

Поэтому с целью значительного уменьшения величины технологических фасок предложено устройство [10], в котором после предварительного пластического формообразования в прутке кольцевой канавки клиновидного профиля отделяемую часть последовательно смещают перпендикулярно оси прутка в процессе его вращения (рис. 2), сохраняя параллельными оси исходной и отделяемой части. Схема очага деформации для такого процесса представлена на рис. 3, где показано параллельное смещение одной части прутка относительно другой на величину ΔR . Здесь заштрихованная часть прутка относится

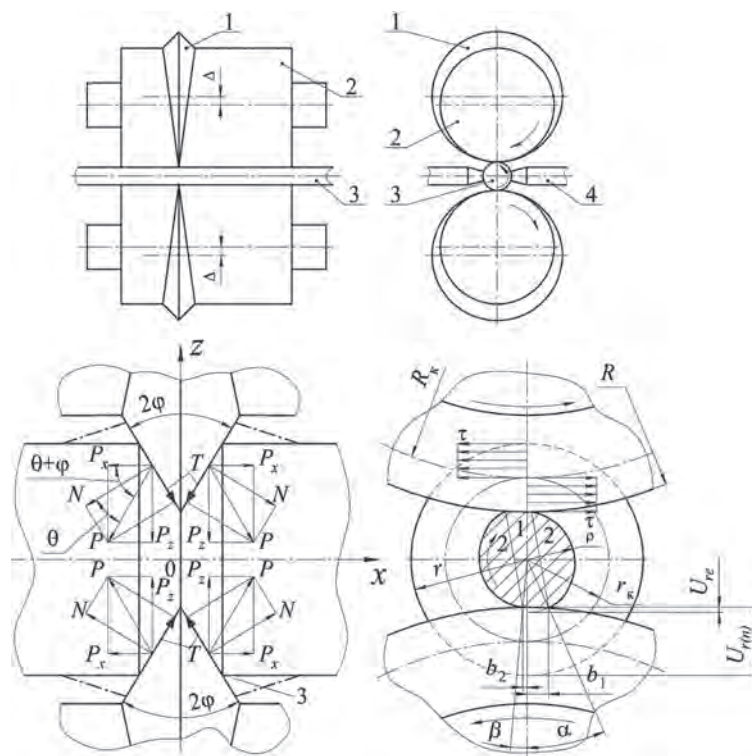


Рис. 1. Схемы разделения пруткового сортамента на мерные заготовки и действующих сил в очаге деформации: 1 – дисковый нож с клиновидным лезвием; 2 – валки; 3 – пруток; 4 – проводки

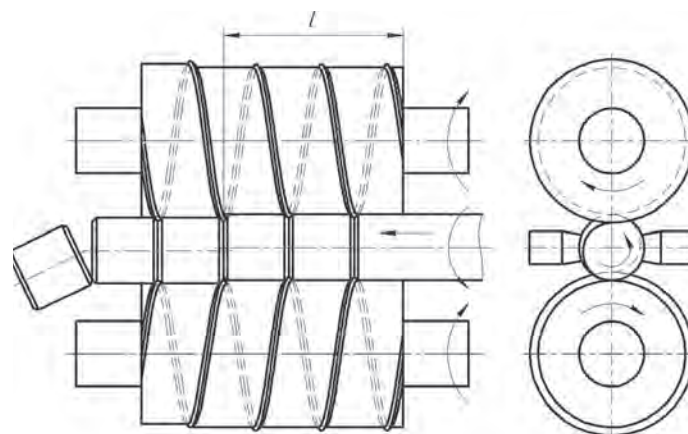


Рис. 2. Схема разделения прутка на заготовки винтовой прокаткой

к сечению, полученному от его пересечения плоскостью, проходящей перпендикулярно оси в зоне между клиновидными ребрами на валках.

Согласно [8–11], при резке прутков в штампах процессу отделения одной части от другой предшествует пластическое внедрение ножей в тело сортамента на определенную глубину. После этого за счет образования и развития встречных трещин в очаге деформации происходит отделение заготовки от прутка. Глубина пластического внедрения ножей в тело прутка зависит от его механических свойств и оценивается величиной относительной деформации:

$$\varepsilon = \frac{\Delta R}{R}, \quad (1)$$

где R – радиус разделяемого прутка.

Для стальных прутков она составляет порядка $\varepsilon = 0,12\text{--}0,15$, а при разделении мягких материалов достигает $\varepsilon = 0,35\text{--}0,40$.

С целью обеспечения механизма разделения прутка необходимо соблюсти условие его вращения вокруг своей оси в момент пластического внедрения валков в тело разделяемого сортамента (рис. 3).

Ширину площадки смятия, согласно рис. 3, определим из уравнения

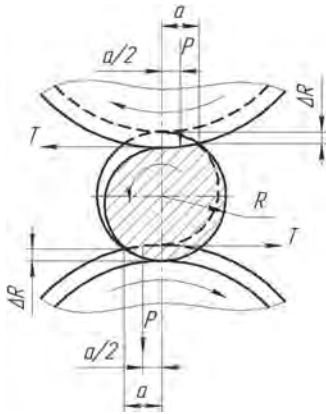


Рис. 3. Схема очага деформации

$$a = \sqrt{R^2 - (R - \Delta R)^2} = \sqrt{\Delta R(2R - \Delta R)}.$$

С учетом выражения (1) получим

$$a = \sqrt{\varepsilon R(2R - \varepsilon R)} = R\sqrt{\varepsilon(2 - \varepsilon)}. \quad (2)$$

Момент, составленный парой сил P , можно представить как:

$$M_{\text{кр1}} = 2P \frac{a}{2} = Pa = PR\sqrt{\varepsilon(2 - \varepsilon)}. \quad (3)$$

С другой стороны, этот же момент уравнивается парой касательных сил T и составляет

$$M_{\text{кр2}} = 2T(R - \Delta R) = 2TR(1 - \varepsilon). \quad (4)$$

Зададим условие трения на контакте металла с валками по Амонтону [12] $T = fP$ и подставим это значение в (4):

$$M_{\text{кр2}} = 2fPR(1 - \varepsilon). \quad (5)$$

Подставляя данные величин, входящих в выражения (3) и (5), и далее сравнивая полученные значения, нетрудно убедиться, что $M_{\text{кр1}} > M_{\text{кр2}}$. В связи с этим для обеспечения условия вращения прутка в момент его разделения необходим дополнительный резерв сил контактного трения, действующих по касательной к его цилиндрической поверхности в зоне подачи металла в валки (см. рис. 2). Это вполне возможно, если в названной зоне производить поверхностную пластическую деформацию прутка. Нормальные контактные напряжения в этом случае достигают предела текучести σ_T деформируемого металла, а усилие деформирования $P = \sigma_T al$, где l – длина поверхности валков в зоне подачи прутка. Принимая во внимание выражение (2) и пренебрегая бесконечно малыми величинами второго порядка, можно записать $P = \sigma_T Rl\sqrt{\varepsilon(2 - \varepsilon)}$.

Поскольку, согласно [13], при поверхностной пластической деформации $\varepsilon_1 \leq 0,02$, последнее выражение примет вид

$$P = 0,2\sigma_T Rl. \quad (6)$$

Тогда по аналогии с уравнением (5) можно найти величину крутящего момента в зоне подачи прутка в валки

$$M_{\text{кр3}} = 2fPRI(1 - \varepsilon_1) = 0,4f\sigma_T lR^2(1 - \varepsilon_1). \quad (7)$$

Входящая в выражения (3) и (5) величина усилия P , при котором происходит отделение мерной заготовки от прутка, определится как $P = \pi R_1^2 \sigma_{\text{ср}}$, где R_1 – радиус поперечного сечения разделяемого сортамента в зоне кольцевой канавки; $\sigma_{\text{ср}}$ – напряжение среза в этом же сечении, составляющее, согласно [11], $\sigma_{\text{ср}} \approx 0,8\sigma_T$. В связи с этим $P = 0,8\pi\sigma_T R_1^2$ и уравнения (3) и (5) соответственно примут вид

$$M_{\text{кр1}} = 0,8\pi\sigma_T R_1^2 R\sqrt{\varepsilon(2 - \varepsilon)}, \quad (8)$$

$$M_{\text{кр2}} = 1,6\pi f\sigma_T R_1^2 R(1 - \varepsilon). \quad (9)$$

Теперь окончательно запишем условие вращения прутка в момент его разделения на мерные заготовки:

$$M_{\text{кр1}} = M_{\text{кр2}} + M_{\text{кр3}}. \quad (10)$$

Решая данное уравнение совместно с выражениями (7)–(9) относительно искомой величины, после преобразований можно записать

$$l = \frac{2\pi R_1^2}{fR(1 - \varepsilon_1)} \left[\sqrt{\varepsilon(2 - \varepsilon)} - 2f(1 - \varepsilon) \right]. \quad (11)$$

На рис. 4 показаны зависимости, отражающие изменение длины зоны подачи прутков в очаг разделения их на мерные заготовки от диаметра сортамента из разных материалов при глубине кольцевой канавки 1 мм для всех диаметров.

Данные для построения графиков рассчитаны с помощью уравнения (11). Из рисунка видно, что с увеличением диаметра прутка возрастает и длина зоны подачи, что объясняется, согласно (2), ростом

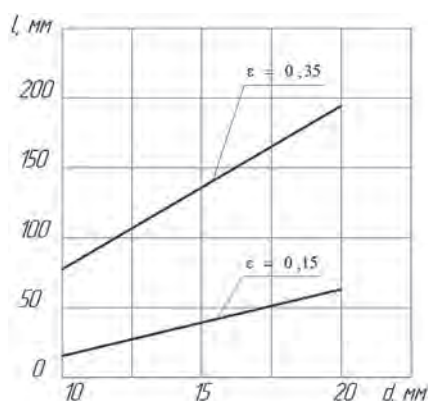


Рис. 4. Зависимость длины зоны подачи прутка в зону разделения от его диаметра: $\epsilon = 0,15$ – для твердых материалов; $\epsilon = 0,35$ – для мягких материалов

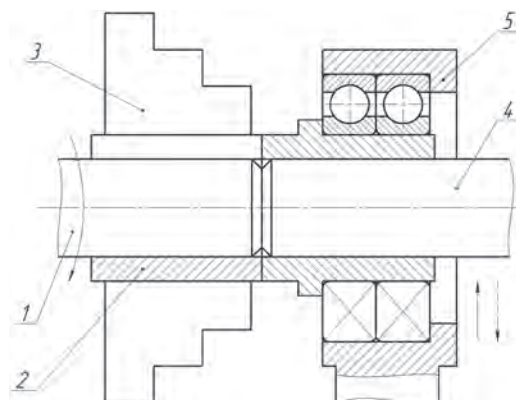


Рис. 5. Схема устройства для разделения прутка на мерные заготовки в токарном станке: 1 – пруток; 2 – разрезная втулка; 3 – патрон; 4 – отделяемая заготовка; 5 – шариковая головка

плеча приложения деформирующего усилия в квадратичной зависимости от степени деформации ϵ и это учтено в уравнении (3), в то время как в выражении (4) влияние степени деформации ϵ носит линейный характер.

Для экспериментальной проверки предложенного [10] способа разделения прутков на мерные заготовки было разработано устройство (рис. 5), которое смонтировано на токарном станке.

Устройство содержит разделяемый пруток 1, который помещен в разрезную втулку 2 и зажат в патроне 3 токарного станка. Отделяемая часть 4 прутка охвачена жесткой втулкой шариковой головки 5, установленной в резцедержателе токарного станка. Предварительно в прутке с помощью резца на токарном станке наносят кольцевую канавку треугольного профиля различной глубины. Для экспериментальных исследований были использованы прутки диаметром 10 мм из стали 20 и алюминия А7 в состоянии поставки.

Результаты испытаний показали, что в случае разделения прутков из стали 20 величина смещения шариковой головки относительно оси прутка составила 0,7–0,8 мм, что отвечает степени деформации $\epsilon = 0,14$ –0,16. При разделении прутка из алюминия величина смещения шариковой головки находится в пределах 1,8–2,0 мм, что соответствует степени деформации $\epsilon = 0,36$ –0,40. В обоих случаях глубина кольцевой канавки изменялась в пределах 0,5–1,0 мм. Меньшие степени деформации в зоне разделения прутка отвечают глубине кольцевой канавки, равной 1,0 мм.

Таким образом, результаты проведенных теоретических и экспериментальных исследований показывают их близкую сходимость.

В это же время представленная на рис. 2 схема разделения прутков методом поперечно-винтовой прокатки отличается сложностью конструкции устройства для ее осуществления. Более простой вариант показан на рис. 6.

В данном случае после каждого поворота валков на угол 2π пруток смещается на длину отделяемой заготовки специальным устройством, в то время как по схеме, представленной на рис. 2, смещение прутка вдоль оси осуществляется автоматически самими валками в режиме поперечно-винтовой прокатки.

Выводы

При разделении прутковых материалов методами поперечно-клиновой прокатки с целью снижения глубины пластически формообразуемой кольцевой канавки в зоне разрушения целесообразно отделяемую часть прутка смещать перпендикулярно его оси на величину пластического смятия, сопровождающего штамповую разрезку сортамента. При этом меньшая степень деформации отвечает более твердым материалам.

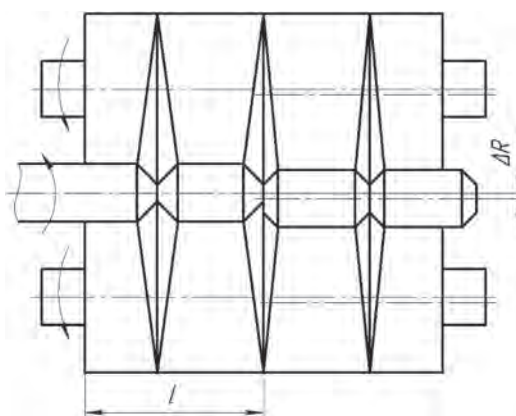


Рис. 6. Сборный инструмент для разделения прутков поперечно-клиновой прокаткой

Литература

1. Ковка и штамповка: Справ. в 4-х т. Т. 3: Холодная объемная штамповка / Под ред. Г. А. Навроцкого. М: Машиностроение, 1987. 193 с.
2. Егоров М. Е. Технология машиностроения / М. Е. Егоров, В. И. Дементьев, В. Л. Дмитриев. М.: Высш. шк., 1976. 534 с.
3. Соловцов С. С. Отрезка в штампах точных заготовок от сортового проката / С. С. Соловцов. М.: НИИмаш, 1980. 52 с.
4. Совершенствование кузнечно-штамповочного производства / Под ред. П. В. Камнева, К. Н. Богоявленского. Л.: Машиностроение, 1971. 279 с.
5. Клушин В. А. Совершенствование поперечно-клиновой прокатки / В. А. Клушин, Е. М. Макушок, В. Я. Щукин. Минск: Наука и техника, 1974. 155 с.
6. Казанская И. И. Станы для производства точных заготовок машиностроительных деталей / И. И. Казанская, В. Ф. Мухонин, Ю. А. Марков // Кузнечно-штамповочное производство. 1984. № 4. С. 5–8.
7. Васильчиков М. В. Производство точных заготовок машиностроительных деталей прокаткой / М. В. Васильчиков, М. В. Барбарич, Е. А. Жукевич-Стоша. М.: МТЭИТМ, 1968. 338 с.
8. Сидоренко М. И. Разделение прутков на мерные заготовки / М. И. Сидоренко. Минск: ПАРАДОКС, 1999. 228 с.
9. Сидоренко М. И. Особенности разделения пруткового сортамента на мерные заготовки роликовыми клиновидными ножами / М. И. Сидоренко // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2012. № 1. С. 43–50.
10. Устройство для прокатки цилиндрических заготовок из прутка: а. с. 1260087 СССР: МПК4 В21Н 1/18 / А. В. Степаненко, Л. А. Исаевич, М. И. Сидоренко; Белорусский политехн. ин-т. № 3776995; заявл. 06.08.1984; опубл. 30.09.1986 // Б. И. 1986. № 36. С. 28.
11. Зубцов М. Е. Листовая штамповка / М. Е. Зубцов. Л.: Машиностроение, 1980. 432 с.
12. Громов Н. П. Теория обработки металлов давлением / Н. П. Громов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1978. 360 с.
13. Одинцов Л. Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: Справ. / Л. Г. Одинцов. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

References

1. Semenov V. I. *Kovka i shtampovka. Holodnaja ob'emnaja shtampovka* [Forging and stamping. Cold forging]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1987, 193 p.
2. Egorov M. E. *Tehnologija mashinostroenija* [Technology of mechanical engineering]. Moscow, Vysshaja shkola Publ., 1976, 534 p.
3. Solovcov S. S. *Otrezka v shtampah tochnyh zagotovok ot sortovogo prokata* [Cutting in dies of precision billets from long products]. Moscow, NIImash Publ., 1980, 52 p.
4. Kamnev P. V. *Sovershenstvovanie kuznechno-shtampovohnogo proizvodstva* [Improvement of forging and stamping production]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1971, 279 p.
5. Klushin V. A. *Sovershenstvovanie poperechno-klinovoj prokatki* [Perfection of cross-wedge rolling]. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1974, 155 p.
6. Kazanskaja I. I., Muxonin V. F., Markov Ju. A. *Stany dlja proizvodstva tochnyh zagotovok mashinostroitel'nyh detalej* [Mills for the production of precision blanks of engineering components]. *Kuznechno-shtampovohnoe proizvodstvo = Forging and stamping production*, 1974, no. 4, pp. 5–8.
7. Vasil'chikov M. V. *Proizvodstvo tochnyh zagotovok mashinostroitel'nyh detalej prokatkoj* [Production of precision blanks of machine-building details by rolling]. Moscow, MTJeiTM Publ., 1968, 338 p.
8. Sidorenko M. I. *Razdelenie prutkov na mernye zagotovki* [Separation of bars into dimensional blanks]. Minsk, PARADOKS Publ., 1999, 228 p.
9. Sidorenko M. I. *Osobennosti razdelenija prutkovogo sortamента na mernye zagotovki rolikovymi klinovidnymi nozhami* [Features of the division of the bar stock into dimensional billets by roller wedge-shaped knives]. *Vesci Natsyjanal'noj akademii navuk Belarusi. Seryja fizika-tehnichnyh navuk = Proceeding the National Academy of Sciences of Belarus. A series of physical and technical sciences*, 2012, no. 1, pp. 43–50.
10. Stepanenko A. V. e. a. *Ustrojstvo dlja prokatki cilindricheskih zagotovok iz prutka* [A device for rolling cylindrical bars from a rod]. Patent USSR, no. 1260087, 1986.
11. Zubcov M. E. *Listovaja shtampovka* [Sheet stamping]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1980, 432 p.
12. Gromov N. P. *Teorija obrabotki metallov davleniem* [Theory of metal forming]. Moscow, Metallurgija Publ., 1978, 360 p.
13. Odincov L. G. *Uprochnenie i odelka detalej poverhnostnym plasticheskim deformirovaniem* [Hardening and finishing of parts by surface plastic deformation]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1987, 328 p.



УДК 621.74: 534.2

Поступила 14.04.2017

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ДИНАМИЧЕСКИ НАГРУЖЕННОГО ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА АК12

CORROSION RESISTANCE OF DYNAMIC LOADED CAST ALLOY AS12

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

С. М. УШЕРЕНКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: usherenko@gmail.com

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

S. M. USHERENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: usherenko@gmail.com

Выполнена оценка воздействия порошковых частиц в режиме сверхглубокого проникания (СГП) на изменение коррозионной стойкости алюминиевого литейного сплава АК12. Алюминиевый сплав, армированный волокнами с перестроенной структурой, обладает повышенной коррозионной стойкостью.

The assessment of influence of powder particles in the mode of super deep penetration (SDP) on change of corrosion resistance of aluminum cast alloy AK12 is executed. The aluminum alloy reinforced by fiber zones with the reconstructed structure has the increased corrosion resistance.

Ключевые слова. Алюминий, коррозионная стойкость, литейный сплав, структура, динамическое нагружение, композиционный материал.

Keywords. Aluminum, corrosion resistance, cast alloy, structure, dynamic loading, composite material.

Введение

Алюминиево-кремнистые сплавы широко используются для производства литых деталей машин. Благодаря высокой удельной прочности, повышенной теплопроводности и коррозионной стойкости они достаточно конкурентно способны в различных областях техники. Повышение прочности алюминиевых литейных сплавов объемным легированием ограничивается особенностью алюминия образовывать твердые растворы в широком диапазоне концентраций. Введение даже малого количества легирующих элементов приводит к образованию первичных интерметаллических соединений в виде грубых включений, что создает неоднородность химического состава, ухудшает механические свойства и значительно снижает коррозионную стойкость [1].

Существенное повышение свойств алюминиевых литейных сплавов традиционными методами легирования в настоящее время уже практически невозможно [2]. Более целесообразно реализовать процессы упрочнения, создавая литые заготовки с формированием структуры с заданными свойствами на микро- и наноровнях [3].

Наноструктурированные материалы обеспечивают оптимальное сочетание свойств, а положительный эффект достигается благодаря особенностям структуры в нанометровом масштабе, а не в результате использования больших количеств легирующих элементов. Свойства резко изменяются из-за того, что в полученном материале меняется соотношение поверхностных и объемных атомов. Доля атомов на поверхности, обладающих повышенным запасом энергии, становится больше.

Изменение свойств алюминиевых сплавов наблюдаются уже при концентрациях легирующих элементов 0,001–0,1 мас.%. Использование эффектов динамического массопереноса и сверхглубокого проникания (СГП) обеспечивает такой же уровень легирования алюминиевых сплавов [4, 5]. Импульсная

обработка заготовок этих сплавов приводит к изменению растворимости легирующих элементов. Сплав становится более неравновесным, т. е. создается метастабильная структура. Динамическое нагружение материала отличается от обычной технологии временем действия, измеряемого микросекундами.

При использовании сверхглубокого проникания наблюдается «прошивка» металлических преград стутками пылевидных микрочастиц. При этом генерируется интенсивное электромагнитное излучение при давлениях в диапазоне десятков и сотен тысяч атмосфер. Стутки микрочастиц в режиме СГП за доли секунды проникают в преграды из алюминия и его сплавов на глубину в 100–180 мм [6]. Высокоэнергетическое воздействие на поликристаллический алюминиевый сплав Al–12%Si рассматривалось в работах [5, 7].

При введении в объем алюминиевого сплава порошков карбида кремния или свинца было получено несколько вариантов композиционного материала. Полученные композиционные материалы имели армирующую структуру, существенно отличающуюся между собой на микроуровне. Доля армирующего материала (зоны влияния) после сверхглубокого проникания достигала 8–11%, а коррозионная стойкость отдельных зон, синтезированных при введении частиц в алюминиевый сплав Al–12%Si, увеличилась по сравнению с исходным материалом в несколько раз.

Целью настоящей работы является оценка влияния динамического воздействия в режиме СГП порошками различного состава на изменение коррозионной стойкости алюминий-кремниевых литейных сплавов АК12.

Методы исследования, методики, оборудование

Образцы из алюминиевого сплава АК12 (ГОСТ 1583-93) исследовали в исходном литом состоянии, после импульсной обработки литой заготовки по схеме сверхглубокого проникания (СГП) различными смесевыми составами рабочего вещества, с использованием порошка нанокремнеземного материала (углеродные нанотрубки и нановолокна), утяжеленного порошком SiC, порошком SiC или порошком свинца Pb (в соотношении 1:16).

Заготовки из сплава АК12 получены литьем в кокиль с последующей механической обработкой и имеют размеры: длина – 150 мм, диаметр – 40 мм.

Использовали оптимальные параметры импульсной обработки: масса заряда взрывчатого вещества – 0,2 кг, длина регулирующей опоры – 90 мм, диаметр основания навески рабочего вещества – 50 мм для выбранных размеров заготовок.

Измерения проводили на образцах, вырезанных из одной зоны литых заготовок для всех видов импульсной обработки, в сравнении с образцом без обработки в литом состоянии на расстоянии 30 мм от точки подрыва. Рабочая поверхность исследуемых образцов: электродов $5 \times 5 = 25 \text{ мм}^2$ (0,25 см²).

Все поляризационные измерения проводили в стандартной трехэлектродной электрохимической ячейке ЯСЭ-2 с платиновым противэлектродом с помощью потенциостата марки ПИ-50–1,1 в комплекте с программатором ПР-8 и двухкоординатным графопостроителем ПДА-1. Стационарные поляризационные кривые фиксировали в потенциостатическом режиме с выдержкой при заданном потенциале 30 с. Шаг изменения потенциала составлял 50 мВ.

Оценивали параметры электрохимической коррозии в стационарных потенциогальваностатических условиях измерения: зависимость силы тока коррозии (I) от потенциала (E), скорости коррозии (Y) и массового показателя коррозии (M), электродного потенциала погружения (B) от времени [8]. Полученные результаты до и после обработки образцов сплава АК12 различными смесевыми составами рабочего вещества приведены в таблице.

Для определения зависимости тока от потенциала измеряли ток при различных контролируемых потенциалах изучаемого электрода относительно электрода сравнения с известным потенциалом (потенциостатический контроль).

Определение скорости коррозии электродов в исследуемом растворе электролита (0,5% растворе ортофосфорной кислоты) проводили без наложения внешнего электрического тока в условиях полного погружения в рабочий раствор. Через заданные промежутки времени образцы извлекали, промывали дистиллированной водой и взвешивали на аналитических весах марки ВЛР с точностью $\pm 5 \cdot 10^{-5}$ г.

Результаты экспериментальных исследований

Поляризационные кривые (ПК) катодного и анодного процессов, имеющих место при наложении поляризации, приведены на рис. 1. Катодный и анодный ход ПК для необработанного сплава АК12 практи-

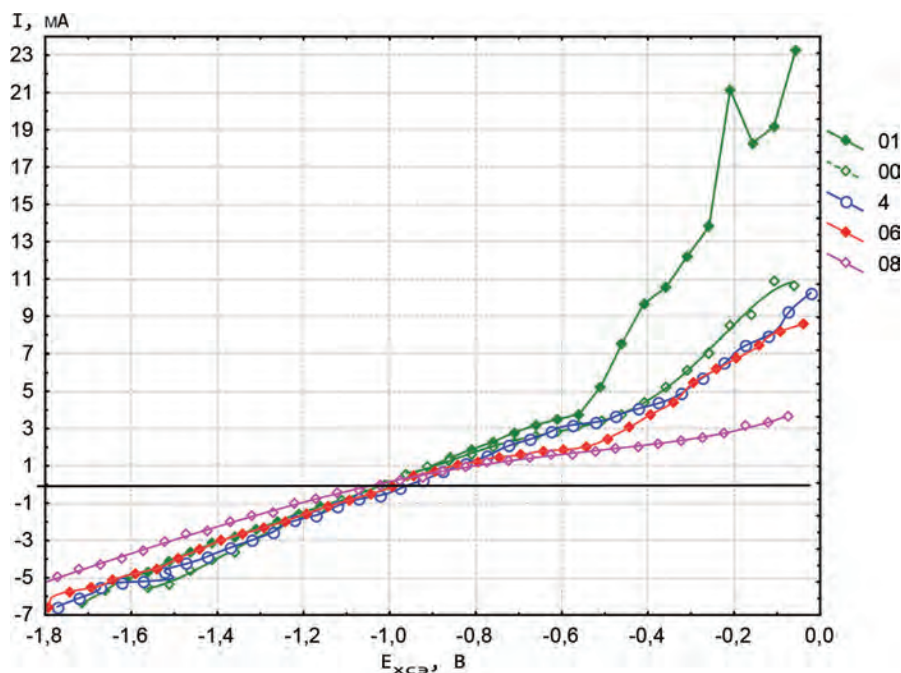


Рис. 1. Катодно-анодные поляризационные кривые образцов алюминиевого литейного сплава АК12 без обработки (00), после обработки наноуглеродным материалом + SiC (01), SiC (06), свинцом (08); образцов деформированного алюминия А7 после обработки свинцом (4)

чески совпадают и имеют типичный вид с отсутствием экстремумов. Перегиб на анодной ветви при потенциале больше $-0,5$ В свидетельствует об интенсификации процессов. Такими процессами могут быть окисление алюминия, скол и рост оксидной пленки. В области малых поляризаций вид кривых практически совпадает, что свидетельствует о подобном поведении в равновесных условиях.

Показатели электрохимической коррозии литейного сплава АК12 после импульсной обработки

Маркировка образцов	Вид обработки, рабочее вещество	Ток коррозии I , А/см ²	Скорость коррозии $Y \cdot 10^{-5}$, г/см ² /мин		Потенциал погружения E , В (для 250 мин)
			через 100 мин	через 300 мин	
00	Без импульсной обработки	$3,80 \cdot 10^{-2}$	4,30	2,33	-0,885
01	Импульсная обработка смесью порошков «наноуглеродный материал + SiC»	$3,55 \cdot 10^{-2}$	4,90	3,40	-0,805
04(4)	Импульсная обработка порошком Pb	$3,47 \cdot 10^{-2}$	4,75	3,50	-0,751
06	Импульсная обработка порошком SiC	$6,31 \cdot 10^{-2}$	4,50	3,83	—
08	Импульсная обработка порошком Pb	$4,79 \cdot 10^{-2}$	5,6	4,2	-0,825

Примечание. Для сравнения – деформированный алюминий А7, маркировка – 4(04).

Проведение импульсной обработки приводит к изменению хода поляризационных кривых. В области малых поляризаций ($+0,1$ В) ход ПК для образцов литейного сплава в исходном состоянии и после обработки совпадает. При увеличении поляризации скорость анодного процесса на обработанном смеси «наноуглеродный материал + SiC» литейном сплаве (01) существенно увеличивается, а частицами свинца несколько замедляется (08). Обработка только SiC не оказывает существенного влияния по сравнению с исходным сплавом (рис. 1, кривые 00, 06). Наличие углерода в отдельных зонах приводит к снижению анодного перенапряжения и увеличивает скорости процесса коррозии в обработанных образцах (см. таблицу). Для деформированного алюминия, обработанного порошком Pb (4), ход кривой не изменяется.

При обработке алюминиевого сплава порошком свинца торможение анодного процесса положительное $-0,4$ В и обусловлено наличием в зонах микроколичества свинца (08). Это ведет к пассивированию образца из-за образования на поверхности нерастворимых фторидов.

В равновесных условиях токи коррозии для необработанного сплава и наноструктурированных сплавов после обработки частицами «наноуглеродный материал + SiC» и «Pb» практически совпадают и находятся в интервале $3,5-3,8 \cdot 10^{-2}$ А ($\lg -2,2-2,46$ А/см²). Исходя из значений токов коррозии, можно сделать вывод о том, что данные сплавы не являются стойкими в используемом электролите.

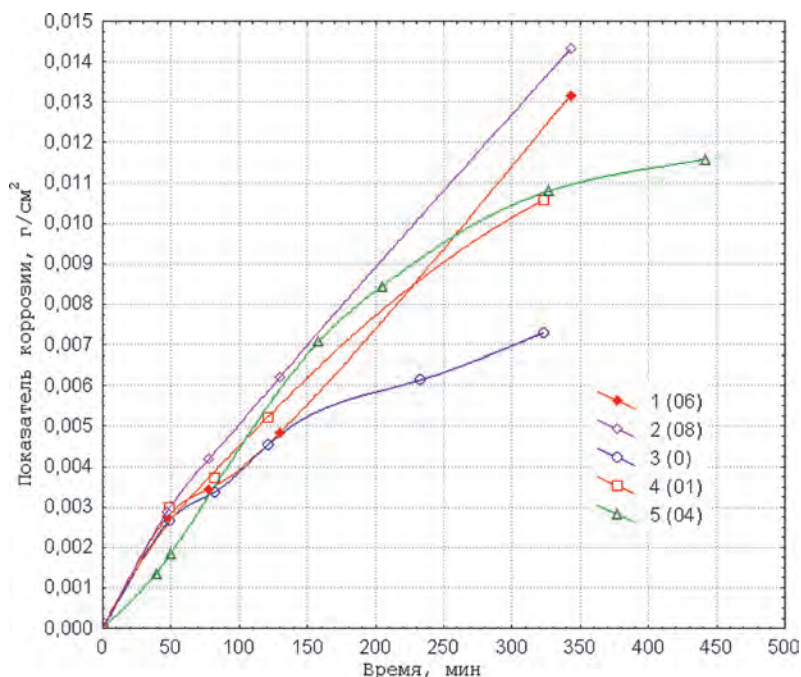


Рис. 2. Изменение массового показателя коррозии образцов от времени

Массовый показатель коррозии (M , г/см²) в зависимости от времени нахождения образцов в электролите существенно различается для полученных из литейных сплавов до и после импульсной обработки (рис. 2). На рисунке можно выделить две временные области: изменение показателя M в первые 100 мин нахождения в растворе электролита и более 100 мин. Для первой области характерны практически одинаковые значения массового показателя коррозии для обработанных и необработанных образцов сплава АК12 (рис. 2). Скорость коррозии Y соответственно изменялась в интервале от $4,3 \cdot 10^{-5}$ до $4,9 \cdot 10^{-5}$ г/см²/мин за исключением обработки свинцом. Причем вид рабочего вещества не оказывал заметного влияния, а показатели коррозии были идентичны. Во второй области наблюдалось существенное замедление скорости коррозии для необработанного сплава до $2,33 \cdot 10^{-5}$ г/см²/мин, тогда как для обработанного смесью порошков «нанопуглеродный материал + SiC» уменьшилась только до $3,4 \cdot 10^{-5}$ г/см²/мин.

Допирование поверхности алюминиевых образцов свинцом, являющимся электроположительной примесью, в начале процесса также ускоряет коррозию. В дальнейшем скорость их коррозии приближается к скорости коррозии необработанного сплава. Это подтверждается величинами потенциала погружения образцов в электролите для различного времени нахождения (см. таблицу). На рис. 3 показано, что снижение потенциала для обработанного свинцом сплава происходит с большей интенсивностью. Это объясняется образованием на поверхности нерастворимой пленки из фторида свинца. С течением времени потенциал погружения для обработанного свинцом сплава стабилизируется и остается постоянным в пределах – 0,82–0,83 В.

Полученные данные как при действии частиц карбида кремния совместно с нанопуглеродным материалом, так и частиц свинца свидетельствуют о сложных процессах пассивации на поверхности образцов литейного сплава АК12 во времени. Причем при введении нанопуглеродного порошка потенциал погружения более положителен и поверхность такого сплава отличается большей пассивностью, чем у сплава, обработанного только частицами SiC.

Таким образом, изменение структуры обработанного литейного сплава АК12 введением в состав нанопуглеродного материала и карбида кремния приводит к увеличению скорости анодного процесса под действием электрического тока, в то время как частиц свинца – к снижению его скорости. С течением времени в стационарных условиях скорость коррозии обработанных образцов приближается к скорости коррозии образцов необработанного сплава.

Выводы

1. Динамическое нагружение литейного сплава АК12 по схеме СГП различными смесевыми составами рабочего вещества приводит к существенному изменению электрохимических свойств обработанных образцов по сравнению с исходным в деформированном и литом состояниях.

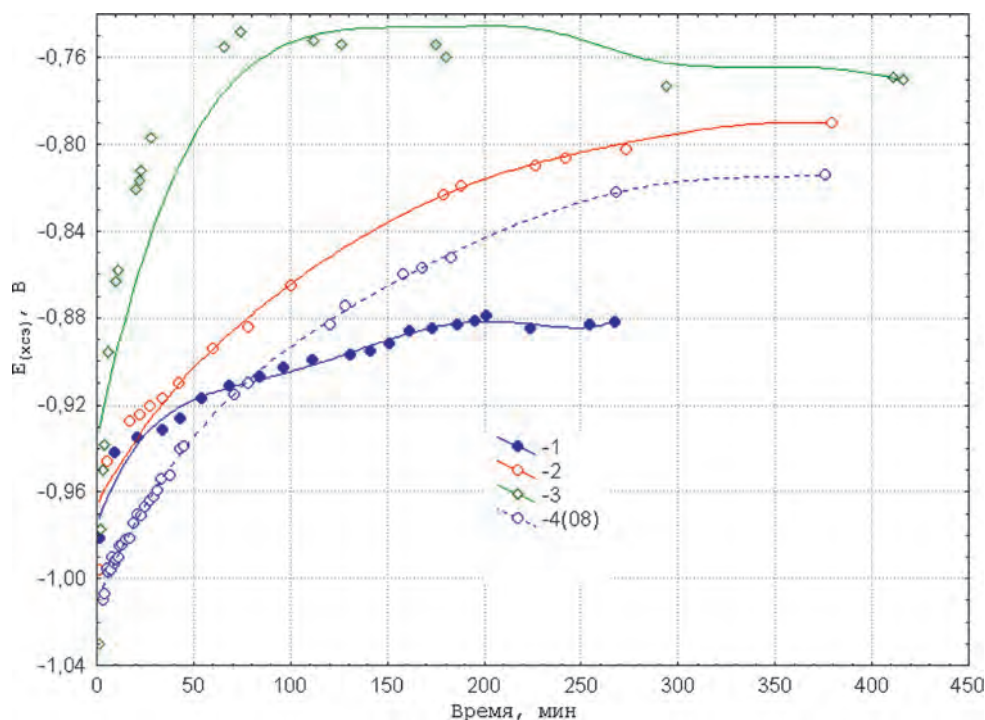


Рис. 3. Изменение потенциала погружения образцов сплава АК12 без обработки (–1) и после обработки смесью «наноглеродный материал + SiC» (–2), SiC (–3), свинцом (–4) (08) от времени

2. Импульсная обработка литейного сплава АК12 микродобавками карбида кремния ускоряет процесс его коррозии в 1,3–1,5 раза, наноглеродным материалом в смеси карбидом кремния несколько его замедляет, а обработка частицами свинца снижает скорость коррозии в 1,5–1,7 раза.

3. При длительном воздействии коррозионной среды на динамически нагруженный алюминиевый сплав с введенными микродобавками свинца в стационарных условиях скорость коррозии снижается, приближаясь к скорости коррозии необработанного литого материала.

Литература

1. Арзамасов В. Б. Материаловедение: учеб. для вузов / В. Б. Арзамасов, А. А. Черепяхин. М.: Изд-во «Экзамен», 2009. 350 с.
2. Золотаревский В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В. С. Золотаревский, И. А. Белов. М.: МИСИС, 2005. 376 с.
3. Андриевский Р. А. Наноматериалы: концепция и современные проблемы // Российский химический журнал (Журнал Российского химического общества им. Д. И. Менделеева). 2002. Т. XLVI. № 5. С. 50–56.
4. Знаменский Л. Г., Ивочкина О. В. Нанотехнологии приготовления лигатур в мощном электроимпульсном поле // Изв. Челябинского науч. центра. 2006. Вып. 1(31). С. 45–49.
5. Ушеренко С. М., Марукович Е. И., Ушеренко Ю. С., Андрушевич А. А. Синтез новых композиционных материалов на основе литейного алюминиевого сплава // Израильский научный и информационный журнал «Мысль». 2010. № 19. С. 16–21.
6. Usherenko S. M. Modern notions of the effect of superdeep penetration // Journal of Physics and Thermophysics. 2002. Vol. 75, N 3. P. 753–770.
7. Ушеренко С. М., Марукович Е. И., Ушеренко Ю. С., Белоус А. И., Петлицкий А. Н. Формирование новых материалов на основе литейного алюминиевого сплава // ИФЖ. 2011. Т. 84. № 5. С. 1095–1099.
8. Воробьева Г. Я. Коррозионная стойкость материалов в агрессивных средах. 3-е изд. М.: Химия, 1988. 815 с.

References

1. Arzamasov V. B., Cherepahin A. A. *Materialovedenie* [Materials science]. Moscow, Jekzamen Publ., 2009, 350 p.
2. Zolotarevskij V. S., Belov I. A. *Metallovedenie litejnyh aljuminievyh splavov* [Metallurgical science of foundry aluminum alloys]. Moscow, MISIS Publ., 2005, 376 p.
3. Andrievskij R. A. Nanomaterialy: koncepcija i sovremennye problem [Nanomaterials: concept and modern problems]. *Rossiiskij himicheskij zhurnal = Russian chemical magazine*, 2002, no. 5, pp. 50–56.
4. Znamenskij L. G., Ivockina O. V. Nanotehnologii prigotovlenija ligatur v moshhnom jelektroimpul'snom pole [Nanotechnologies of preparation of ligatures in the powerful electropulse field]. *Izvestija Cheljabinskogo nauchnogo centra = News of the Cheljabinsk scientific center*, 2006, no. 1(31), pp. 45–49.
5. Usherenko S. M., Marukovich E. I., Usherenko Ju. S., Andrushevich A. A. Sintez novyh kompozicionnyh materialov na osnove litejnogo aljuminievnogo splava [Synthesis of new composite materials on the basis of foundry aluminum alloy]. *Izrail'skij nauchnyj i informacionnyj zhurnal «Mysl'» = Israeli scientific and information magazine «Mysl'»*, 2010, no. 19, pp. 16–21.

6. Usherenko S. M. Modern notions of the effect of superdeep penetration. *Journal of Physics and Thermophysics*, 2002, vol. 75, no. 3, pp. 753–770.
7. Usherenko S. M., Marukovich E. I., Usherenko Ju. S., Belous A. I., Petlickij A. N. Formirovanie novykh materialov na osnove litejnogo aljuminievogo splava [Formation of new materials on the basis of foundry aluminum alloy]. *Inzhenerno-fizicheskij zhurnal = Engineering and physical magazine*, 2011, vol. 84, no. 5, pp. 1095–1099.
8. Vorob'eva G. Ja. *Korroziionnaja stojkost' materialov v agressivnyh sredah* [Corrosion resistance of materials in hostile environment]. Moscow, Himija Publ., 1988, 815 p.

Ассоциация литейщиков и металлургов горячо и сердечно поздравляет коллектив ОАО «Речицкий метизный завод» со знаменательной датой –

105-летием со дня основания завода!

За сравнительно короткий исторический срок маленькая фабрика на берегу Днепра превратилась в одно из лучших предприятий республики, выпускающее продукцию высочайшего качества как для внутреннего, так и для внешнего рынков.

От всех литейщиков и металлургов Республики Беларусь желаем труженикам ОАО «РМЗ» новых производственных достижений, завоевания намеченных рубежей, крепкого здоровья, счастья и радости, с оптимизмом и уверенностью смотреть в будущее!!!



УДК 621.723.1

Поступила 11.05.2017

СТОХАСТИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К ПРОЕКТИРОВАНИЮ ПРОЦЕССОВ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОГО ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ

THE STOCHASTIC APPROACHES OF PROCESSES' DESIGN IN VACUUM-PLASMA FORMATION OF NANOSTRUCTURED COATINGS

И. А. ИВАНОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65. E-mail: iivanou@bntu.by,

Д. В. ВАЛЕЙСКИЙ, Н. К. КАСИНСКИЙ, ОАО «Оптическое станкостроение и вакуумная техника»,
г. Минск, Беларусь, ул. Филимонова, 25. E-mail: os_vt@mail.belpak.by

I. A. IVANOU, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: iivanou@bntu.by,

D. V. VALEYSKY, M. K. KASINSKI, OJSC «Optical Machine-Tool building and vacuum plants», Minsk, Belarus,
25, Filimonov str. E-mail: os_vt@mail.belpak.by

В работе обсуждаются вопросы применения стохастического метода пробной частицы для разработки численного алгоритма расчета пространственных и энергетических параметров однокомпонентного потока металлической плазмы, двигающейся в среде технологического газа. Предложенный расчетный алгоритм позволяет определять плотность распределения плазменного потока по поверхности изделия и проводить оценку потери энергии ионами потока на упругие столкновения при движении в объеме вакуумной камеры. Исследован состав технологического газа и ионной составляющей потока плазмы. Предложена теоретическая модель формирования адсорбционного слоя на поверхности изделия, учитывающая совместное протекание различных явлений на поверхности конденсации.

The calculations of the spatial and energy parameters of a single-component metal plasma flow which is moved in a process gas environment using a numerical algorithm of test particle stochastic method are discussed. The results of the calculations are used for determining of the plasma flow density distribution on the product surface and for the energy loss in the ion flow within vacuum vessel. The compositions of the process gas and ion plasma flow are investigated. A theoretical model of the adsorption layer formation on the surface of the product with the reliance of the various simultaneous events on the condensation surface is offered.

Ключевые слова. Плазма, энергия, модель, покрытия.

Keywords. Plasma, energy, model, coatings.

Вакуумно-плазменная обработка сталей и сплавов является финишной операцией, направленной на придание поверхности изделия дополнительных эксплуатационных свойств [1]. На сегодняшний день технологические возможности методов вакуумно-плазменной обработки позволяют получать упрочняющие и защитные покрытия различного состава и структуры. Исследования показывают, что применение легирующих элементов в сочетании с использованием ионного ассистирования процесса осаждения позволяет в несколько раз увеличивать твердость, износостойкость, жаростойкость и другие свойства известных покрытий [2, 3].

Эффективность использования данных технологических приемов напрямую зависит от глубины понимания разработчиками физико-химических и радиационных процессов, протекающих на поверхности конденсации. Это требует постоянного анализа и систематизации имеющихся теоретических подходов к описанию таких сложных гетерогенных процессов, которыми, безусловно, являются процессы формирования многокомпонентных покрытий, осаждаемых из высокоионизированной низкотемпературной плазмы в среде технологического газа.

Существующие теоретические модели описывают процессы роста покрытий в вакууме и формирования их структуры без учета особенностей протекания гетерогенных плазмохимических реакций на

поверхности конденсации или нацелены на расчет стехиометрического состава конденсата без учета особенностей взаимодействия ионов и молекул технологического газа с поверхностью твердого тела. Актуальной представляется разработка вероятностной математической модели и численного алгоритма расчета параметров потока с последующим моделированием гетерогенного плазмохимического синтеза соединений на поверхности конденсации в условиях ионной бомбардировки и сорбции молекул технологического газа, что является целью представленной к обсуждению работы.

Направленный поток низкотемпературной плазмы вакуумных электродуговых испарителей формируется в результате эрозионного испарения материала катода в катодных пятнах вакуумной дуги. Степень ионизации потока колеблется от 20 до 100% и зависит от материала катода. Ионная составляющая плазменного потока имеет ярко выраженную осевую направленность и включает ионы зарядов +1, +2, +3. Распределение ионов по заряду сильно зависит от материала и расстояния от поверхности эрозии и слабо от тока дуги, что позволяет проводить сравнение экспериментальных данных (при увеличении тока дуги происходит некоторое уменьшение в потоке доли многозарядных ионов) [4]. Например, спектр титановой плазмы содержит наибольшее количество ионов титана с зарядом +2. Количество ионов потока титана с зарядом +1 и +4 мало по сравнению с количеством ионов Ti^{+2} и Ti^{+3} . При формировании плазмы из более тяжелых металлов существует тенденция смещения среднего заряда в сторону увеличения. Так, в составе вольфрамовой плазмы появляются ионы заряда +6. Наибольшее количество в потоке приходится на ионы с зарядом +4.

Спектроскопический анализ состава технологического газа (азота) при давлении, равном $1 \cdot 10^{-1}$ Па, показывает высокую насыщенность оптического спектра в диапазоне 250–450 нм. В спектре наблюдаются линии молекул азота как в возбужденном N_2I , так и ионизированном N_2II состояниях [5]. В работе [6] обнаружено образование атомарных ионов NII и ионов молекулярного азота N_2II , относительное количество которых в разрядном объеме приблизительно одинаково. При использовании в качестве технологической среды аргона наблюдается также образование только $ArII$ и ионов $ArIII$. При этом количество $ArII$ больше ионов $ArIII$ приблизительно в 2 раза. Увеличение давления технологического газа ведет к перезарядке ионов газа в сторону ионов с более низким зарядом.

Концентрация ионов вблизи области катодных пятен составляет порядка 10^{23} м^{-3} . Однако в результате расширения плазмы в вакуумную камеру падает до 10^{18} м^{-3} . В связи с тем что движение частиц плазменного потока носит свободномолекулярный характер, для расчета движения плазменных потоков будут справедливы методики, описывающие состояние разреженного газа [7]. Анализ теоретических моделей, описывающих закономерности формирования энергетических характеристик и состава плазменных потоков вакуумных плазменных устройств, и установленных закономерностей показывает, что для описания процессов осаждения ионизированного потока в вакууме наиболее перспективно применение метода статистических испытаний (метод Монте-Карло пробной частицы).

Для анализа процессов массопереноса предложены расчетная модель и численный алгоритм метода пробной частицы, описывающий процесс транспортировки рабочего вещества от испарителя к поверхности конденсации с учетом парных взаимодействий ионов плазменного потока с молекулами технологического газа [8]. Предложенный численный алгоритм реализован на языке Delphi 7, анализ результатов моделирования проводили с помощью Statistica 10.

При энергиях, характерных для процессов ионно-плазменного нанесения покрытий, преимущественно происходят упругие столкновения ионов и молекул газа. Максимальный угол рассеяния ионов титана при столкновении с частицами газа не превышает 30° [9]. Вследствие большого различия в энергии и скорости сталкивающихся частиц в численных экспериментах принято, что отклонение направленного движения ионов происходит на малые углы, лежащие в пределах от 0 до π . На основании стохастического метода пробной частицы разработан численный алгоритм расчета движения ионов плазменного потока и их упругого столкновения с молекулами технологического газа [10].

В результате численного моделирования показано (рис. 1), что в объеме вакуумной камеры потери энергии ионов составляют около 34,6%, около 1% ионов достигают поверхности изделия, не теряя энергии вследствие отсутствия столкновений [10]. Основная доля потерь энергии приходится на ионы, двигающиеся в периферийной области плазменного потока (вдали от оси испарителя). Для условий, когда длина свободного пробега ионов намного меньше расстояния от поверхности катода-мишени до поверхности конденсации потока, расчетные потери плазменного потока на рекомбинацию составляют 88,6% ионов, достигших поверхности изделия, независимо от размеров поверхности осаждения [11].

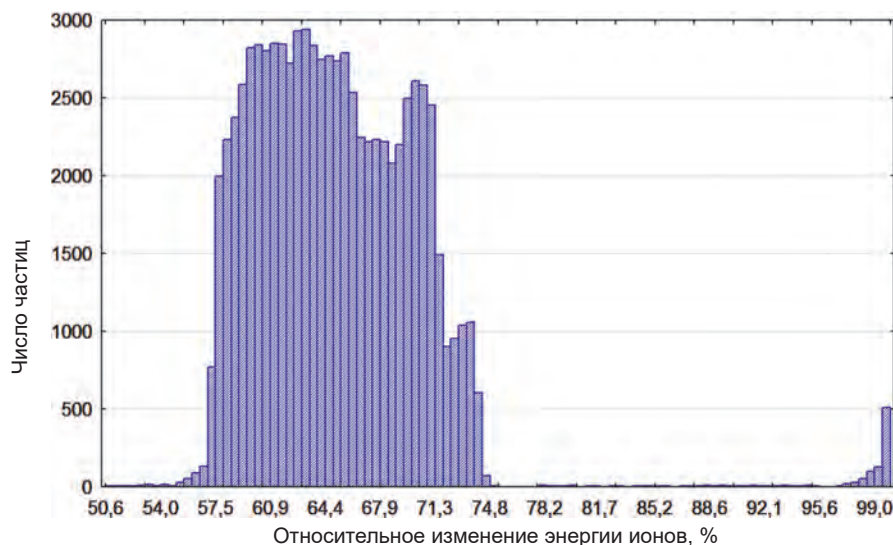


Рис. 1. Распределение значений энергии ионов, достигших изделия (расстояние катод-изделие – 500 мм)

Таким образом, вероятностный подход позволяет получить численные значения пространственных и энергетических параметров однокомпонентного потока металлической плазмы, двигающейся в среде технологического газа.

На основе анализа состава технологического газа и ионной составляющей направленного потока низкотемпературной плазмы, а также моделей роста вакуумных конденсатов процесс роста и фазообразования покрытий следует рассматривать также с вероятностных позиций.

Полнота протекания реакции образования в покрытии соединений металл-газ определяется количеством адсорбированного на поверхности основы атомов (молекул) технологического газа, которое зависит от его давления в технологическом объеме вакуумной камеры. Например, при формировании нитрида титана поток молекул азота на поверхности основы прямо пропорционален парциальному давлению азота и составляет [12]:

$$J_{\text{азот}} = 3,5 \cdot 10^{22} p \sqrt{M_0 T},$$

где M_0 – молекулярная масса азота: $M_0 = 28$ е.м.; T – температура поверхности основы: $T = 500$ К.

Как следует из уравнения, поток молекул азота на поверхность при $p = 13,32 \cdot 10^{-2}$ Па составляет $2,95 \cdot 10^{21}$ атомов на единицу площади поверхности, при $p = 13,322 \cdot 10^{-1}$ Па поток равен $2,95 \cdot 10^{22}$. Однако не весь поток участвует в образовании химических соединений.

С учетом десорбции атомов металла и молекул газа, процессов встраивания атомов металла в структуру растущих кристаллов покрытия и диссоциации молекул газа на поверхности конденсации уравнения баланса массы на поверхности растущего покрытия для металла и газа запишутся в виде:

$$\begin{aligned} \frac{dn_M}{dt} &= J_{MA} - J_{M1} - J_{M2}, \\ \frac{dn_G}{dt} &= J_{GA} - J_{G1} - J_{G2}, \end{aligned}$$

где J_{MA} , J_{M1} , J_{M2} – поток атомов металла: соответственно общий, десорбированных с поверхности, захваченных активным центром роста; J_{GA} , J_{G1} , J_{G2} – поток молекул технологического газа: соответственно общий, десорбирующихся с поверхности, мигрирующих по поверхности конденсации.

Данные потоки можно выразить через константы скоростей реакций k_i и концентраций частиц, участвующих в процессе фазообразования. Тогда для потока атомов металла: $J_{M1} = k_1 n_M$, $J_{M2} = k_2 n_M$ и для потока молекул технологического газа: $J_{G1} = k_3 n_G$, $J_{G2} = k_4 n_G$.

Учитывая десорбцию и конкурирующие процессы (конденсация – распыление), ионы и молекулы технологического газа вблизи поверхности формируют псевдосжиженный слой толщиной не более радиуса Дебая. Свойства этого слоя могут быть описаны, как для жидких пленок. Тогда его взаимодействие с основой будет определяться соотношением между тремя термодинамическими макропараметрами: силами поверхностного натяжения на единицу поверхности раздела слой – вакуум γ_0 , слой – основа γ_i , основа – вакуум γ_s . Условие реализации известных механизмов: $\gamma_0 + \gamma_i < \gamma_s$ (или $\gamma_0 \ll \gamma_s$) – формирова-

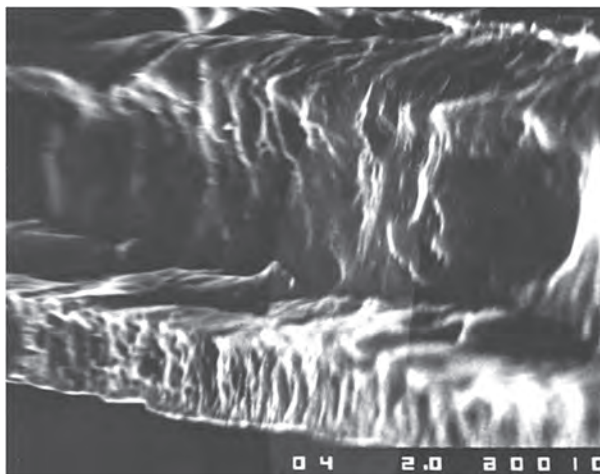


Рис. 2. Пример структуры вакуумных конденсатов (излом двухслойного покрытия: верхний – титан-кремний-азот; нижний – титан)

ние непрерывной пленки; $\gamma_0 > \gamma_s$ – формирование островковой структуры (отсутствие роста сплошной пленки); $\gamma_0 + \gamma_i > \gamma_s$ – прерывание послойного роста с переходом к островковой структуре.

Последующий рост толщины покрытий связан с явлением рекристаллизации и ростом зерен за счет встраивания атомов в кристаллическую решетку растущего покрытия. Этот процесс определяется температурой поверхности и энергией ионов потока. Наиболее характерным для вакуумных конденсатов является формирование конусообразной и столбчатой структуры (рис. 2).

Для формирования многокомпонентных покрытий, когда между компонентами возможно протекание химических реакций и один из компонентов выступает в роли примеси, процесс роста зерен покрытия сопровождается вытеснением растворенной примеси на границу фронта кристаллизации. Это способствует росту

концентрации примеси на поверхности покрытия с ростом толщины покрытия. Химически активная примесь, накапливаясь на поверхности растущего кристалла, приводит к изменению сил поверхностного натяжения $d\gamma$ на границе роста кристаллов. Этот рост содержания растворенного газа сопровождается плавным увеличением твердости покрытий [1].

Связь между свободной энергией и концентрацией конденсирующихся частиц имеет вид:

$$\gamma_s = \gamma_{s0} - \ln C n^k,$$

где C – константа интегрирования; k – показатель степени, учитывающий влияние давления и температуры, т. е. рост n на поверхности растущего кристалла приводит к уменьшению γ_s [13]. Следствием является изменение термодинамических условий роста покрытия на ($\gamma_0 + \gamma_i > \gamma_s$) и увеличение подвижности адсорбированных атомов его поверхности, что приводит к выделению фазы, обогащенной одним из компонентов в виде прослойки и сформированной «послойной» структуры. При этом скорость изменения γ_s зависит от давления газа p . При низких давлениях газа образования послойной структуры может не наблюдаться.

Таким образом, стохастический метод пробной частицы может быть с успехом применен для разработки численного алгоритма расчета пространственных и энергетических параметров однокомпонентного потока металлической плазмы,двигающейся в среде технологического газа. Разработан численный алгоритм расчета, который использован для определения плотности распределения плазменного потока по поверхности изделия и оценки потери энергии ионами потока на упругие столкновения при движении в объеме вакуумной камеры.

Предложена теоретическая модель образования адсорбционного слоя на поверхности изделия, учитывающая совместное протекание различных явлений на поверхности конденсации. Модель может быть использована для объяснения процесса формирования структуры многокомпонентных покрытий, когда один из компонентов выступает в роли растворенной примеси.

Литература

1. Мрочек Ж. А. Плазменно-вакуумные покрытия / Ж. А. Мрочек, А. К. Вершина, С. А. Иващенко, И. А. Иванов и др. Мн.: УП «Технопринт», 2004. 369 с.
2. Иванов И. А., Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А. Методы изготовления многокомпонентных катодов-мишеней // Материалы 13-й Междунар. науч.-техн. конф. «Наука – образованию, производству, экономике». В 4-х т. Т. 1. Минск: БНТУ, 2015. С. 313.
3. Томаль В. С., Касинский Н. К., Иванов И. А. Низкоэнергетический источник ионного ассистирования // Материалы. Технологии. Инструменты. 2013. Т. 18. № 1. С. 67–69.
4. Иванов И. А. Формирование параметров низкотемпературной плазмы при дуговом разряде в вакууме // Сб. науч. тр. 9-й Междунар. науч.-техн. конф. «Современные проблемы техносферы и подготовки инженерных кадров», 01–09 октября 2016 г. Сухуми–Донецк: ДонНТУ, 2016. С. 81–84.
5. Иванов И. А. Формирование состава технологического газа в процессе нанесения вакуумно-плазменных покрытий // Сб. науч. тр. «Современные методы и технологии создания и обработки материалов». В 3-х кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки. Минск: ГНУ ФТИ НАН Беларуси, 2015. С. 147–150.

6. Рябчиков А. И., Степанов И. Б., Еремин С. Е. Исследование зарядового состояния газовой и металлической плазмы с использованием плазменно-иммерсионного пролетного спектрометра // Изв. Томского политехн. ун-та. 2010. Т. 316. № 4. С. 90–93.
7. Иванов И. А. Анализ математических подходов к описанию движения сильно разряженных газов // Материалы Междунар. науч.-техн. конф. «Машиностроение и техносфера XXI века». Севастополь, 2009. ДонНТУ, 2009. Т. 1. С. 276–279.
8. Иванов И. А. Применение метода пробной частицы к моделированию процессов нанесения вакуумных оптических покрытий / И. А. Иванов, И. В. Мисник // Контенант. 2013. Т. 12. № 4. С. 68–73.
9. Иванов И. А., Мисник И. В., Кармажи Х. Т. Е. Численное моделирование процессов массопереноса при вакуумно-плазменной обработке сталей // Литье и металлургия. 2014. № 4 (77). С. 70–73.
10. Иванов И. А. Моделирование процессов массопереноса при нанесении PVD-покрытий / И. А. Иванов, Мисник И. В. // Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр. Минск: БНТУ, 2014. Вып. 35. С. 182–191.
11. Иванов И. А. Расчет параметров направленного потока низкотемпературной плазмы в среде технологического газа методом пробной частицы / И. А. Иванов, И. В. Мисник // XV Минский Междунар. форум по тепло- и массообмену, 23–26 мая 2016 г. Т. 3. Минск: Институт тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова НАН Беларуси, 2016. Т. 3. С. 32–35.
12. Томаль В. С., Касинский Н. К., Иванов И. А., Мисник И. В. Исследование процессов формирования структуры вакуумных конденсатов в среде технологического газа // Контенант. 2013. Т. 12. № 4. С. 16–21.
13. Кармажи Х. Т. Е., Иванов И. А. Формирование структуры вакуумных электродугowych многокомпонентных покрытий в среде технологического газа // Прогресивні технології і системи машинобудування: міжнародний зб. наукових праць. Донецьк: ДонНТУ, 2006. Вип. 31. 356 с.

References

1. Mrochek Zh. A., Vershina A. K., Ivashchenko S. A., Ivanov I. A. *Plazmenno-vakuumnye pokrytija* [Plasma and vacuum coverings]. Minsk, Tehnoprint Publ., 2004, 369 p.
2. Ivanov I. A., Slutskij A. G., Shejnert V. A. Metody izgotovleniya mnogokomponentnykh katodov-mishenej [Methods of production of multicomponent cathodes targets]. Materialy 13-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konf. «Nauka – obrazovaniju, proizvodstvu, jekonomike» [Materials of the 13th International Scientific and Technical Conference. «Science – Education, Production, Economics»]. Minsk, BNTU Publ., 2015, vol. 1, 313 p.
3. Tomal' V. S., Kasinski N. K., Ivanov I. A. Nizkoenergeticheskij istochnik ionnogo assitirovaniya [Low-energy source of ionic assistance]. *Materialy. Tehnologii. Instrumenty = Materials. Technologies. Tools*, 2013, vol. 18, no. 1, pp. 67–69.
4. Ivanov I. A. Formirovanie parametrov nizkotemperaturnoj plazmy pri dugovom razrjade v vakuume [Formation of parameters of low-temperature plasma at the arc category in vacuum]. *Sbornik nauchnykh trudov 9-j MNTK «Sovremennye problemy tehnosfery i podgotovki inzhenernykh kadrov»*, 01–09 oktjabrja 2016 g., Suhumi [Collection of scientific works of the 9th MNTK «Modern Problems of a Technosphere and Preparation of Engineering Shots», October 01–09, 2016, Sukhumi]. Doneck, DonNTU Publ., 2016, pp. 81–84.
5. Ivanov I. A. Formirovanie sostava tehnologicheskogo gaza v processe nanesenija vakuumno-plazmennyyh pokrytij [Formation of composition of technological gas in the course of drawing vacuum and plasma coverings]. *Sbornik nauchnykh trudov «Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov». Kniga 2 «Tehnologii i oborudovanie mehanicheskoy i fiziko-tehnicheskoy obrabotki»* [Collection of scientific works «Modern methods and technologies for the creation and processing of materials.» Book 2. «Technologies and equipment for mechanical and physicochemical processing.». Minsk, GNU FTI NAN Belarusi Publ., 2015, pp. 147–150.
6. Ryabchikov A. I., Stepanov I. B., Erjomin S. E. Issledovanie zarjadovogo sostojaniya gazovoj i metallicheskoj plazmy s ispol'zovaniem plazmenno-immersionnogo vremja proletnogo spektrometra [Research of a charging condition of gas and metal plasma with use of a plasma and immersion flying spectrometer]. *Izvestija Tomskogo politehnicheskogo universiteta = News of the Tomsk polytechnical university*, 2010, vol. 316, no. 4, pp. 90–93.
7. Ivanov I. A. Analiz matematicheskikh podhodov k opisaniju dvizhenija sil'no razrjzhennykh gazov [The analysis of mathematical approaches to the description of the movement of strongly discharged gases]. *Sbornik materialov MNTK «Mashinoštroyenie i tehnosfera XXI veka»*, Sevasťopol', 2009 [The Collection of materials MNTK «Mechanical Engineering and Technosphere of the 21st Century»]. DonNTU Publ., 2009, vol. 1, pp. 276–279.
8. Ivanov I. A., Misnik I. V. Primenenie metoda probnoj chastiцы k modelirovaniyu processov nanesenija vakuumnykh opticheskikh pokrytij [Application of a method of a trial particle to modeling of processes of drawing vacuum optical coverings]. *Kontenant = Kontenant*, 2013, vol. 12, no. 4, pp. 68–73.
9. Ivanov I. A., Misnik I. V., Karmazhi H. T. E. Chislennoe modelirovanie processov massoperenosa pri vakuumno-plazmennoj obrabotke stalej [Numerical modeling of processes of mass carry at vacuum and plasma processing steels]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4 (77), pp. 70–73.
10. Ivanov I. A., Misnik I. V. Modelirovanie processov massoperenosa pri nanesenii PVD-pokrytij [Modeling of processes of a mass transfer when drawing PVD coverings]. *Metallurgija: Respublikanskij mezhvedomstvennyj sbornik nauchnykh trudov* [Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific works]. Minsk, BNTU Publ., 2014, vyp. 35, pp. 182–191.
11. Ivanov I. A., Misnik I. V. Raschet parametrov napravlenno go potoka nizkotemperaturnoj plazmy v srede tehnologicheskogo gaza metodom probnoj chastiцы [Calculation of parameters of the directed stream of low-temperature plasma in the environment of technological gas by method of a trial particle]. *XV Minskij mezhdunarodnyj forum po teplo- i massoobmenu*, 23–26 maja 2016, Minsk [The XV Minsk international forum on warm and to a mass exchange, on May 23–26, 2016 Minsk]. Minsk, Inštut teplo- i massoobmena im. A. V. Lykova NAN Belarusi Publ., 2016, vol. 3, pp. 32–35.
12. Tomal' V. S., Kasinski N. K., Ivanov I. A., Misnik I. V. Issledovanie processov formirovaniya struktury vakuumnykh kondensatov v srede tehnologicheskogo gaza [Research of processes of formation of structure of vacuum condensates in the environment of technological gas]. *Kontenant = Kontenant*, 2013, vol. 12, no. 4, pp. 16–21.
13. Karmazhi H. T. E., Ivanov I. A. Formirovanie struktury vakuumnykh jelektrodugovykh mnogokomponentnykh pokrytij v srede tehnologicheskogo gaza [Formation of structure of vacuum arc multicomponent coverings in the environment of technological gas]. *Progresivni tehnologii i sistemi mashinobuduvaniya: mizhnarodnij zb. naukovykh prac'.* Doneck, DonNTU Publ., 2006, vyp. 31, 356 p.



УДК 620.178

Поступила 04.05.2017

ОЦЕНКА ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ

EVALUATION OF METALLIC MATERIALS PLASTICITY BY DYNAMIC INDENTATION METHOD

В. А. РУДНИЦКИЙ, А. П. КРЕНЬ, Г. А. ЛАНЦМАН, Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси, г. Минск, Беларусь, Академическая, 16. E-mail: rudnitsky@iaph.bas-net.by

V. A. RUDNITSKY, A. P. KREN, G. A. LANTSMAN, Institute of applied physics of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 16, Akademicheskaya str. E-mail: rudnitsky@iaph.bas-net.by

Предложен метод определения пластичности металлических материалов, реализуемый с помощью динамического индентирования материала сферическим наконечником. Измеряемая величина пластичности определяется соотношением пластической и полной деформаций в образующейся при вдавливании лунке и учитывает влияние модуля упругости материала. Получена зависимость, связывающая пластичность и динамическую твердость материалов. Проведены эксперименты на металлах, имеющих модуль упругости от 70 до 380 ГПа и твердость до 62 HRC.

The method of plasticity test of metallic materials realized by means of a dynamic dimpling of material by a spherical tip is offered. The measured value of plasticity is defined by a ratio of plastic and complete deformations in the formed indentation which considers influence of an elastic modulus of material. The dependence connecting plasticity and dynamic hardness of materials is received. Experiments on metals from 70 to 380 GPa having an elastic modulus and hardness up to 62 HRC are made.

Ключевые слова. Пластичность, металл, индентирование, удар.

Keywords. Plasticity, metal, indentation, impact.

Пластичность наряду с пределом текучести и временным сопротивлением является важнейшей характеристикой металлов, по которой оценивается их способность претерпевать значительную пластическую деформацию перед разрушением. Пластичность металлов имеет очень большое практическое значение: благодаря этому свойству металлы поддаются ковке, прокатке, вытягиванию. Благодаря пластичности в металле происходит перераспределение локальных напряжений по всему объему материала, что уменьшает опасность разрушения. На пластичность металлов, как и на величину твердости, большое влияние оказывают скорость деформации, вид кристаллической решетки и компоненты примесей, что подтверждается значительным отличием пластичности металлов с примесями от чистых металлов.

Как известно, стандартизированной мерой пластичности принято считать относительное удлинение δ и относительное сужение ψ , определяемые при разрушении во время испытаний на растяжение на разрывных машинах [1]. Относительное удлинение δ представляет собой отношение приращения длины образца после его разрыва к первоначальной расчетной длине l_0 :

$$d = \frac{l_k - l_0}{l_0}, \quad (1)$$

где l_k – длина образца после разрыва.

Величину ψ рассчитывают как отношение уменьшения поперечного сечения разорванного образца к первоначальной площади поперечного сечения F_0 :

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0}, \quad (2)$$

где F_k – площадь поперечного сечения в месте разрыва.

Часто пластичность характеризуют с помощью энергетического потенциала [2], фактически представляющего собой энергию пластического деформирования при растяжении образца.

В соответствии со значениями δ , получаемыми по формуле (1), металлы можно разделить на пластичные, имеющие относительное удлинение в диапазоне 3–60%, и хрупкие с пластичностью менее 3%. К пластичным относятся большинство металлов: сталь, медь, магний, цинк, молибден, вольфрам, висмут и др. Примерами хрупких материалов могут служить хром, марганец, кобальт и различные неметаллические соединения, например, керамика.

К недостаткам описанных методов расчета пластичности можно отнести то, что все они связаны с необходимостью проведения разрушающих испытаний и изготовлением специальных образцов-свидетелей из контролируемого материала. В [3] отмечается, что этот вид испытаний не пригоден для малопластичных или хрупких материалов, например, таких, как керамика, квазикристаллы, интерметаллиды, аморфные металлические сплавы и различные композиты. Кроме того, такое определение пластичности является довольно трудоемким, поэтому вопросы разработки методов оценки пластичности без повреждения в настоящее время актуальны.

Упрощение методов определения пластичности прежде всего связывается с методами индентирования, поскольку твердость, по своей сути, представляет собой комплексную механическую характеристику, являющуюся функцией как прочностных, так и пластических свойств материала. В работе [4] для контроля пластичности низколегированной стали предложена эмпирическая формула:

$$\delta = 1725H^{-0,79}, \quad \%, \quad (3)$$

где H – твердость, кг/мм².

Формула, приведенная в работе [5], относится к стали 09Г2:

$$\delta = -0,23HB + 67,6, \quad \%, \quad (4)$$

где HB – твердость по Бринеллю.

Из формул (3), (4) следует, что пластичность выражается величиной, обратно пропорциональной статической твердости, величина которой отражает и прочностные свойства материала. Если сопоставлять формулы (1), (2) с (3), (4), то можно сделать вывод, что они содержат принципиально разные подходы к оценке пластичности. В первом случае усилие, прикладываемое к образцу, не нормируется, а учитывается только пластическая деформация в момент разрыва образца, в то время как во втором случае измеряется деформация (в виде площади отпечатка), строго привязанная к заданному усилию вдавливания.

В развитие методов индентирования для определения пластичности в работах [3, 6] было предложено использовать для ее оценки отношение величины пластической деформации к общей деформации в отпечатке испытуемого материала, образованном вдавливаем пирамиды:

$$\delta = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_t} = 1 - \frac{\varepsilon_e}{\varepsilon_t}, \quad (5)$$

где ε_p , ε_e и ε_t – соответственно пластическая, упругая и общая деформации в отпечатке.

Рассчитанные при таком подходе величины δ [3] не соответствуют значениям, получаемым по формулам (1)–(4). Так, пластичность металлов с решетками ОЦК, ГЦК и ГПУ будет находиться в пределах 0,95–0,99, а хрупкие материалы будут иметь пластичность в районе 0,3–0,5. Это обусловлено тем, что использование острого индентора-пирамиды приводит к образованию относительно большой доли пластической деформации в отпечатке при испытании металлов. Этим затрудняется возможность оценки изменений пластичности металлов, однако применение такого индентора удобно для испытаний хрупких неметаллических соединений.

В настоящей работе предлагается использовать для оценки пластичности метод динамического индентирования (МДИ) сферическим индентором. МДИ максимально удобен для испытания металлов, поскольку позволяет использовать индентор с разным радиусом наконечника и изменять энергию удара. Это дает возможность получить более приемлемые соотношения величин пластической и упругой деформации в отпечатке для повышения чувствительности к изменению пластических свойств металлов. Кроме того, реализация МДИ позволяет полностью автоматизировать процесс измерений и проводить измерения непосредственно на изделиях без ущерба для их эксплуатационных характеристик.

Для определения пластичности использовали прибор, схема которого показана на рис. 1. Датчик прибора включает механизм разгона индентора, а входящая в состав датчика видеокамера дает возмож-



Рис. 1. Схема прибора динамического индентирования

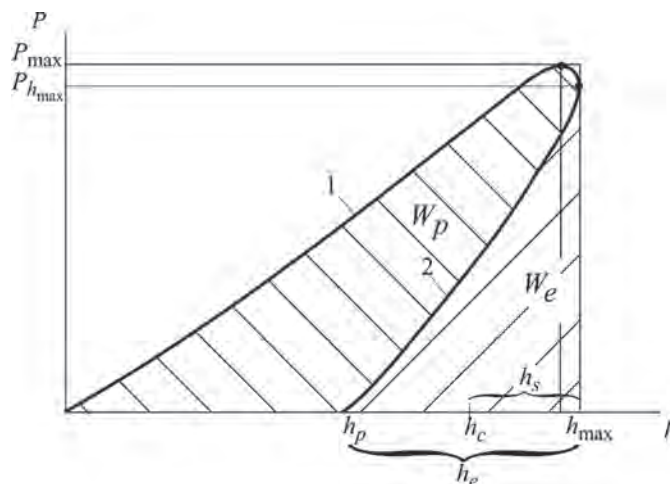


Рис. 2. Типичная диаграмма динамического вдавливания индентора в упругопластический материал: W_p , W_e – соответственно пластическая и упругая составляющие работы динамического вдавливания; 1 – стадия нагружения; 2 – стадия разгрузки

ность провести его позиционирование для нанесения индентором удара в заданную точку материала. При падении индентора во время контакта с испытуемым материалом производится регистрация скорости перемещения индентора, измерение которой с последующим интегрированием и дифференцированием позволяет получить значения перемещения и контактного усилия соответственно. Индентор прибора был изготовлен из карбида вольфрама, модуль упругости которого равен 710 ГПа, а твердость – свыше 1600 HV. Масса индентора составляла 4,3 г, диаметр сферического наконечника $D = 2,3$ мм, предударная скорость индентора при измерениях – около 0,9 м/с.

С помощью разработанного прибора по данным одного удара можно получить полный цикл нагружения – силовую диаграмму «контактное усилие – глубина вдавливания индентора». Типичный вид диаграммы при испытании упругопластического материала показан на рис. 2. Диаграмма включает стадию нагружения, на которой глубина внедрения увеличивается, и стадию разгрузки, на которой происходит восстановление упругих деформаций, запасенных в материале на стадии нагружения. Как видно из рисунка, по диаграмме можно непосредственно определить значения пластической h_p , упругой h_e и максимальной $h_{\max}$ глубин вдавливания индентора.

Так же, как и в работе [3], пластичность будем определять по формуле (5). Для выражения деформации при внедрении сферического индентора воспользуемся рекомендациями Тейбора [7], в соответствии с которыми общая деформация ε_t в отпечатке (рис. 3) в момент достижения максимальной глубины вдавливания $h_{\max}$ будет равна:

$$\varepsilon_t = 0,2 \frac{d_c}{D}, \quad (6)$$

где d_c – контактный диаметр пластического отпечатка; D – диаметр сферического наконечника индентора.

После завершения удара и восстановления упругих деформаций в отпечатке остается пластический отпечаток глубиной h_p , диаметр проекции которого остается равным контактному диаметру d_c , а диаметр сферы, которой может быть описан отпечаток в испытуемом металле, становится равным D_1 . Диаметр D_1 всегда больше, чем диаметр сферического наконечника индентора D (рис. 3).

По аналогии с предыдущей формулой выражение для пластической деформации будет

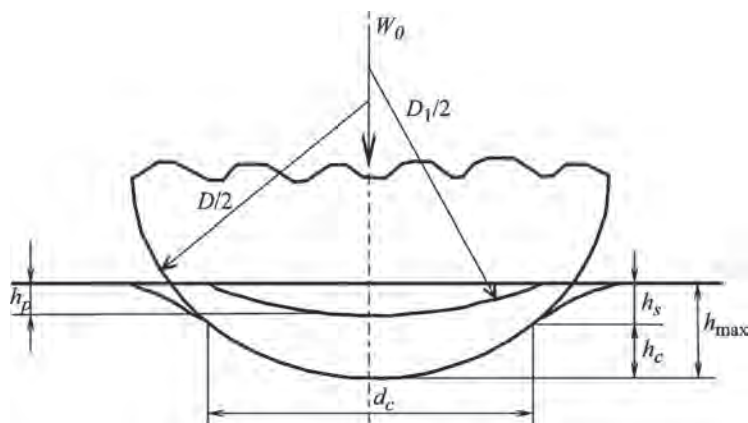


Рис. 3. Схематическое представление поперечного сечения отпечатка при деформировании материала сферическим индентором

$$\varepsilon_p = 0,2 \frac{d_c}{D_1}. \quad (7)$$

Найдем выражение, связывающее D и D_1 , используя геометрическое соотношение между d_c и контактной глубиной h_c . Для момента, соответствующего максимальному контактному усилию $P_{\max}$, можно записать: $d_c = 2\sqrt{Dh_c}$. После завершения удара контактный диаметр будет равен: $d_c = 2\sqrt{D_1h_p}$. Откуда

$$D_1 = D \frac{h_c}{h_p}. \quad (8)$$

Подставляя D_1 в формулу (7), получаем выражение для пластической деформации:

$$\varepsilon_p = 0,2 \frac{d_c}{D} \frac{h_p}{h_c}. \quad (9)$$

Совместное решение выражений (6) и (9) дает формулу для расчета динамической пластичности δ_d посредством значений глубин вдавливания:

$$\delta_d = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_t} = \frac{h_p}{h_c}. \quad (10)$$

Полученная для δ_d формула, по своей сути, аналогична формуле (5), полученной авторами [3] для пирамидального индентора при статическом вдавливании, однако измеряемые деформации будут существенно отличаться вследствие использования сферического наконечника и влияния скорости деформации на пластическую составляющую глубины вдавливания.

Выражая h_c через максимальную глубину вдавливания [7], получаем

$$\delta_d = \frac{h_p}{h_{\max} - 0,5h_e}. \quad (11)$$

Формула (11) удобна для использования, поскольку все параметры для определения пластичности ε_d , входящие в формулу, берутся непосредственно из диаграммы динамического вдавливания (см. рис. 2).

Эксперименты по определению пластичности проводили на стальных образцах с различной термообработкой, образцах из алюминия и меди (с разной степенью прокатки), титана, вольфрама и их сплавов. На рис. 4 показана зависимость δ_d от динамической твердости этих материалов H_d и статической твердости НВ. Значение H_d рассчитывали как отношение $P_{\max}$ к площади проекции контактного отпечатка [8]:

$$H_d = \frac{P_{\max}}{\pi D (h_{\max} - 0,5h_e)}. \quad (12)$$

Значения твердости НВ в верхнем диапазоне получены из значений HRC пересчетом согласно [9].

Из данных, приведенных на рисунке, следуют два основных вывода: для изученных материалов определяемая по формуле (10) пластичность уменьшается с увеличением динамической или статической

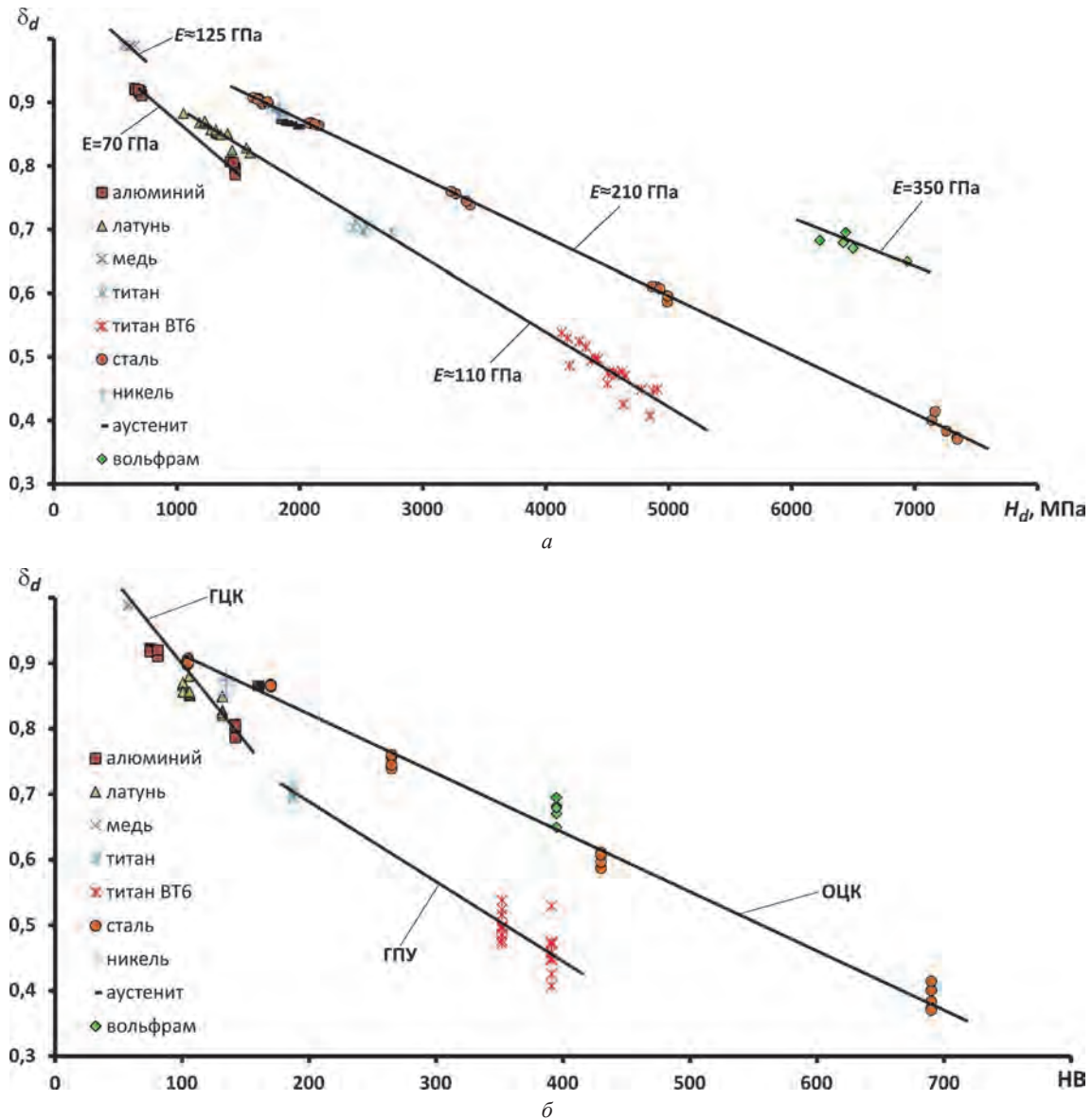


Рис. 4. Зависимость пластичности, определенной по формуле (11), от динамической (а) и статической (б) твердости для различных металлов и сплавов

твердости. Единой зависимости δ_d от твердости для разных материалов не существует. На зависимость $\delta_d = f(H_d)$ влияет модуль упругости материала E . Если говорить о зависимости пластичности от статической твердости, то более заметным становится влияние типа кристаллической решетки.

В то же время, если обратиться к формулам (1) и (2), то величина δ , рассчитанная по ним, не зависит от E . Исходя из этого, для сравнения величин δ_d и получения единой зависимости δ_d для различных материалов в формулу (11) был введен коэффициент K , осуществляющий привязку показаний δ_d к значению модуля упругости алюминия, как конструкционного материала, обладающего наименьшим модулем упругости:

$$K = \frac{\delta_{d(Al)} - \delta_{d(M)}}{1 - E_{(M)} / E_{(Al)}}. \quad (13)$$

В реальной конструкторской практике металлы с меньшим модулем упругости (например, свинец) для изготовления несущих элементов практически не используются.

В данной формуле индексы (М) и (Al) определяют принадлежность величин к алюминию или исследуемому материалу соответственно. Среднее значение K , полученное по этой формуле, для изученных материалов составило 0,1.

С учетом поправки уравнение (11) перепишем в виде:

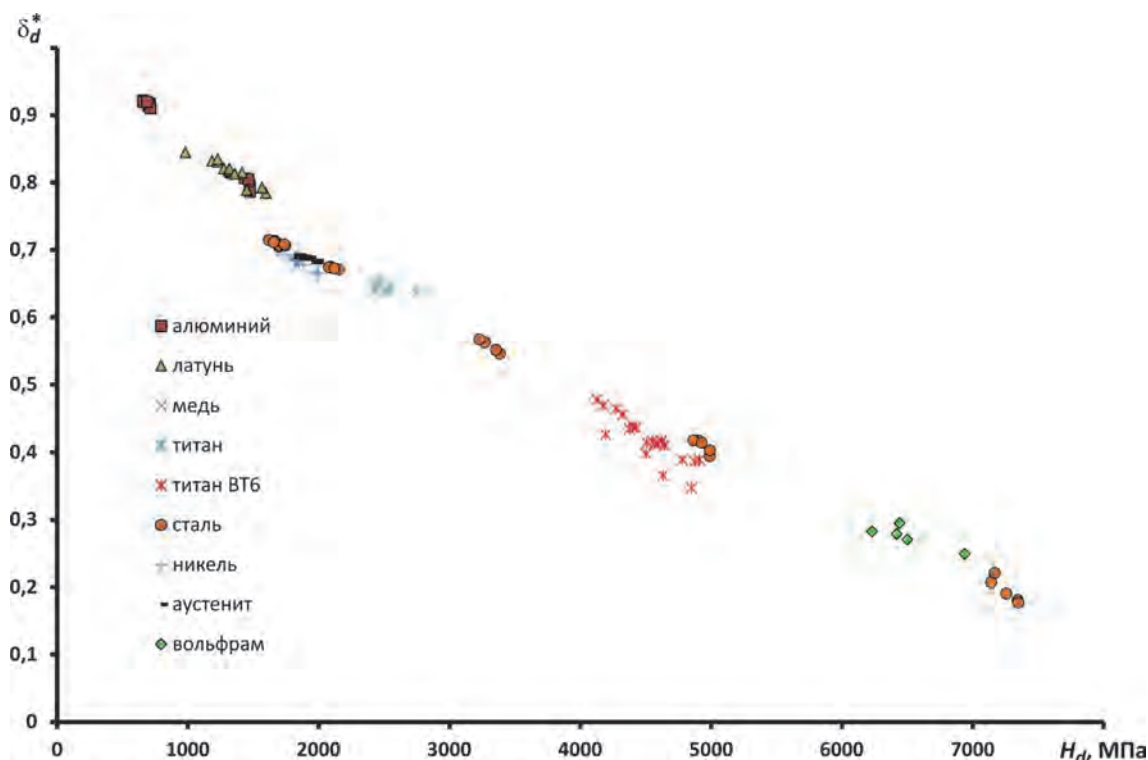


Рис. 5. Зависимость пластичности, определенной по формуле (14), от динамической твердости для различных металлов и сплавов

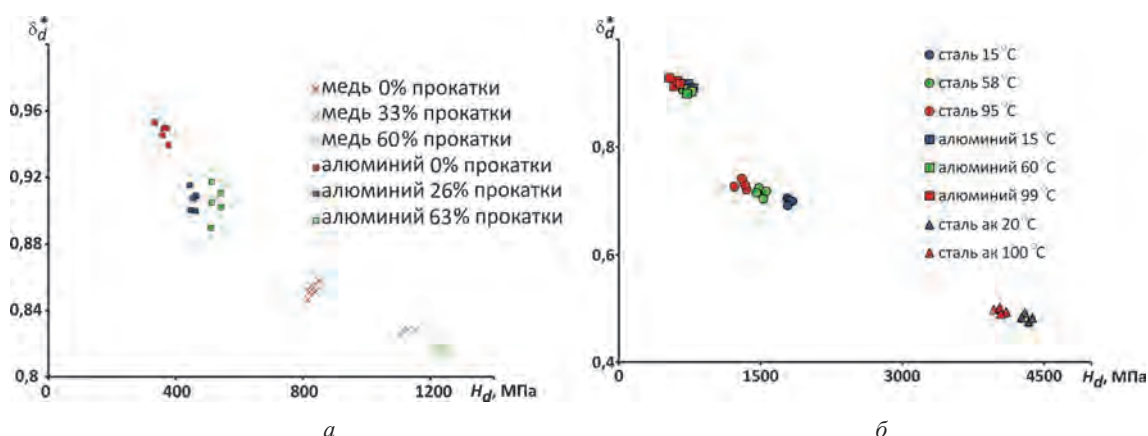


Рис. 6. Влияние степени прокатки (а) и температуры (б) на величину δ_d^*

$$\delta_d^* = \frac{h_p}{h_{\max} - 0,5h_e} + K \left(1 - \frac{E_{(M)}}{E_{(Al)}} \right). \quad (14)$$

На рис. 5 показана экспериментальная зависимость величины пластичности, определенная по формуле (14), от динамической твердости при $K = 0,1$ в виде одной усредненной прямой с некоторыми отклонениями, обусловленными различными скоростями деформации и свойствами поверхностных слоев.

Полученная зависимость δ_d^* дает возможность определять пластичность как непосредственно по формуле (13), так и по величине динамической твердости H_d .

Для установления чувствительности предложенного метода было изучено влияние температуры и пластического деформирования материала, осуществляемого путем прокатки, на величину δ_d^* (рис. 6).

Зависимости, приведенные на рисунке, совпадают с общей зависимостью (см. рис. 5), которая также хорошо согласуется с известными данными. Так, из рис. 5 видно, что пластичность чистого титана почти в 2 раза превышает пластичность деформированного титанового сплава ВТ-6, что полностью соответствует данным [10]. Пластичность чистой меди существенно превышает пластичность ее сплава – латуни. Термообработка углеродистых сталей в значительной степени влияет на пластичность, понижая ее

с ростом твердости, а повышение температуры (рис. 6) увеличивает значения δ_d^* . Опыты, проведенные на алюминии с разной степенью прокатки, показали, что δ_d^* снижается, что вполне естественно, поскольку при таком виде обработки запас пластичности также уменьшается.

Таким образом, предложен новый метод определения пластичности по отношению глубины пластического вдавливания к контактной глубине в отпечатке с отстройкой от влияния модуля упругости материала. Метод является неразрушающим, основан на использовании динамического индентирования, предусматривающего регистрацию кривой нагружения, и показал свою эффективность и чувствительность при определении пластических свойств металлов и сплавов. Определяемая характеристика пластичности имеет диапазон изменения для металлических материалов от 0,9 для чистой меди до 0,18 для стали твердостью 62,2 HRC. Метод позволяет оценивать запас пластичности в изделиях, подвергающихся технологическим или эксплуатационным пластическим деформациям, а также температурному воздействию.

Литература

1. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. Введ. 1986-01-01. М.: Изд-во стандартов, 1986. 35 с.
2. Ахметов Т. А. Применение устройства для повышения пластических свойств холоднодеформированной арматуры / Т. А. Ахметов, Ю. Л. Бобарикин, Я. В. Чикишев и др. // Литье и металлургия. 2016. № 2. С. 64–68.
3. Мильман Ю. В. Характеристика пластичности, определяемая методом индентирования / Ю. В. Мильман, С. И. Чугунова, И. В. Гончарова // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 2011. № 4. С. 182–187.
4. Дрозд М. С. Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд. М.: Металлургия, 1965. 171 с.
5. Геллер А. Л. О возможности оценки качества металлургической продукции с помощью чисел твердости / А. Л. Геллер // Заводская лаборатория. 1970. № 12. Т. 36. С. 1514.
6. Milman Yu. V. Plasticity characteristic obtained through hardness measurement (overview N 107) / Yu. V. Milman, B. A. Galanov, S. I. Chugunova // Acta Met. and Mater. 1993. Vol. 41, No 9. P. 2523–2532.
7. Tabor D. The Hardness of Metals / D. Tabor. London: Oxford University Press, 1951. 173 p.
8. Oliver W. C. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology / W. C. Oliver, G. M. Pharr // J. Mater. Res. 2004. Vol. 19. No 1. P. 4–20.
9. ASTM E140-12b1. Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb Hardness. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012.
10. ГОСТ 26492-85. Прутки катаные из титана и титановых сплавов. Введ. 1987-01-01. М.: Изд-во стандартов, 1985. 31 с.

References

1. GOST 1497-84. *Metally. Metody ispytaniy na rastjazhenie* [State Standart 1497–84. Metals. Methods of tension test]. Moscow, Izd-vo standartov Publ., 1986. 35 p.
2. Ahmetov T. A. [and etc.] *Primenenie ustrojstva dlja povyshenija plasticheskikh svojstv holodnodeformirovannoj armatury* [Use of the device to increase the plastic properties of cold-shaped fittings]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 2, pp. 64–68.
3. Milman Yu. V., Galanov B. A., Chugunova S. I. *Harakteristika plastichnosti, opredeljaemaja metodom indentirovaniya* [Plasticity characteristic obtained by indentation]. *Voprosy atomnoj nauki i tehniki. Serija: Fizika radiacionnyh povrezhdenij i radiacionnoe materialovedenie = Questions of atomic science and technique. Series Physics of radiation damages and radiation materials science*, 2011, no. 4, pp. 182–187.
4. Drozd M. S. *Opreделение mehanicheskikh svojstv metalla bez razrushenij* [Non-destructive determination of the mechanical properties of metal]. Moscow, Metallurgija Publ., 1965. 171 p.
5. Geller A. L. *O vozmozhnosti ocenki kachestva metallurgicheskoy produkcii s promoshh'ju chisel tverdosti* [Estimation of the quality of metallurgical production using hardness]. *Zavodskaja laboratorija = Factory laboratory*, 1970, no. 12, vol. 36, pp. 1514.
6. Milman Yu. V., Galanov B. A., Chugunova S. I. Plasticity characteristic obtained through hardness measurement (overview N 107). *Acta Met. and Mater.*, 1993, no. 9, vol. 41, pp. 2523–2532.
7. Tabor D. *The Hardness of Metals*. London: Oxford University Press, 1951. 173 p.
8. Oliver W. C., Pharr G. M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *J. Mater. Res.*, 2004, no.1, vol.19, pp. 4–20.
9. ASTM E140-12b1. Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb Hardness. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012.
10. GOST 26492-85. *Prutki katanye iz titana i titanovyh splavov* [State Standart 26492–85. Titanium and titanium alloys rolled bars. Specification]. Moscow, Izd-vo standartov Publ., 1985. 35 p.



УДК 621.983.044

Поступила 01.03.2017

ОСОБЕННОСТИ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЬНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ ПЕРЕМЕННОГО СЕЧЕНИЯ

SPECIAL FEATURES OF MAGNETIC PULSE HARDENING PROCESSING OF STEEL CYLINDRICAL PRODUCTS OF VARIABLE CROSS-SECTION

А. В. АЛИФАНОВ¹, Д. А. ЦИОНЕНКО², А. М. МИЛЮКОВА¹, А. И. ГОРЧАНИН¹, В. В. МАЛЕРОНОК³

¹ Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10.

E-mail: alifanov_aav@mail.ru

² Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск, Беларусь, ул. П. Бровки, 6

³ Барановичский государственный университет, г. Барановичи, Беларусь, ул. Войкова, 21

A. V. ALIFANOV¹, D. A. TSIONENKO², A. M. MILIUKOVA¹, A. I. HARCHANIN¹, V. V. MALERONAK³

¹ Physics Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str.

E-mail: alifanov_aav@mail.ru

² Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Belarus, 6, P. Brovki str.

³ Baranovichi State University, Baranovichi City, Belarus, 21, Voikova str.

Посредством метода конечных элементов с использованием программы FEMM произведены расчеты индукции магнитного поля, создаваемого цилиндрическим индуктором в магнитно-импульсной установке, и соответствующей напряженности магнитного поля вблизи поверхности цилиндрических заготовок постоянного и переменного сечения. Показано, что при обработке изделий сложного профиля упрочнению подвергаются в основном участки, расположенные на минимальном расстоянии от спирали индуктора. Для обеспечения упрочнения удаленных от индуктора участков необходимо либо увеличивать силу максимального импульса тока, либо использовать разъемный индуктор переменного внутреннего диаметра, повторяющий профиль изделия. Боковые поверхности выступов, расположенные перпендикулярно оси системы, не подвергаются упрочнению вследствие малого градиента плотности энергии магнитного поля вблизи их поверхности. При близком расположении выступов (менее 1 см) на поверхности изделия материал поверхности в пространстве между ними не испытывает достаточного упрочняющего воздействия.

The calculations of the magnetic field induction and the magnetic field intensity were carried out by the Finite Element Method (FEM) with the use of the software FEMM. The cylindrical inductor of the Magnetic-Pulse Installation (MPI) generates the magnetic field near the surface of the cylindrical steel product as of the uniform as well as variable cross section. It is shown that the regions of the products of the complex cross-section located at the minimal distance to the helix inductor are exposed to highest level of hardening. It is necessary to increase the current pulse in the inductor or to use a split inductor with the variable inner diameter repeating the product profile for hardening of the product regions located at large distances from inductor. The side surfaces of protrusions that are perpendicular to the axis of the system are not exposed to hardening due to the low gradient of the energy density of magnetic field near its surface. In the case of close proximity of the protrusions (for distance less than 1 cm), the material on the product surface in the space between protrusions is not exposed to sufficient hardening.

Ключевые слова. Стальные изделия, постоянное сечение, переменное сечение, магнитно-импульсная обработка, вектор магнитной индукции, вектор напряженности магнитного поля, силовые линии.

Keywords. Steel products, uniform cross section, variable cross section, magnetic-pulse processing, the magnetic induction vector, the magnetic field intensity vector, the magnetic field lines.

Введение

При магнитно-импульсной обработке (МИО) внешней поверхности стального изделия, обладающей аксиальной симметрией, используется цилиндрический индуктор. Токпроводящее изделие помещается внутри цилиндрического индуктора и в нем возникает индукционный ток, пропорциональный скорости из-

менения магнитного потока через площадь его сечения в плоскости, перпендикулярной оси системы «индуктор-изделие», при возбуждении импульса электрического тока в индукторе. Магнитное поле индукционного тока направлено таким образом, чтобы уменьшить изменение магнитного потока, создаваемого током индуктора. В результате возникает разность плотностей энергии магнитного поля внутри изделия и вблизи поверхности [1]. Эта разность плотностей энергии равна плотности поверхностных сил, действующих на поверхность изделия. Поверхностная плотность f_m электромагнитных сил определяется соотношением [1]:

$$f_m = 0,5(B_{out}H_{out} - B_{in}H_{in}), \quad (1)$$

где B_{out} – модуль вектора магнитной индукции на внешней стороне изделия, Тл; H_{out} – напряженность магнитного поля на внешней стороне изделия, А/м; B_{in} – модуль вектора магнитной индукции внутри изделия вблизи ее поверхности; H_{in} – напряженность магнитного поля внутри изделия вблизи обрабатываемой поверхности.

Для упрочнения поверхностного слоя изделия необходимо, чтобы плотность поверхностных сил f_m превышала предел текучести материала σ_t , т. е. должно выполняться неравенство [2]:

$$f_m \geq \sigma_t. \quad (2)$$

Поскольку длительность процесса МИО определяется временем нарастания тока в индукторе, то поверхность заготовки подвергается ударной нагрузке. Равномерность воздействия на поверхность изделия, помещенного внутрь индуктора, существенно зависит от точности его обработки на предыдущих стадиях техпроцесса и точности установки внутри индуктора. В дальнейшем при моделировании полагается, что внутренняя поверхность индуктора имеет идеальную цилиндрическую форму и ось заготовки совпадает с осью индуктора.

К процессам, приводящим к упрочнению поверхности стальных изделий под воздействием магнитного импульса, кроме деформаций, приводящих к уплотнению структуры вблизи поверхности, относятся также явления фазовых превращений аустенит–мартенсит, миграции примесей и дефектов вблизи границ зерен, возникновение мелкодисперсной структуры на поверхности заготовки, связанное с образованием новых границ между зернами и дроблением пластинок цементита [3–5]. Осуществление этих процессов непосредственно связано с неоднородностью материала стали, локальным выделением теплоты вблизи границ зерен при протекании индукционных токов и магнитострикционными эффектами (в случае изделий, выполненных из магнитных сталей).

Необходим комплексный подход к рассмотрению процессов, приводящих к упрочнению, на основе анализа вероятности их реализации.

Приведенные в данной работе результаты моделирования позволяют проанализировать только вклад процессов, связанных с возникновением механического давления на поверхность.

Магнитно-импульсная обработка цилиндрических стальных изделий постоянного профиля

Расчет индукции магнитного поля, создаваемого цилиндрическим индуктором, и соответствующей напряженности магнитного поля вблизи поверхности изделия с ее внешней стороны и внутри материала осуществляли методом конечных элементов с помощью программы FEMM.

Использование методов компьютерного моделирования позволяет подобрать необходимые параметры установки для магнитно-импульсного упрочнения, соответствующие выполнению условия (2). Подбор осуществляли путем варьирования следующих параметров: длительность и амплитуда импульса тока, количество витков индуктора, внутренний диаметр индуктора, размеры и форма заготовки, материал заготовки.

Результаты численного расчета вектора магнитной индукции (пространственного распределения силовых линий) и параметров цепи, произведенного при помощи программы FEMM для импульса тока длительностью 1 мс (время нарастания импульса тока 0,25 мс, амплитуда тока в индукторе 10 кА, количество витков в индукторе 10, внутренний радиус индуктора 10 см, радиус цилиндрической заготовки 9,5 см, материал изделия сталь 10), представлены на рис. 1.

Зависимости модуля вектора напряженности магнитного поля и модуля вектора магнитной индукции, рассчитанные вдоль линии, проходящей через центр системы «индуктор-изделие» перпендикулярно ее оси, от расстояния до оси системы показаны на рис. 2.

Из рисунка видно, что всплеск как модуля вектора индукции, так и модуля напряженности происходит в пределах расстояния от оси системы «индуктор-изделие» 8–11 см, т. е. в области внутренней поверхности индуктора и внешней поверхности изделия.

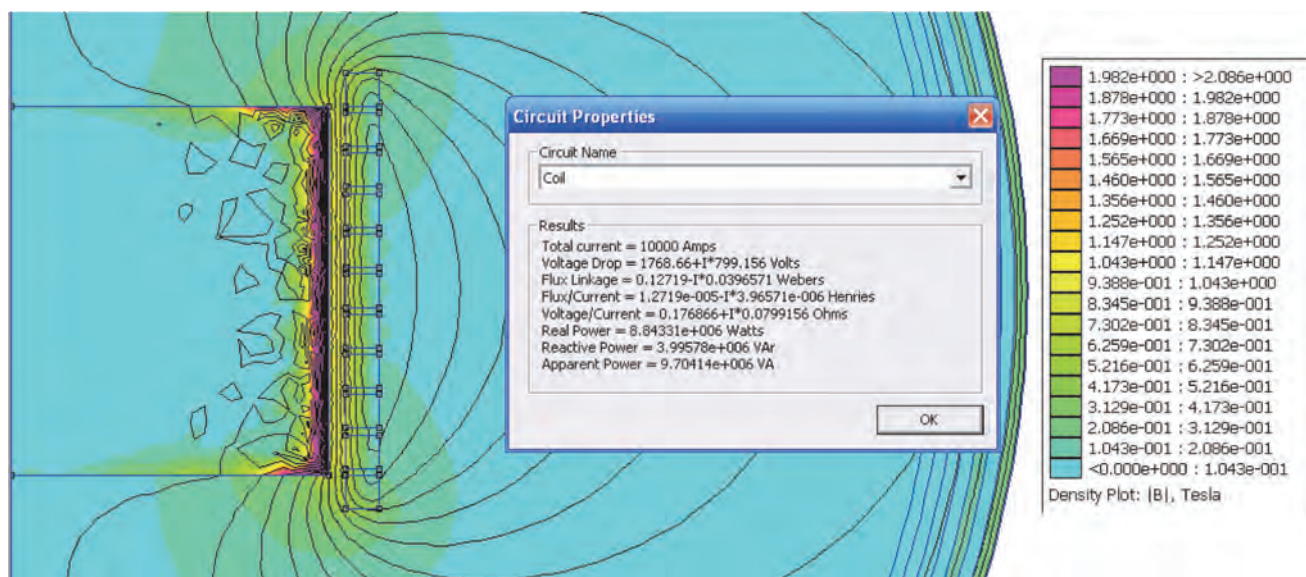


Рис. 1. Распределение силовых линий вектора магнитной индукции в цилиндрическом изделии из стали 10 при указанных выше параметрах

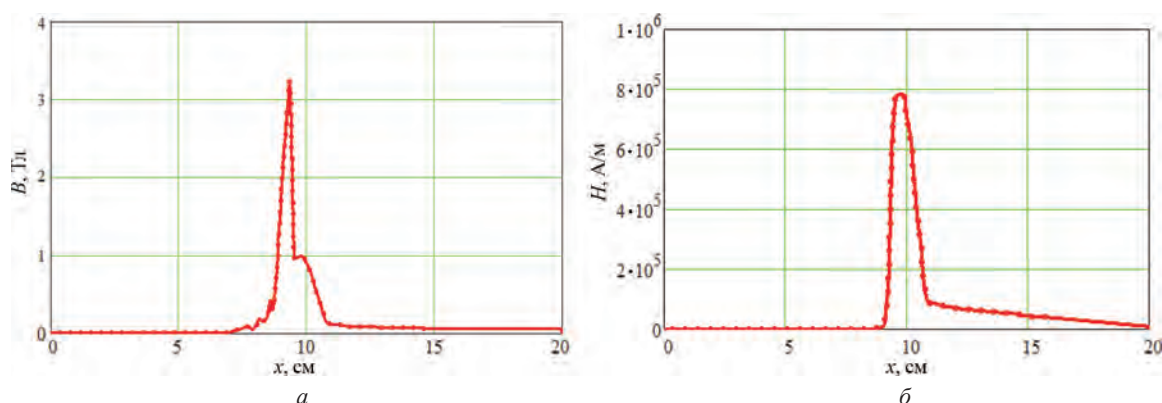


Рис. 2. Характер изменения модуля вектора индукции (а) и модуля вектора напряженности магнитного поля (б) в зависимости от расстояния до оси системы «индуктор-изделие»

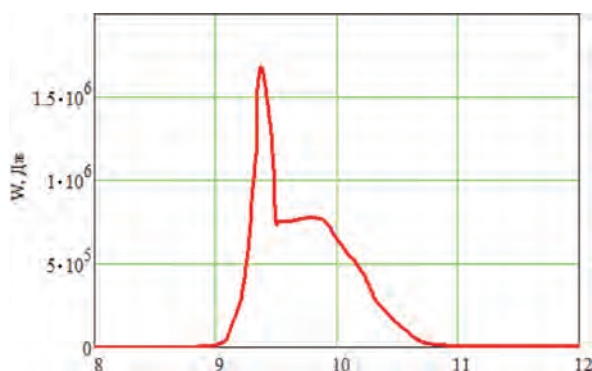


Рис. 3. Зависимость плотности энергии магнитного поля от расстояния до оси системы для магнитного поля, приведенного на рис. 1

Зависимость плотности энергии магнитного поля w от расстояния r до оси системы, определенная по формуле [1]:

$$w(r) = 0,5 B(r)H(r), \quad (3)$$

представлена на рис. 3.

Из рисунка можно сделать вывод, что максимальное значение плотности энергии приходится на поверхность упрочняемого изделия радиусом 9,5 см, что обеспечивает максимальную степень упрочнения этой поверхности.

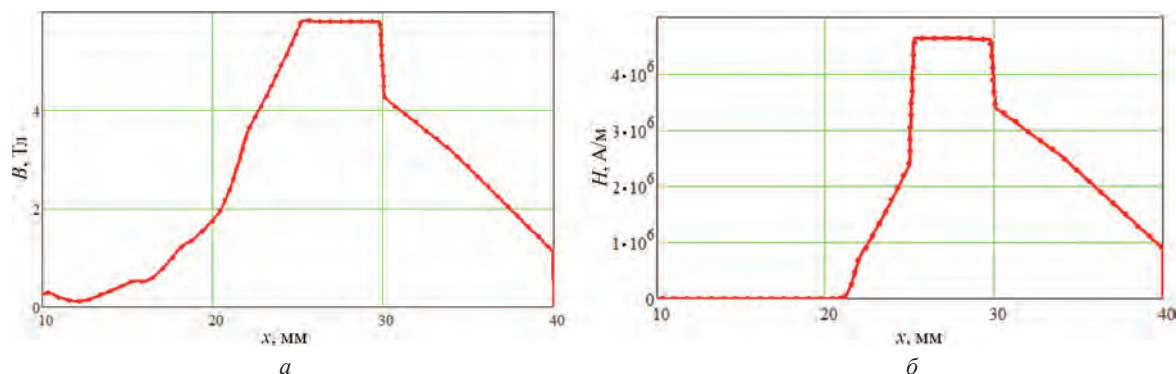


Рис. 4. Модуль вектора индукции (а) и модуль вектора напряженности магнитного поля (б) для индуктора диаметром 6 см изделия из стали 10 диаметром 5 см и параметрами импульса, указанными выше

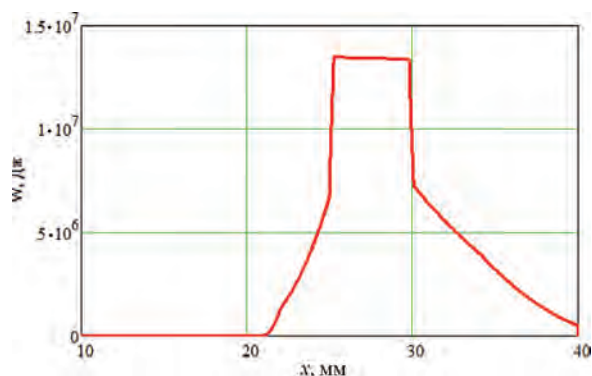


Рис. 5. Зависимость плотности энергии магнитного поля от расстояния до оси системы для магнитного поля с индукцией и напряженностью, представленными на рис. 4

Рассчитанное в рамках модели максимальное значение разности плотностей энергии на поверхности и внутри изделия равно $1,7 \cdot 10^6$ Па. Считая, что в процессе магнитно-импульсной обработки материал вблизи поверхности изделия нагревается в среднем до температуры около 70°C , значение предела текучести для стали 10 примем равным $1,9 \cdot 10^6$ Па. Таким образом, при указанных выше параметрах системы давление, необходимое для упрочнения поверхности материала, не достигается, так как $1,7 \cdot 10^6 < 1,9 \cdot 10^6$, следовательно, вероятность реализации процессов, приводящих к упрочнению, мала.

Увеличение плотности энергии магнитного поля может быть достигнуто как за счет локализации объема, в котором сконцентрировано магнитное поле, так и за счет увеличения величин вектора магнитной индукции

и модуля вектора напряженности. В свою очередь, локализация воздействия может быть достигнута за счет уменьшения размеров обрабатываемой части изделия (по ее длине) и увеличения частоты тока в индукторе (уменьшении времени импульса). Увеличение амплитудных значений вектора напряженности и вектора индукции магнитного поля достигается за счет увеличения амплитуды тока в индукторе.

При уменьшении времени импульса до 0,2 мс и увеличении амплитуды тока до 50 кА, а также выборе индуктора радиусом 3 см и изделия радиусом 2,5 см позволяет увеличить количество витков от 10 до 15 без существенного уменьшения площади поперечного сечения (которое ограничено максимально допустимой плотностью тока в меди). Результаты расчетов приведены на рис. 4, 5.

Из рисунков видно, что увеличение частоты до 5 кГц и амплитуды тока до 50 кА, а также уменьшение габаритов изделия привело к появлению горизонтальной площадки в районе максимальных значений параметров от 2,5 до 3,0 см, что соответствует наружной поверхности изделия и внутренней поверхности индуктора. Такая форма графиков указывает на постоянство исследуемых параметров в области между поверхностями индуктора и изделия. При этом значения градиента плотности энергии магнитного поля сравнимы со значением предела текучести стали 10, это следует из результатов расчета по формуле (3). При этом существенно возрастает вероятность локальных процессов упрочнения, обусловленная измельчением зерен феррита.

Магнитно-импульсное упрочнение цилиндрических стальных изделий переменного профиля

Рассмотрим процесс обработки стального цилиндрического изделия, у которого на поверхности имеется выступ в виде пояска. Распределение силовых линий магнитного поля для этого случая представлено на рис. 6.

Зависимости модуля вектора индукции магнитного поля и модуля вектора напряженности от расстояния до центра системы вдоль линии, проходящей перпендикулярно оси системы через центр изделия, представлены на рис. 7, а зависимость плотности энергии – на рис. 8.

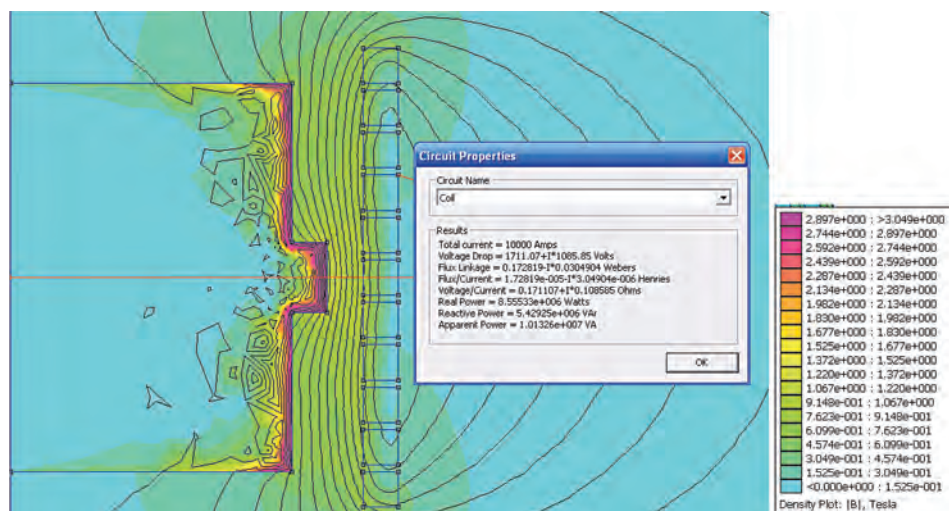


Рис. 6. Распределение силовых линий магнитного поля в изделии переменного сечения: радиус основной части изделия 8 см; радиус выступа 9 см; ширина выступа 2 см; радиус индуктора 10 см; длительность импульса 1 мс; амплитуда тока 10 кА

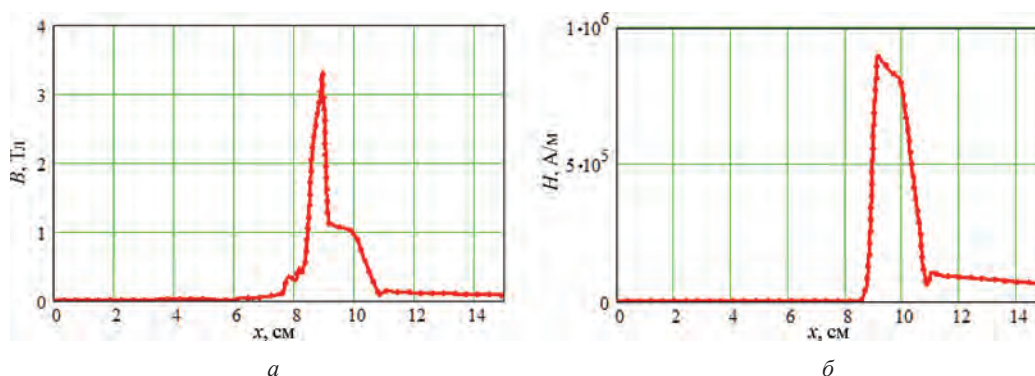


Рис. 7. Зависимость модуля вектора индукции (а) и напряженности магнитного поля (б) от расстояния до оси системы с параметрами, указанными на рис. 6

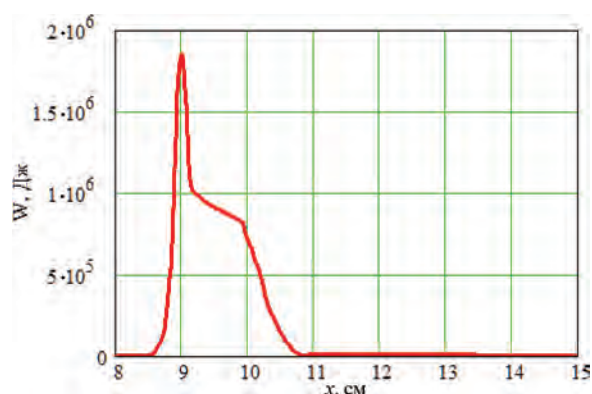


Рис. 8. Зависимость модуля вектора индукции магнитного поля от расстояния до оси системы

Распределение силовых линий магнитного поля в случае упрочнения изделия более сложной формы, имеющей два выступа шириной 1 см и расстояние 3 см между ними, показано на рис. 9. Так же, как и на рис. 6, радиус основной цилиндрической части изделия равен 8 см, радиус каждого из выступов 9 см, расстояние между поясками 3 см, толщина каждого пояска 1 см, материал изделия – сталь 10, сила тока в индукторе 10 кА, длительность импульса 1 мс.

На рис. 10 показаны зависимости модуля вектора магнитной индукции и модуля вектора напряженности магнитного поля вдоль линии, проходящей параллельно оси симметрии системы на расстоянии 8,5 см от нее, а на рис. 11 – зависимость плотности энергии вдоль этой линии.

Для анализа влияния расстояния между поясками на упрочнение части изделия, расположенной между ними, было проведено моделирование системы (рис. 12), отличающейся от представленной на

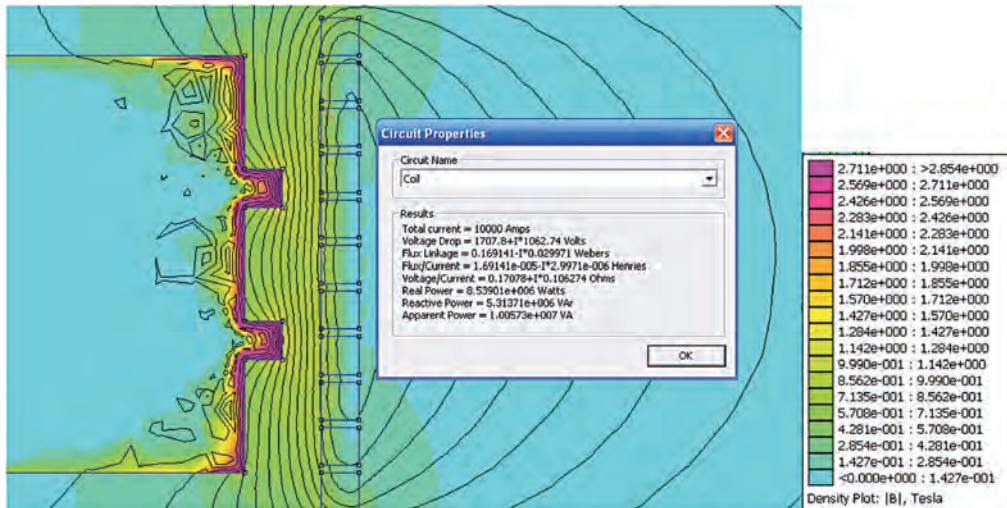


Рис. 9. Распределение силовых линий магнитного поля в изделии с двумя выступами на поверхности

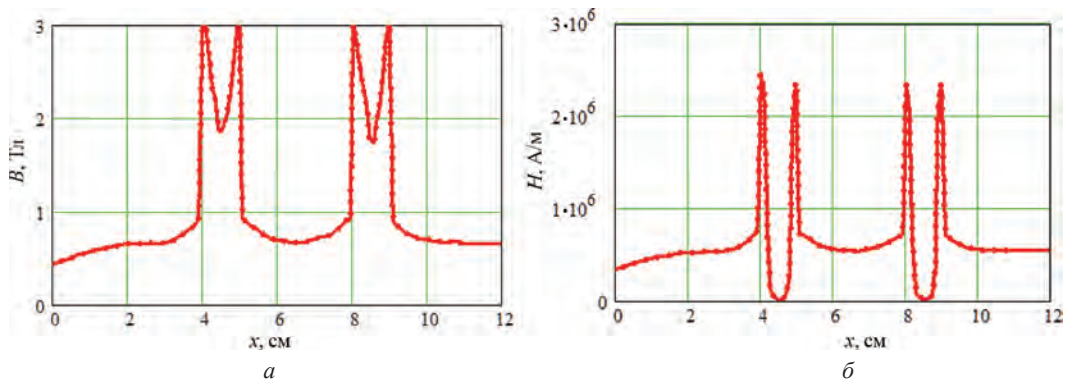


Рис. 10. Зависимость модуля вектора индукции (а) и напряженности магнитного поля (б) вдоль линии, проходящей параллельно оси системы, представленной на рис. 9

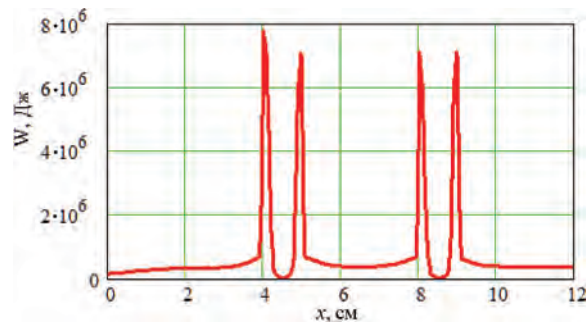


Рис. 11. Плотность энергии магнитного поля, представленного на рис. 9

рис. 9 тем, что расстояние между выступами равно 1 см и их ширина 2 см. Характеристики магнитного поля приведены на рис. 13, 14.

Анализ распределения характеристик магнитного поля вдоль линии, параллельной оси системы, в изделиях переменного профиля поверхности указывает на то, что уменьшение расстояния между выступами от 3 до 1 см приводит к уменьшению модуля вектора магнитной индукции и модуля вектора напряженности, а, следовательно, и к уменьшению плотности энергии магнитного поля в пространстве между ними.

Радиус основной части изделия равен 2 см, высота выступа – 0,5 см, радиус внутренней части цилиндрического индуктора – 3 см. Параметры моделирования: длительность импульса – 0,2 мс, амплитуда тока – 50 кА, количество витков спирали индуктора – 15.

На рис. 15 приведены результаты моделирования магнитно-импульсной обработки изделия переменного профиля поверхности, имеющего вид треугольных выступов с углом 60° при вершине (модель метрической резьбы).

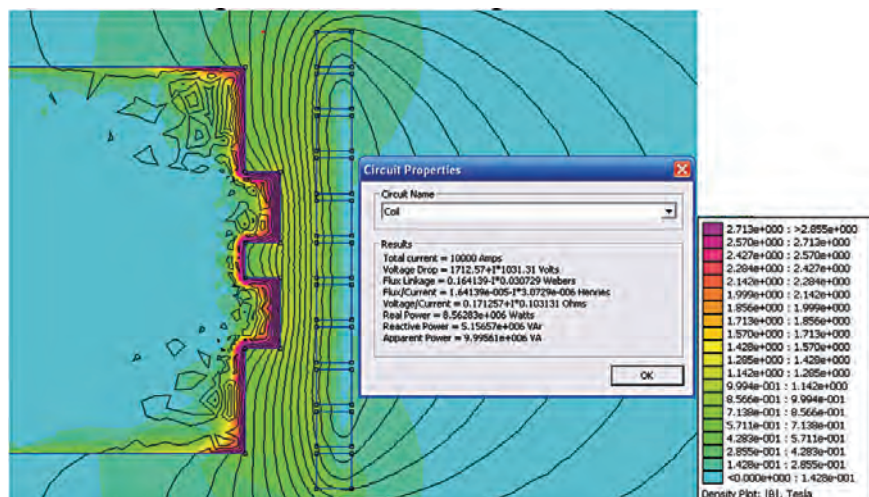


Рис. 12. Распределение силовых линий магнитного поля на поверхности изделия с выступами-поясками шириной 2 см, расположенными на расстоянии 1 см друг от друга

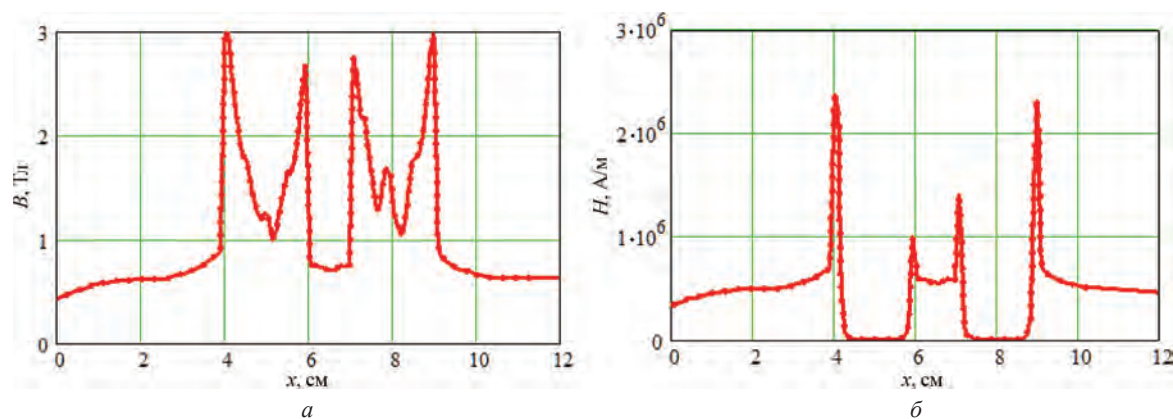


Рис. 13. Модуль вектора магнитной индукции (а), модуль вектора напряженности магнитного поля (б) в системе, представленной на рис. 12, вдоль линии, проходящей на расстоянии 8,5 см от оси системы

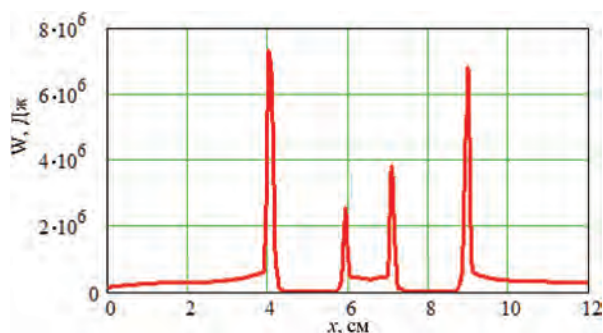


Рис. 14. Плотность энергии магнитного поля, представленного на рис. 13

Результаты расчета указывают на возможность упрочнения вершин треугольных выступов, а частично, и наклонных поверхностей.

Выводы

В рамках проведенного анализа распределения векторов магнитной индукции и напряженности магнитного поля вблизи цилиндрической поверхности стального изделия, а также плотности энергии получены следующие результаты.

При МИО цилиндрического изделия постоянного профиля, изготовленного из мягкого магнитного материала (сталь 10), разность плотностей энергии магнитного поля внутри изделия и вне ее недостаточна для упрочнения поверхности в случае, когда величина зазора между внутренней поверхностью индуктора и внешней поверхностью образца превосходит 1 см, а длительность импульса составляет 1 мс при максимальной силе тока (амплитуде) в индукторе 1 кА.

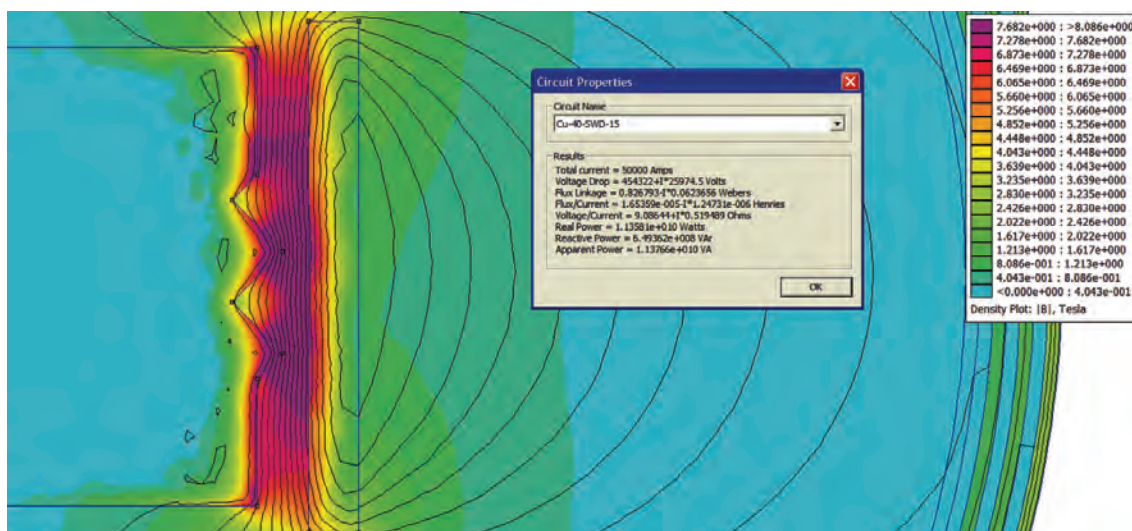


Рис. 15. Распределение силовых линий вектора магнитной индукции вблизи поверхности изделия с треугольными выступами

Вероятность реализации упрочняющих эффектов на поверхности стального изделия из низкоуглеродистой стали возрастает при длительности импульса 0,2 мс, амплитуды силы тока в импульсе 50 кА.

Увеличение количества витков индуктора приводит к увеличению эффективности процесса МИО.

При обработке изделий переменного профиля эффективно упрочнению подвергаются в основном участки, расположенные на минимальном расстоянии к индуктору [6]. Для упрочнения удаленных от индуктора участков необходимо либо повысить амплитуду силы тока, либо использовать разъемный индуктор переменного внутреннего диаметра, повторяющий профиль изделия.

Боковые поверхности выступов, расположенные перпендикулярно оси системы, не подвергаются упрочнению вследствие малого градиента плотности энергии магнитного поля вблизи их поверхности.

При близком расположении выступов на поверхности изделия (≤ 1 см) при указанных выше параметрах материал поверхности в пространстве между ними не испытывает упрочняющего воздействия.

Представленная в работе модель не учитывает неоднородность материала обрабатываемого изделия, в связи с этим не учтено влияние участков, обладающих повышенной (по сравнению с усредненным по объему значением) магнитной проницаемостью. Если магнитная проницаемость этих участков превосходит усредненное значение в 10 раз, то механические напряжения, локально возникающие вблизи них, будут в 2,5 раза превосходить напряжения, достаточные для реализации сдвиговых деформаций, что может приводить к дроблению зерен по границам этих участков и к дополнительному упрочнению вследствие образования мелкодисперсной структуры на поверхности изделия, изготовленного из магнитного материала (например, сталь 10).

Литература

1. Алифанов А. В. Механизм упрочнения легированных сталей в импульсном магнитном поле / А. В. Алифанов, Ж. А. Попова, Н. М. Ционенко // *Литье и металлургия*. 2012. № 4. С. 151–155.
2. Малыгин Б. В. Магнитное упрочнение инструментов и деталей машин / Б. В. Малыгин. М.: Машиностроение, 1998. 130 с.
3. Алифанов А. В. Магнотриксционный механизм образования мелкодисперсной структуры в стальных изделиях при магнитно-импульсном воздействии / А. В. Алифанов, Д. А. Ционенко, А. М. Милукова, Н. М. Ционенко // *Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-мат. навук*. 2016. № 4. С. 31–36.
4. Alifanov A. Modeling of non-stationary diffusion of alloying elements on exposure of steel samples to magnetic pulses / A. Miliukova, Zh. Popova, D. Tsionenko. 15-th International Scientific Conference «TRANSFER 2014». Alexander Dubcek University of Trencin, 23–24.10.2014, Trencin, Slovakia. 2014. P. 10–14.
5. Импульсные методы обработки материалов. Мн.: Наука и техника, 1977. 216 с.
6. Алифанов А. В. Расчет давлений в системе «индуктор-заготовка» при магнитно-импульсной обработке металлов / А. В. Алифанов, А. В. Акулов, Ж. А. Попова, А. С. Демянчик // *Вестн. БарГУ. Сер. физ.-мат. наук. Техн. науки*. 2013. Вып. 1(4). С. 31–37.

References

1. Alifanov A. V., Popova Zh. A., Tsionenko N. M. Mechanism of hardening of alloyed steels in impulse magnetic field [The mechanism of hardening of alloyed steels in impulse magnetic field]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 4, pp. 151–155.

2. **Malygin B. V.** *Magnitnoe uprochnenie instrumentov i detalej mashin* [Magnetic hardening of tools and machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1998, 130 p.
3. **Alifanov A. V., Tsionenko D. A., Miljukova A. M., Tsionenko N. M.** Magnitostrikcionnyj mehanizm obrazovanija melkodispersnoj struktury v stal'nyh izdelijah pri magnitno-impul'snom vozdejstvii [Magnetostrictive mechanism of the formation of a fine-dispersed structure in steel products under magnetic-pulse action]. *Vesti NAN Belarusi, Ser. fiz.-mat. nauk* = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Ser. fiz.-mat. Sciences, 2016, no. 4, pp. 31–36.
4. **Alifanov A.** Modeling of non-stationary diffusion of alloying elements on exposure of steel samples to magnetic pulses. A. Miliukova, Zh. Popova, D. Tsionenko. *15-th International Scientific Conference – «TRANSFER 2014»*. Alexander Dubcek University of Trencin, 23–24.10.2014, Trencin, Slovakiya. P. 10–14.
5. **Impul'snye metody obrabotki materialov** [Impulse methods of processing materials]. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1977, 216 p.
6. **Alifanov A. V., Akulov A. V., Popova Zh. A., Demjanchik A. S.** Raschet davlenij v sisteme «induktor-zagotovka» pri magnitno-impul'snoj obrabotke metallov [Calculation of pressures in the «inductor-billet» system for magnetic-pulse processing of metals]. *Vestnik BarGU. Ser. fiz.-mat. nauk. Tehn. Nauki* = *Bulletin of the BarGU. Ser. fiz.-mat. Sciences. Techn. Science*, 2013, vyp. 1(4), pp. 31–37.



УДК 621.74

Поступила 14.03.2017

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА ЗАКАЛКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ 4Х5МФ1С В РАЗЛИЧНЫХ ЗАГОТОВКАХ

ЧАСТЬ 1. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА 1040 °С ПРИ ЗАКАЛКЕ В МАСЛЕ И ОТПУСКА НА ТВЕРДОСТЬ И СТРУКТУРУ ПОКОВОК И ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ 4Х5МФ1С

OPTIMIZATION OF TEMPERATURE HARDENING FOR IMPROVING THE HEAT RESISTANCE OF TOOL STEEL 4X5MΦ1C IN VARIOUS WORKPIECES PART 1. INFLUENCE OF HEATING TEMPERATURE 1040 °C IN THE OIL HARDENING AND HARDENING ON THE HARDNESS AND STRUCTURE OF FORGINGS AND CASTINGS MADE OF STEEL 4X5MΦ1C

*В. Н. ФЕДУЛОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65. Тел. +375 29 6 31 09 85*

*V. N. FEDULOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
Tel. +375 29 6 31 09 85*

Исследовано влияние температуры закалки с нагревом 1040 °С около 1 ч в масле поковок и отливок из инструментальной стали 4Х5МФ1С на микроструктуру и способность к упрочнению после высокого отпуска при температуре 500–650 °С в течение 1, 5 ч. Показано, что повышения уровня упрочнения по сравнению с требуемым показателем не достигнуто.

Influence of the oil quenching temperature with the heating 1040 °C near 1 hour of tool steel 4X5MΦ1C forgings and castings on the microstructure and the ability to hardening after high temperature tempering at 500–650 °C for 1, 5 hours. It was shown that increase of hardening level in comparison with the required index has not been achieved.

Ключевые слова. Инструментальная сталь, отливка, поковка, закалка, высокий отпуск, твердость, структура.

Keywords. Tool steel, casting, forging, hardening, high-temperature tempering, hardness, structure.

Режимы термической обработки литых сталей для рабочих частей различного вида технологической оснастки обычно назначают, как для деформированного состояния подобной стали. Однако собственные и другие исследования [1, 2] показывают, что для получения высоких свойств литого и даже деформированного металла необходимо для конкретных случаев упрочнения инструмента корректировать по сравнению с ранее известными вариантами как предварительную термическую обработку (отжиг), так и в особенности окончательную, включающую закалку и отпуск.

В частности, в нашем исследовании следует добиваться снижения химической и структурной неоднородности и повышения теплостойкости литой и кованой стали 4Х5МФ1С за счет проведения высокотемпературного нагрева под закалку, что является потребностью при изготовлении, например, деталей пресс-форм литья изделий из алюминиевых сплавов. Особенно это необходимо, когда используются литые заготовки или поковки большого размера. Оптимизацию режимов термической обработки можно считать основой достижения необходимой эффективности применения инструментальных сталей для оснастки повышенного ресурса работы.

Методическая часть работы состояла в исследовании термического упрочнения стали 4Х5МФ1С с использованием высокого отпуска при температуре 500–650 °С в течение 1,5 ч после закалки в масле от температуры нагрева 1040 °С на первом этапе и последовательном повышении ее до 1150 °С на по-

следнем этапе. Нагрев при закалке проводили по схеме: загрузка в печь при температуре 850 °С, выдержка в течение 0,5 ч, затем увеличение температуры до требуемого значения и выдержка при этой температуре 0,5 ч для заготовок диаметром 33 мм и 1 ч для заготовок диаметром 63–83 мм. Эффективность влияния параметра нагрева при закалке определяли по изменению твердости приведенной стали у поверхности литых и кованных заготовок диаметром от 33 до 83 мм после отпуска во взаимосвязи с изучением морфологии структуры для наиболее важных моментов исследования. Твердость образцов определяли по стандартной методике с зачисткой на глубину около 2 мм. Травление шлифов осуществляли 4%-ным раствором HNO₃ в спирте. Съемку проводили при увеличениях от 100 до 1500.

Задача исследования, таким образом, состояла в установлении уровня твердости у поверхности полуфабрикатов из деформированной и литой стали 4X5МФ1С (табл. 1) приблизительно одного и того же химического состава (табл. 2) после проведения их термического упрочнения с последовательным увеличением температуры нагрева под закалку от 1040 до 1090 и 1150 °С. Наиболее актуальным аспектом исследования являлось повышение твердости стали после закалки и отпуска при 650 °С до уровня не ниже 45 HRC.

Т а б л и ц а 1. Полуфабрикаты сталей и способы их получения

Номер образца	Марка стали	Вид	Способ получения полуфабриката
1	4X5МФ1С	Поковка	Ковка до круга диаметром 33х150 мм, охлаждение послековки на воздухе
2	4X5МФ1С	Отливка	Литье в керамическую изложницу, диаметр 33х150 мм, быстрое охлаждение
3	4X5МФ1С	Отливка	То же, но керамическая изложница утеплена в песке и охлаждение медленное
4	4X5МФ1С	Поковка	Ковка, диаметр 63 мм, высота 150 мм, охлаждение послековки на воздухе
5	4X5МФ1С	Отливка	Литье в утепленную керамическую изложницу, диаметр отливки 63 мм, высота 150 мм, охлаждение медленное
6	4X5МФ1С	Отливка	То же, но диаметр 83 мм, высота 150 мм

Т а б л и ц а 2. Химический состав полуфабрикатов из сталей

Наименование полуфабриката и марка стали	Содержание элементов, мас. %						
	С	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Поковки стали 4X5МФ1С, № 1 и 4	0,42	1,2	0,36	4,99	1,21	0,89	0,3
Отливки стали 4X5МФ1С, № 2, 3, 5, 6	0,42	1,35	0,35	4,97	1,24	0,90	0,3

Т а б л и ц а 3. Механические свойства полуфабрикатов диаметром 33 мм (образец № 1–3), 63 мм (образец № 4–5) и 83 мм (образец № 6) (см. табл. 1) после закалки с 1040 °С в масле и отпуска

Номер образца	Твердость (HRC) у поверхности после отпуска в течение 1,5 ч при температуре, °С						
	500	525	550	585	600	625	650
1	55		56–57		49–49,5	43–43,5	39
2	55		55–55,5		49–49,5	44–45	40–40,5
3	54,5–55		55–55,5		48–49	43–43,5	40
4	52		54–55	52–53	48–49		39
5	51–52		54–55	51–52	47,5–48		39–40
6	51–52	55–56	54–55	50–51	47–48		39–40

В настоящей статье подробно рассмотрен режим закалки в масле с нагревом при 1040 °С, который принят в качестве основного при проведении термического упрочнения для стали 4X5МФ1С [3]. Данные по значениям твердости деформированной и литой стали для этого случая термического упрочнения заготовок приведены в табл. 3. Из таблицы видно, что режим термического упрочнения полуфабрикатов из упомянутой стали не дает возможности превзойти результаты, полученные по технологической схеме упрочнения «литье с быстрым охлаждением заготовки диаметром 33 мм в форме на воздухе + высокий отпуск» [4].

Рассмотрим сначала на примере поковки диаметром 63 мм, а затем и отливок диаметром 63 и 83 мм, как выглядит микроструктура деформированной и литой стали 4X5МФ1С после проведения закалки

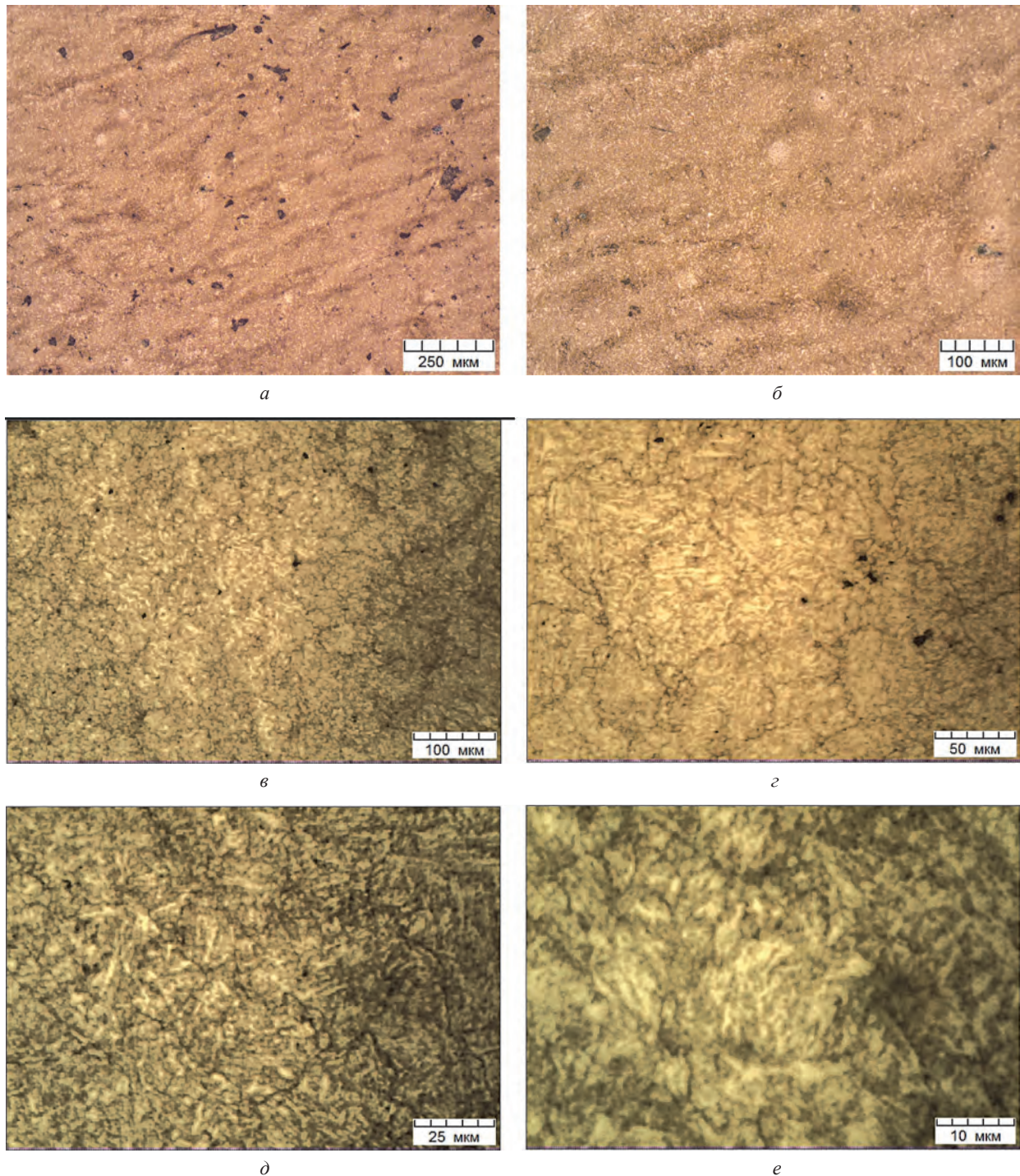
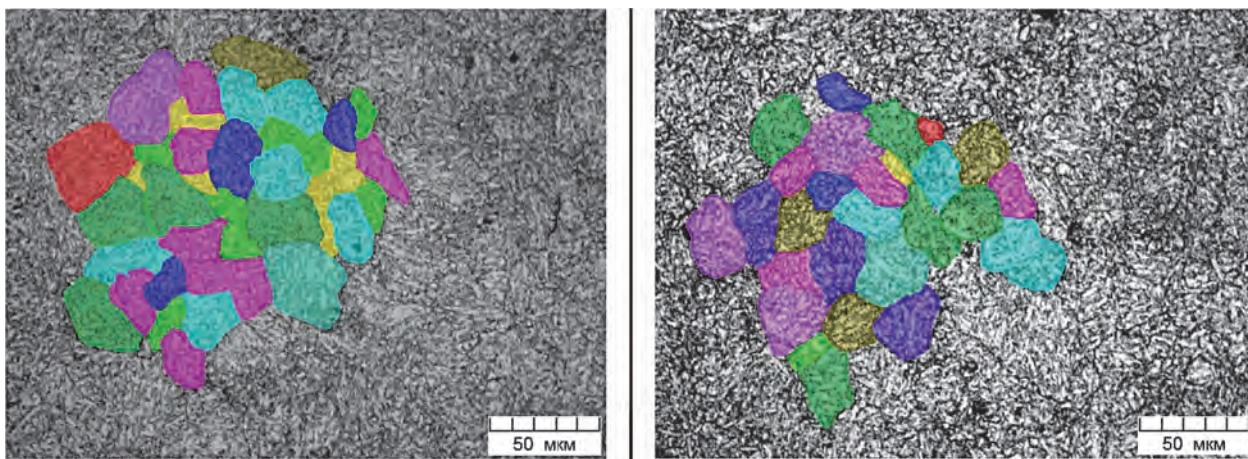


Рис. 1. Микроструктура стали 4X5MФ1С поковки диаметром 63 мм после закалки в масле с нагревом при 1040 °С в течение 1 ч и отпуска при 650 °С в течение 1,5 ч при последовательном увеличении изображения

в масле от температуры нагрева 1040 °С и последующего отпуска заготовок при 650 °С. Это должно помочь установить причины снижения твердости, в данном случае упрочнения по сравнению с более низкой температурой нагрева при отпуске, например, 550 °С.

Микроструктура стали поковки (рис. 1–3), как бы имеет следы от неравномерного протекания пластической деформации, которые сохранились после высокотемпературного нагрева, закалки в масле и отпуска. Они особенно хорошо выявляются при малом увеличении в виде светлых и темных зон травления (рис. 1, а, б) или в виде разного окраса фаз при последовательном повышении увеличения изображения (рис. 1, в, г, д, е). Светлые и темные зоны приобретают сначала вид незначительной неоднородности микроструктуры, а при еще большем увеличении изображения отчетливо видно, что это по-разному окрашенные после травления продукты распада аустенита различной дисперсности.



Маски выделения зерен

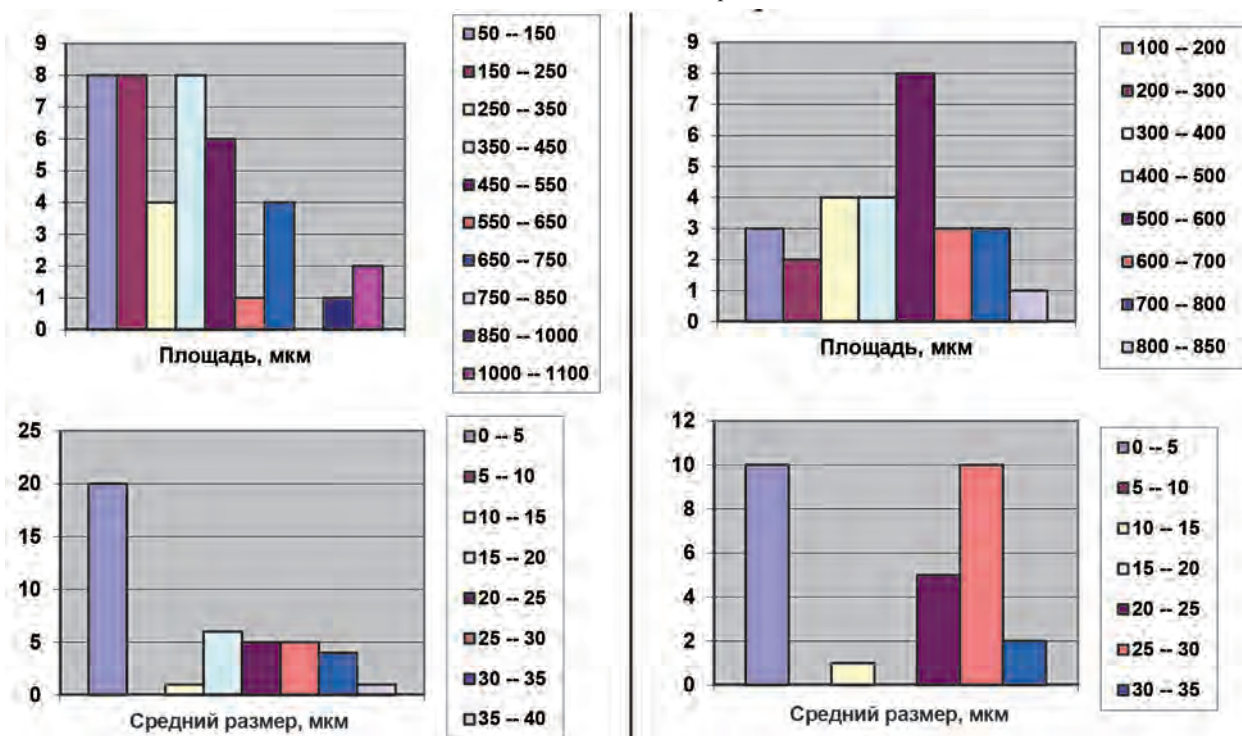


Рис. 2. Маски выделения зерен стали 4X5MΦ1C и гистограммы распределения этих зерен по площади и среднему размеру после упрочнения поковки закалкой в масле от 1040 °С (1 ч) с отпуском при 650 °С в течение 1,5 ч

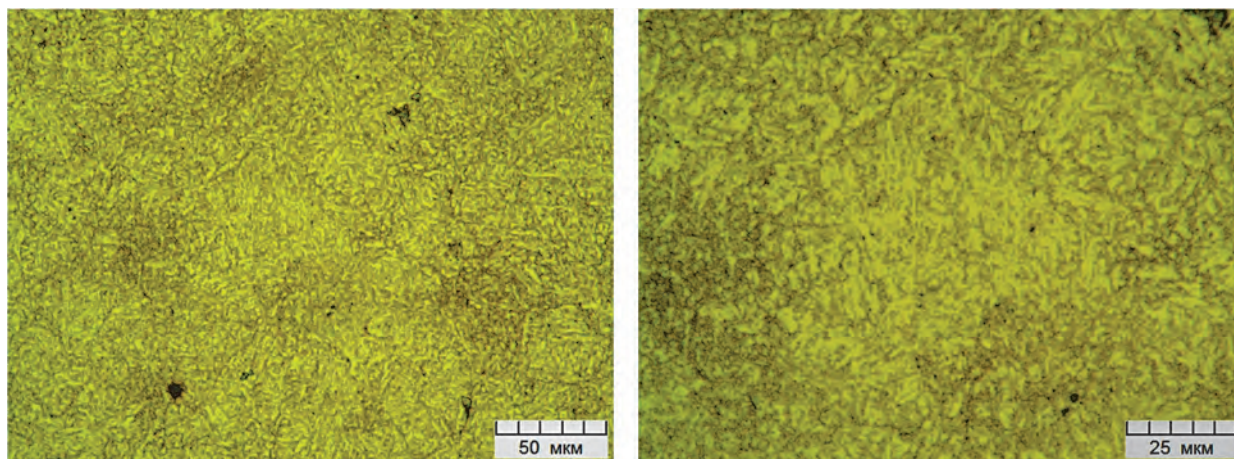


Рис. 3. Микроструктура стали 4X5MΦ1C поковки, характеризующая переход ее от мартенситной к перлитной форме построения

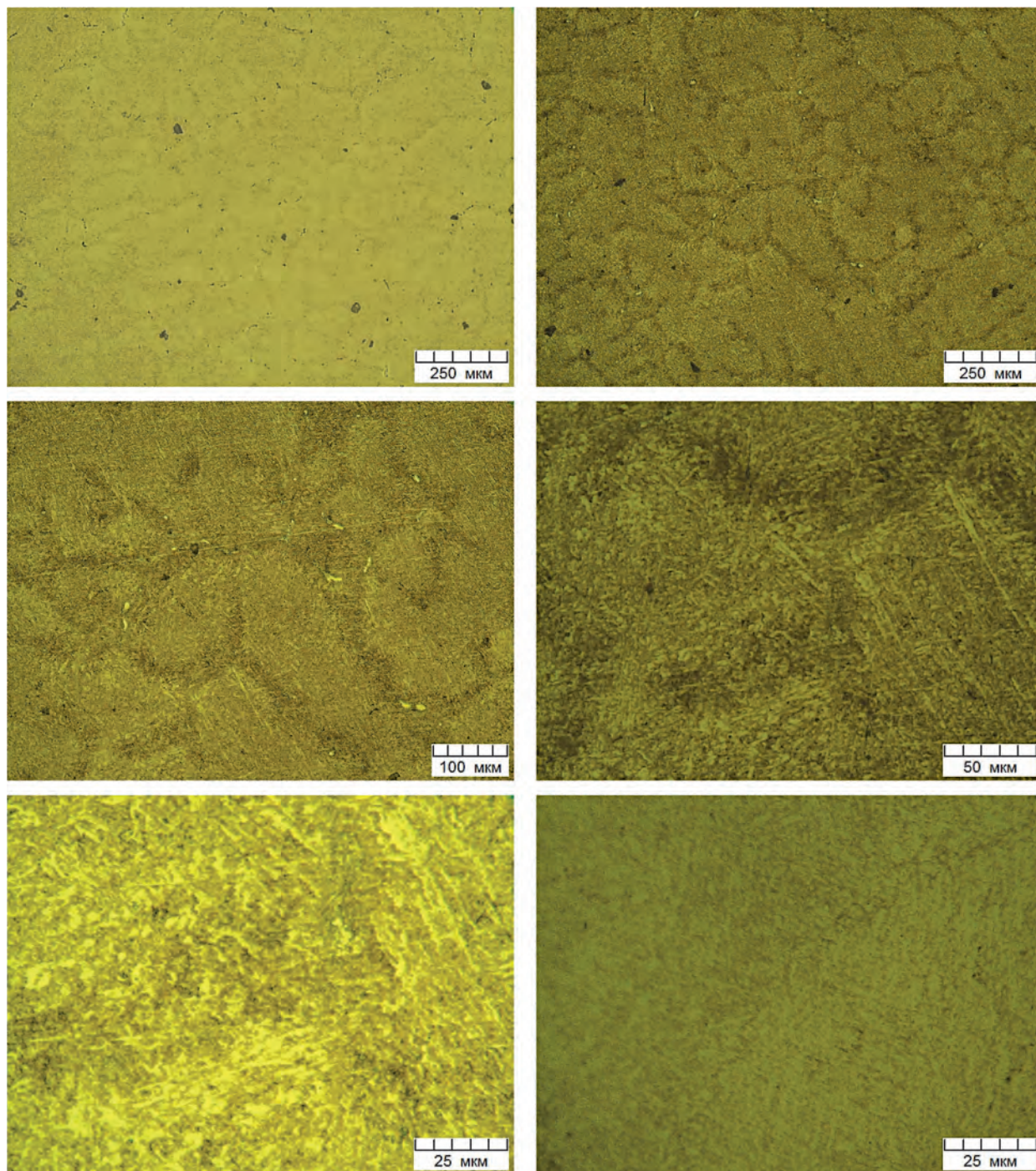


Рис. 4. Типичная микроструктура литой стали 4X5MΦ1С после проведения закалки в масло от 1040 °С (1 ч) и отпуска при 650 °С в течение 1, 5 ч в отливке диаметром 63 мм (дендриты выявляются хорошо, а зерна в дендритах – менее отчетливо)

Следовательно, после травления и при большом увеличении микроструктура стали поковки диаметром 63 мм представляет собой выраженную зеренную структуру: видно наличие образовавшегося при нагреве 1040 °С аустенитного зерна, внутри границ которого расположены продукты распада аустенита от мартенсита до перлита (рис. 1–3). Можно считать, что в стали произошла некоторая гомогенизация микроструктуры поковки после нагрева до 1040 °С и выдержки в течение 1 ч и формирования мартенсита отпуска в процессе полной термической обработки при отпуске вплоть до 550–600 °С, судя по твердости. Микроструктура же деформированной стали после отпуска при 650 °С выглядит как переходная от мартенситного к перлитному построению. Она особенно отчетливо представлена на рис. 3. Границы зерен имеются, но выявляются все же слабо. Расчет параметров зерен свидетельствует о разнотерности структуры (рис. 2). Размер зерен колеблется от 5 до 35 мкм, а площадь зерен изменяется от 50 до 650 мкм². Падение твердости при повышении температуры отпуска выше 600 °С вызвано имен-

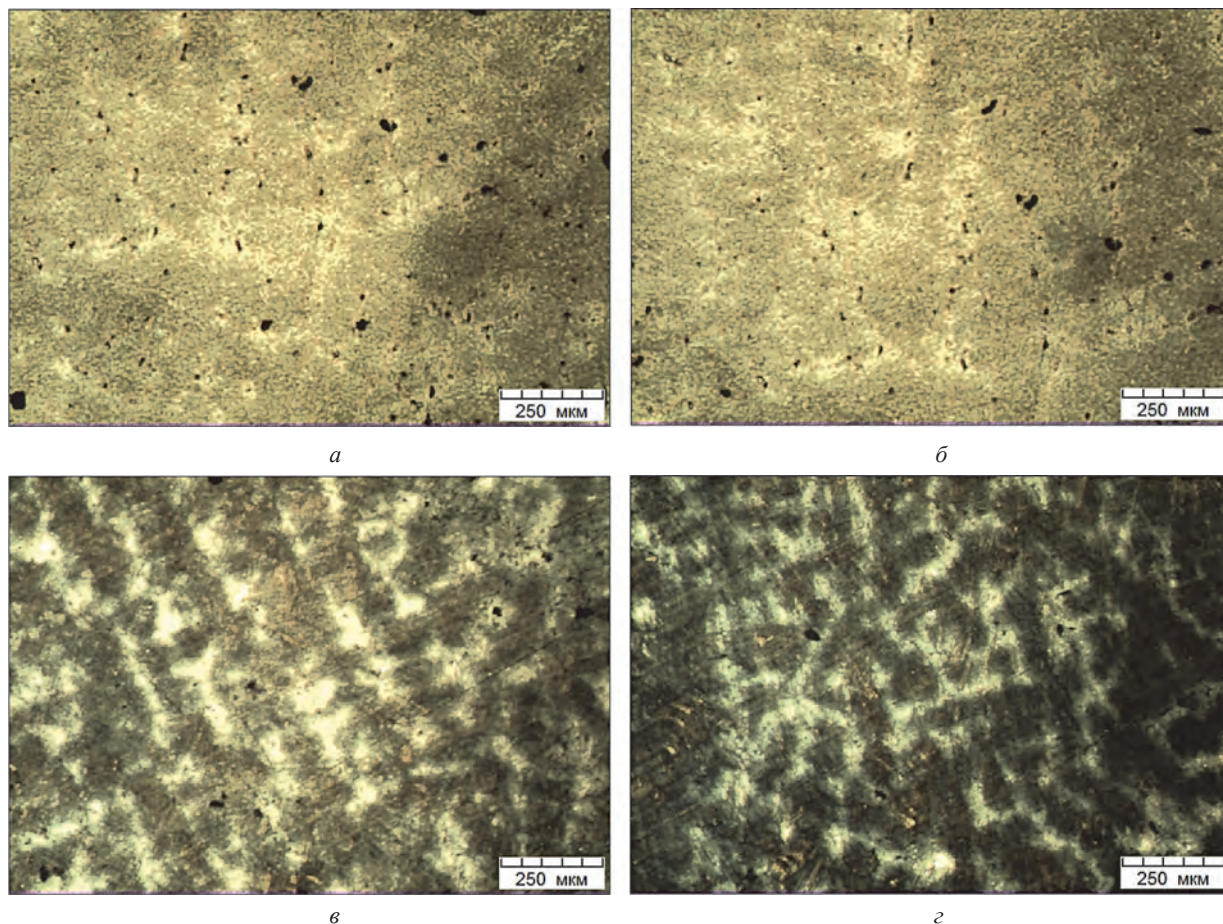


Рис. 5. Микроструктура литой стали 4X5MΦ1C в наружных слоях отливки диаметром 83 мм после закалки в масле от 1040 °C (1 ч) и отпуска при 650 °C (1,5 ч): а, б – обычное травление; в, г – перетравлено для наглядности

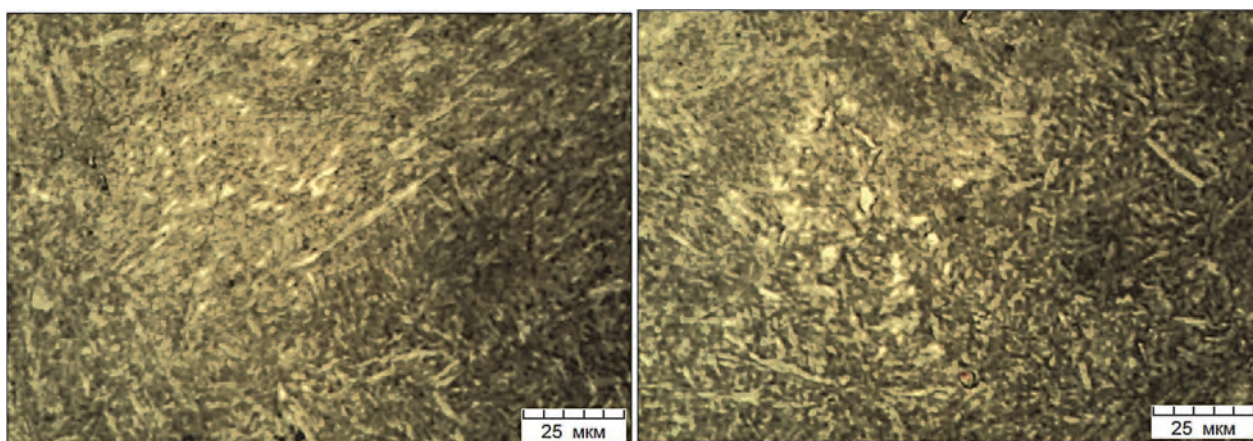


Рис. 6. Внутридендритная микроструктура литой стали 4X5MΦ1C в наружных слоях отливки диаметром 83 мм после закалки в масле от 1040 °C (1 ч) и отпуска при 650 °C (1,5 ч): продукты распада аустенита разного окраса после проведения травления шлифа

но этим частичным переходом от мартенситной структуры к перлитной форме построения фаз первичного распада аустенита в результате отпуска при температуре 650 °C в течение 1,5 ч (табл. 3, рис. 3).

Микроструктура стали 4X5MΦ1C поковки (рис. 1–3), тем не менее, является достаточно однородной по сравнению с микроструктурой отливок (рис. 4–6), хотя оба вида структуры, на наш взгляд, вполне приемлемы при производстве рабочих частей пресс-форм литья алюминиевых сплавов.

Литая структура характеризуется наличием междендритной прослойки, отличающейся по своему химическому составу от химического состава стали внутри дендрита (рис. 4–6). Нагрев литой стали при температуре 1040 °C в течение 1 ч эту неоднородность не устраняет, а лишь незначительно меняет. Нужен нагрев под закалку при более высокой температуре. Следует, по всей видимости, попробовать повы-

шение температуры нагрева под закалку до 1090 и 1150 °С с одновременным сохранением времени выдержки до 1 ч.

Тем не менее, рассмотрим подробнее и микроструктуру литой стали после закалки от 1040 °С в масле и отпуска при температуре 650 °С. Подтверждением процесса начала перекристаллизации литой структуры может служить изменение морфологии и соотношения структурных составляющих. На первый взгляд, из рис. 4 видно, что в значительной степени сохранилась структура, отвечающая литому состоянию [4]. Нет также полной уверенности в том, что произошел рост аустенитного зерна по сравнению с литым состоянием в дендритах. На рис. 5 отчетливо наблюдаются ориентированные в пространстве дендриты (темные участки) и междендритные участки (светлые). Для выяснения изменения характера структуры в данном случае и осуществляли травление образцов в различной степени. Изменилась только доля площади, занимаемая светлой компонентой в структуре стали: в среднем она стала составлять около 26,5% (рис. 5). Увеличение доли ферритообразной составляющей обусловлено, скорее всего, дополнительным легированием аустенита внутри дендритов при температуре нагрева 1040 °С в течение 1 ч за счет диффузии и изменения химического состава междендритной прослойки. Зерно как таковое, т. е. участки с границами в дендритах, в структуре выявляются очень слабо. Микроструктура внутри дендритов, скорее всего, представляет собой более мелкие по сравнению с поковкой образования отпущенного мартенсита и перлитные образования (рис. 6), характерные и, скорее всего отличные друг от друга, для случаев отпуска, например, при температуре 625 и 650 °С. Подтверждением последнему выводу может служить снижение уровня твердости стали до 43 HRC и 39–40 HRC соответственно для каждого из упомянутых режимов отпуска (табл. 3).

Стало очевидным, что снижение отпускостойчивости и теплостойкости закаленной с температуры 1040 °С в масле кованой и литой стали 4Х5МФ1С наступает при проведении отпуска выше 600 °С в течение 1,5 ч, когда крупные образования мартенсита отпуска в более обедненных легирующими элементами зонах начинают заменять на перлит подобные структурные фазы. При повышении температуры отпуска до 650 °С процесс активизируется, что приводит к снижению твердости от значений 47–49 HRC при температуре отпуска 600 °С до 39–40 HRC при 650 °С.

Выводы

1. Химическая неоднородность микроструктуры литой стали 4Х5МФ1С закалкой в масле с нагревом при 1040 °С в течение около 1 ч устраняется частично, а повышенный по сравнению с уже известным уровень упрочнения поковок и отливок после отпуска при температуре 500–650 °С практически не достигается, особенно из-за смены мартенситного типа структуры на перлитные формы образований при отпуске с нагревом 625–650 °С.

2. Добиваться повышения твердости стали в литом и деформированном состоянии до уровня 45 HRC после отпуска при 650 °С следует за счет использования более высокой температуры нагрева этой стали под закалку: 1090 °С и более, что выше общепринятого и рекомендованного ранее в литературных источниках значения.

Литература

1. Федулов В. Н. Пути повышения стойкости высоконагруженного инструмента горячей высадки головок болтов / В. Н. Федулов // Литье и металлургия. 2016. № 1. С. 120–129.
2. Гурьев А. М. Литые штампы для горячего объемного деформирования и особенности их термической и химико-термической обработки / А. М. Гурьев, Ю. П. Хараев, А. А. Колядин, О. В. Шаметкина // Литейное производство. 2004. № 1. С. 8–11.
3. Позняк Л. А. Штамповые стали / Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев. М.: Металлургия, 1980. С. 150.
4. Федулов В. Н. Влияние условий охлаждения и размера заготовки при литье инструментальной стали на способность к последующему термическому упрочнению поверхности / В. Н. Федулов // Литье и металлургия. 2016. № 3. С. 117–127.

References

1. Fedulov V. N. Puti povysheniya stojkosti vysokonagruzhennogo instrumenta gorjachej vysadki golovok boltov [Methods of increasing the resistance of a heavily hot tool landing bolt heads]. *Lite i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 1, pp. 120–129.
2. Gur'ev A. M. B Haraev Ju. P., Koljadin A. A., Shametkina O. V. Lite shtampyy dlja gorjachego obemnogo deformirovaniya i osobennosti ih termicheskoy i himiko-termicheskoy obrabotki [Cast dies for hot volumetric deformation and features of their thermal and chemical-thermal processing]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2004, no. 1, pp. 8–11.
3. Poznjak L. A., Skrynchenko Ju. M., Tishaev S. I. *Shtampovye stali* [Stamping steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1980, 150 p.
4. Fedulov V. N. Vlijanie uslovij ohlazhdeniya i razmera zagotovki pri lite instrumental'noj stali na sposobnost' k posledujushhemu termicheskomu uprochneniju poverhnosti [Influence of cooling conditions and the size of stock material during casting of tool steel on capability to the subsequent thermal hard-facing]. *Lite i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 3, pp. 117–127.



УДК 669.1

Поступила 14.04.2017

О ДЕЯТЕЛЬНОСТИ МЕЖВЕДОМСТВЕННОЙ РАБОЧЕЙ ГРУППЫ ПО ВОПРОСУ ВНЕДРЕНИЯ НА МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ ПРЕДПРИЯТИЯХ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ ПРОИЗВОДСТВА КОМПЛЕКТУЮЩИХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОКАТА ОАО «БМЗ»

PERFORMANCE OF THE INTERAGENCY WORKING GROUP ON INTRODUCTION OF AT THE BELARUS' MACHINE-BUILDING ENTERPRISES ROLL PRODUCTS MANUFACTURED AT OJSC BSW

П. А. ВИТЯЗЬ, А. В. ТОЛСТОЙ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: labmetal@rambler.ru,

А. В. ВЕНГУРА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская область, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: ofwork@bmz.gomel.by

P. A. VITYAZ, A. V. TOLSTOY, Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: labmetal@rambler.ru,

A. V. VENGURA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: ofwork@bmz.gomel.by

Приведена информация о результатах заседания Межведомственной рабочей группы по вопросу внедрения на машиностроительных предприятиях Республики Беларусь производства комплектующих с использованием проката ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», производимого в соответствии с европейскими нормами. Представлены цели, задачи и направления деятельности данной рабочей группы. Изложены мнения участников заседания по рассматриваемому вопросу.

Information on results of a meeting of the Interagency working group on introduction to machine-building enterprises of Republic of Belarus of roll products manufactured at OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», which are made in accordance to the European norms is provided. The purposes, tasks and activities of this working group are presented. Opinions of participants of a meeting are stated.

Ключевые слова. Металлургия, сталь, европейские нормы.

Keywords. Metallurgy, steel, European norms.

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» является крупнейшим поставщиком наукоемкой конкурентоспособной металлопродукции высокого качества, производимой на основе ресурсосберегающих, прогрессивных технологических процессов, отвечающих мировым критериям технической новизны. Металлопродукция завода ежегодно поставляется более чем в 50 стран мира, ее торговая марка широко известна на товарном рынке металлов. Вместе с тем, объем продукции, поставляемой предприятием на внутренний рынок, крайне невелик (не более 30% от общего объема производства). В то же время выпускаемый предприятиями металлопрокат, соответствующий международным стандартам, вполне может заменить стали, импортируемые белорусскими предприятиями для своих нужд. Однако более широкое использование этих сталей машиностроительными предприятиями Беларуси сдерживается рядом факторов как объективных, так и субъективных. В частности, одним из таких объективных факторов является отсутствие необходимой нормативной базы.

С целью активизации продвижения продукции Белорусского металлургического завода на внутреннем рынке и в соответствии с протоколом поручений, данных Первым заместителем Министра промышленности Республики Беларусь Г. Б. Свидерским, была создана Межведомственная рабочая группа по вопросу внедрения на машиностроительных предприятиях Республики Беларусь производства комплектующих

с использованием проката БМЗ, производимого в соответствии с европейскими нормами. Деятельность рабочей группы осуществляется в рамках Научно-производственного центра «ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания» – Национальная академия наук Беларуси». О работе научно-производственного центра сообщалось в [1].

В состав комиссии вошли ведущие специалисты Национальной академии наук Беларуси, Министерства промышленности Республики Беларусь, Белорусского государственного института стандартизации и сертификации.

Первое заседание Межведомственной рабочей группы состоялось в Президиуме НАН Беларуси 29 марта 2017 г. Кроме членов рабочей группы, в заседании участвовали представители крупнейших предприятий республики (ОАО «БелАЗ», ОАО «МАЗ», ОАО «Гомсельмаш», ЗАО «Атлант», ОАО «БАТЭ»).

Во вступительном слове председатель Межведомственной рабочей группы академик П. А. Витязь подчеркнул, что главная задача деятельности рабочей группы состоит в содействии более широкому использованию выпускаемых ОАО «БМЗ» марок сталей, соответствующих европейским нормам, белорусскими предприятиями, так как это может дать положительный эффект как для БМЗ, так и для машиностроительных предприятий РБ. Для этого, в первую очередь, необходимо создать соответствующую нормативную базу. Данная работа поручена Физико-техническому институту НАН Беларуси. Необходимо интенсифицировать работу, провести ее совместно с Белорусским государственным институтом стандартизации и сертификации. В то же время необходимо иметь в виду, что выпустить стандарт – не самоцель. Но там, где производственники требуют, это нужно сделать. Ведь конструктор закладывает в документацию материал, опираясь на ГОСТ. Если в справочнике нет такого материала, он его и не будет закладывать. Есть две задачи: первая – марки стали, производимые ОАО «БМЗ», прошедшие испытания и признанные соответствующими требованиям, необходимо закладывать в документацию на производство новых изделий, вторая – испытывать и заменять там, где это экономически выгодно.

Член Межведомственной рабочей группы начальник исследовательского центра ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» А. В. Венгура в своем выступлении отметил следующее. БМЗ после семинара, который состоялся на предприятии в середине декабря 2016 г. (на котором было дано поручение о создании рабочей группы), продолжил работу по нескольким направлениям. Первое – создание нормативной базы. В настоящее время в Республике Беларусь гармонизирован стандарт DIN EN 10025 на конструкционные марки сталей. Планируется провести гармонизацию еще двух европейских стандартов на стали для закалки и отпуска и стали для цементации DIN EN 10083 и DIN EN 10084. Эти стандарты охватывают практически всю группу производимых предприятием сталей. Сейчас, получив комментарии нескольких предприятий о необходимости разработки нормативной базы, видно, что данная работа нужна и ее следует максимально ускорить. Параллельно мы посетили ряд предприятий, чтобы совместно с ними составить локальные программы взаимодействия. В частности, на ОАО «МТЗ» предполагалось создать рабочую группу, в которую должны были войти представители ЦЗЛ, технологи, конструкторы. Рабочая группа должна была определить перечень комплектующих, на которых будет опробована и отработана замена на европейские марки стали. К сожалению, следует констатировать, что данная работа практически никак не продвинулась.

В то же время у завода есть хороший опыт работы с ОАО «Гомсельмаш». В настоящее время запланировано следующее. Мы совместно проведем на ОАО «БМЗ» лабораторные испытания марок сталей, производимых в соответствии с ГОСТ и евронормами (16MnCrS5, 18ХГТ, 42CrMo4, 40X). Будут определены физико-механические, металлографические и другие сравнительные характеристики. Далее образцы будут переданы на ОАО «Гомсельмаш» для их обработки в соответствии с действующими на предприятии технологическими процессами (цементация, закалка и отпуск и др.). Затем образцы после обработки будут снова испытаны в условиях ОАО «БМЗ». В результате появится база, на основании которой будет принято решение о возможности применения тех или иных марок сталей. В частности, ОАО «Гомсельмаш» уже проведена работа по внедрению проката стали марки 16MnCrS5 в соответствии с DIN EN 10084 для производства элементов зубчатых передач взамен стали марки 18ХГТ. Проведены исследования свойств, в результате которых в конструкторскую документацию введена сталь 16CrCrS5 взамен 18ХГТ. Разработан стандарт предприятия «Нормы твердости и методы контроля деталей и заготовок, подвергнутых термической обработке», в который внесены стали 16MnCrS5 и 20MnCrS5. В 2016 г. ОАО «Гомсельмаш» закуплено 585 т стали 16MnCrS5, с начала 2017 г. – около 300 т.

Совместную с ОАО «БМЗ» работу по проведению испытаний образцов проката планируется завершить к середине текущего года. Та схема работы, которая существует с ОАО «Гомсельмаш», должна

быть реализована и с другими предприятиями. Считаем целесообразным, чтобы на каждом из них был определен ответственный специалист, курирующий данный вопрос. Должна быть создана программа совместных действий, испытаний и т. д.

Член Межведомственной рабочей группы, представитель ФТИ НАН Беларуси Л. Р. Дудецкая проинформировала присутствующих о том, что работа по гармонизации стандартов будет реализована в рамках ГНТП «Машиностроение». Подан проект задания «Разработать и освоить государственные стандарты Республики Беларусь на конструкционные стали (стали для закалки и отпуска, стали для цементации) для машиностроительных предприятий на основе сортового проката, производимого ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». Заявка на разработку стандартов включена в План государственной стандартизации Республики Беларусь на 2017 г.

Заместитель начальника отдела технического нормирования и стандартизации в машиностроении и ресурсосбережении НП РУП «Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации» В. М. Сенкевич проинформировала присутствующих о процедуре разработки и утверждения ГОСТ. Было отмечено, что, поскольку ФТИ НАН Беларуси имеет большой практический опыт в разработке стандартов, то вполне реально завершить эту работу до конца текущего года.

Заместитель председателя Межведомственной рабочей группы С. Г. Сандомирский обратил внимание присутствующих на то, что, судя по письмам предприятий, есть еще один очень важный аспект этой проблемы. Из этих сталей, как правило, подвергающихся химико-термической обработке, изготавливают ответственные детали, и производственники хотят убедиться, что детали, изготовленные из этих сталей, будут обладать, по крайней мере, не худшими свойствами, если отбросить экономическую сторону вопроса.

Данную позицию поддерживает и академик-секретарь Отделения физико-технических наук НАН Беларуси А. П. Ласковнев, проиллюстрировавший ее следующим примером. Надежность любой машины складывается из надежности ее деталей и агрегатов. Если у трактора или иной сельхозмашины прогорела выхлопная труба, то тракторист не будет бить в колокола и говорить, что срывается посевная. А вот если вышла из строя ответственная деталь, то это другое дело. Существует оценка по отказам. Если посмотреть параметры отказов основных деталей импортных тракторов и отечественного производства, то разница есть. Пусть и небольшая, но в пользу западного образца. Конструктор или технолог вряд ли будет вникать, какая там микроструктура у конкретной детали. Эти исследования проведет, например, Физико-технический институт, но, если ресурс ее работы достаточен, если шестерни в этой коробке передач стоят в полтора раза дольше, значит, сталь хороша для этого узла. Мы должны смотреть в будущее, и это гарантия того, что деталь выдержит и в новой, более нагруженной коробке.

Заведующий лабораторией материаловедения и триботехники НТЦК ОАО «Гомсельмаш» Н. Ф. Соловей также считает, что начинать разговор нужно не с гармонизации ГОСТ. Любой производственник скажет, что не так важно иметь белорусский ГОСТ, достаточно европейского. И если эта сталь устраивает, то она будет применена. Есть такая форма, как стандарт предприятия, в котором можно оговорить, что эта сталь используется. Можно добавить к 1084 индекс ВУ и станет 1084ВУ, но знает ли конструктор, что поменялось? Производственники должны иметь объективные данные о свойствах стали различных марок. Необходимо получить сравнительные характеристики, пропустить стали через производство. И я в корне не согласен, что из 20 марок сталей в будущем нужно остановиться, например, на трех. Если ссылаться на компанию John Deere или другие, то у них есть все те же виды сталей. Лишь проанализировав условия эксплуатации, а также те виды сталей, которые используются на предприятиях (МАЗ, БелАЗ), можно сделать вывод о возможности унификации техпроцесса для производства зубчатых колес и использовании такой-то марки стали и перехода на нее. Если говорить об ОАО «Гомсельмаш», то это предприятие сейчас реально использует продукцию БМЗ и будет ее использовать в дальнейшем. Нам выгоднее приобретать в Жлобине, чем вести из России, мы экономим на транспортных расходах. Но если в техпроцессе была цементация, то она и останется. И если мы получим сопоставимые свойства, то заменим. Кто-то скажет, что 18ХГТ лучше, чем 16MnCrS5, потому, что последняя – это 18ХГ, т. е. в ней нет титана. Но ее используют зарубежные производители для аналогичных деталей. Однако если эту сталь возьмем только мы (5–10 т), то это слишком мало. Если будут заинтересованы несколько предприятий республики, тогда другое дело.

Заместитель главного конструктора по автомобильной технике ОАО «МАЗ» А. Г. Леоненко отметил, что сегодня предприятие работает с ОАО «БМЗ» довольно тесно по сталям, производимым в соответствии с евронормами. МАЗ определился с деталями: это 20 единиц. Представил краткую технологическую цепочку обработки этой стали, которая необходима для понимания того, для чего она нам нужна, ка-

кие стали предлагать. На основании этого на первом этапе выбрали две марки стали для их опробования на производстве. Но работать с БМЗ завод будет на тех же условиях, на которых работает все Министерство промышленности – тендерные закупки, экономическая эффективность, целесообразность. Если стали, предлагаемые БМЗ, пройдут все технологические этапы и будут признаны альтернативными по технологии и механическим свойствам сегодняшним ГОСТовским сталям, они войдут в документацию как альтернатива. Если они будут признаны более эффективными, то они заменят ГОСТовские стали. Если уступят хоть в одном параметре (механические характеристики, технологичность, себестоимость производства), то они вообще не попадут в конструкторскую документацию. В любом из этих случаев финишная черта – тендерные закупки. По словам директора по закупкам, сегодня БМЗ даже по ГОСТовским сталям закрывает не более 20% потребности из-за вопросов цены. Это тоже серьезный вопрос и его, безусловно, необходимо принимать во внимание. Что касается конкретики, то ОАО «МАЗ» установил контакты на уровне непосредственных исполнителей, запросил реальные показатели фактических механических характеристик предлагаемых сталей. Эти фактические показатели, которыми мы на сегодняшний день располагаем, мне, как заместителю главного конструктора, показывают, что, если абстрагироваться от технологии изготовления, это стали альтернативные. Если и можно говорить о каком-то повышении механических характеристик, то здесь нет революционного прорыва. Фактические механические характеристики сталей 20MnCrS5 попадают в диапазон характеристик стали 18ХГТ. Характеристики стали 42CrMo4 – это опять же из диапазона стали 40Х. Их, очевидно, можно будет при технологичности и применять, и заменять существующие, но если нет прорыва, из-за которого можем сделать деталь в 2 раза меньше или в 2 раза тоньше, или нагрузку поднять, то остальные показатели на этом фоне приобретают более высокое значение.

В своем выступлении главный инженер ОАО «Белкард» (г. Гродно) Н. А. Дешук отметил, что в настоящее время основными марками металлопроката производства ОАО «БМЗ», закупаемых ОАО «Белкард», являются сталь 40 и сталь 45 по ГОСТ 1050, сталь 40Х по ГОСТ 4543. Переход на изготовление деталей карданных валов и других автокомпонентов из сталей С40 (С40R, С40Е), С45 (С45R, С45Е), 37Cr4, 41Cr4 по DIN EN 10083-2 и DIN EN 10083-3 возможен только после проведения соответствующего комплекса опытно-технологических работ. Для их выполнения потребуются поставка на ОАО «Белкард» опытных партий металлопроката, изготовленного по европейским нормам, по каждой марке стали, предлагаемой в качестве аналогов. После проведения заготовительных операций, операций горячей штамповки, механической и термической обработки будет проведена оценка качества изготовления деталей, стойкости кузнечно-штамповой оснастки режущего инструмента, а также определена необходимость корректировки режимов термо- и механообработки, и принято решение о возможности использования предлагаемого металлопроката в серийном производстве. Однако эти стали предприятием пока не получены. Закупка опытных партий металлопроката может быть произведена при подтверждении со стороны БМЗ отсутствия роста цен по сравнению с металлопрокатом, поставляемым серийно.

Кроме того, необходимо отметить, что работы по «переводу в серию» могут быть выполнены предприятием только после разработки и утверждения государственных стандартов Республики Беларусь на конструкционные стали с учетом рассматриваемой замены. По мнению главного конструктора предприятия, по механическим свойствам предлагаемые стали подходят, но, для того чтобы их окончательно согласовать с нашими потребителями, необходимо, чтобы во главе вопроса стояли главные конструкторы наших сборочных конвейеров. Если мы поставим наши изделия с новой маркой стали, то они соответственно потребуют заключения о надежности данных марок сталей в этой конструкции. В целом мы готовы для проведения этих работ. Чисто организационно считаем, что можно проводить работы по подготовке стандартов и параллельно опытно-технологические работы.

Главный конструктор ОАО «Борисовский завод «Автогидроусилитель» Ю. Л. Гречуха отметила, что мы изготавливаем детали системы рулевого управления – одной из самых ответственных систем в управлении автомобилем, которая непосредственно влияет на безопасность участников дорожного движения. Поэтому замена материалов требует согласования с основными потребителями продукции (в соответствии с требованиями ISO 16949). Выбрали один из наиболее нагруженных узлов автомобиля КамАЗ, детали, которые на сегодняшний день изготавливаются из стали 25ХГТ и изготовили опытные образцы из материала 20MnCrS5. У этой стали несколько ниже твердость, что для выбранного узла достаточно важно, тем не менее, поставили на испытания и сейчас они проводятся. Выбран наиболее нагруженный узел. Если результаты будут положительными, то в принципе готовы распространить и на другие изделия, которые эксплуатируются в более щадящих условиях.

Свою позицию по обсуждаемому вопросу высказал также заместитель главного конструктора ОАО «БелАЗ» С. А. Шишко. ОАО «БелАЗ» сегодня закупает у ОАО «БМЗ» стандартные круги для деталей под термическую и химико-термическую обработку. Что касается сталей, предлагаемых ОАО «БМЗ» по европейским нормам (DIN EN 10083, DIN EN 10084), наша позиция следующая. Стали С35R, С45R мы пробуем как замену сталей 35 и 45 по ГОСТ 1050. По этим сталям на этот год по программе импортозамещения включена закупка партий по 5 т для отработки технологии. Также планируется закупка стали 42CrMo4 в объеме порядка 5 т, но для нее требуется отработка технологии для последующего введения в КД. Что касается стали типа 18ХГТ (и их аналогов 16MnCrS5, 20MnCrS5), то мы категорически отказываемся от них и переходим на стали 20ХН3МА и 40ХМФА, так как стали типа 18ХГТ применяются для мелко модульных колес (до модуля 6). Мы же с этих модулей только начинаем работать и если трактор или другая сельхозтехника в год набирает примерно 1000 моточасов, то БелАЗ эти моточасы набирает за 1,5 мес.

По результатам выступлений участников заседания было принято следующее решение.

1. Физико-техническому институту НАН Беларуси ускорить разработку и утверждение государственных стандартов Республики Беларусь на конструкционные стали в соответствии с заданием ГНТП «Машиностроение». Завершить эту работу до конца текущего года.

2. Считать целесообразным назначить на каждом крупном машиностроительном промышленном предприятии республики ответственных, курирующих вопрос внедрения на машиностроительных предприятиях производства комплектующих с использованием проката ОАО «БМЗ», производимого в соответствии с европейскими нормами.

3. Разработать программы совместных с ОАО «БМЗ» действий, испытаний и т. д.

4. ОАО «Белакард», ОАО «Борисовский завод «Автогидроусилитель», ОАО «БелАЗ» организовать работу совместно с ОАО «БМЗ» для реализации озвученных в ходе совещания планов.

5. ОАО «Гомсельмаш», ОАО «МАЗ» продолжить работу с ОАО «БМЗ» в рамках существующих программ совместного сотрудничества.

Литература

1. Витязь П. А., Дюжев А. А., Шишко А. А., Толстой А. В. Наука страны – в интересах холдинга «Белорусская металлургическая компания» // Литье и металлургия. 2013. № 3 (72). С. 7–10.

References

1. Vityaz P. A., Dyuzhev A. A., Shipko A. A., Tolstoy A. V. Nauka strany – v interesah holding «Belorusskaya metallurgicheskaya kompaniya» [Science of the country – in the interests of the holding «Belarusian Metallurgical Company»]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 3 (72), pp. 7–10.



УДК 621.762

Поступила 05.02.2017

ОПЫТ РАЗВИТИЯ ВУЗОВСКОЙ НАУКИ В РЕГИОНЕ DEVELOPMENT EXPERIENCE OF UNIVERSITY SCIENCE IN THE PROVINCE

В. К. СОРОКИН, Т. И. АКИМОВА, Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева, г. Нижний Новгород, Россия, ул. Минина, 24. E-mail: akimova-ti@yandex.ru

V. K. SOROKIN, T. I. AKIMOVA, Nizhny Novgorod State Technical University named after R. E. Alexeev, Nizhny Novgorod, Russia, 24, Minina str. E-mail: akimova-ti@yandex.ru

Рассматривается становление вузовского сектора науки в провинции на примере центра порошковой металлургии в Горьковском политехническом институте (Нижегородском техническом университете). На основе обобщения опыта теоретических и практических исследований в области порошковой металлургии в советский период показано участие ученых НГТУ в разработке, освоении и внедрении передовых технологий в промышленности региона и страны, в том числе Выксунского металлургического завода.

The establishment of the University science sector in the province is considered in terms of Center of powder metallurgy in the Gorky Polytechnical Institute (Nizhny Novgorod State Technical University – NNSTU). The participation of scientists of NNSTU on basis of the experience in theoretical and practical research in the field of powder metallurgy derived in the Soviet period is shown in the development and introduction of advanced industry technologies in the region and the country, including the activities in the Vyksa metallurgical plant.

Ключевые слова. Порошковая металлургия, вузовская наука, профессор Г. И. Аксенов, порошковый прокат, антифрикционные материалы, алмазосодержащие тонколистные материалы, пористые материалы, Выксунский металлургический завод, Горьковский политехнический институт.

Keywords. Powder metallurgy, University Science, Professor G. Aksenov, powder rolling, antifriction materials, diamond sheet materials, spongy materials, Vyksa steel works, the Gorky Polytechnical Institute.

В последние 15 лет наметилась позитивная тенденция в государственной политике России по отношению к науке вообще и вузовской науке в частности. Достижения науки объявляются главным базисом инновационного развития промышленности на современном этапе. Формируется идея новой роли университетов. Программы государственной поддержки, призванные активизировать потенциал академической и вузовской науки, предлагают новые модели участия науки в развитии экономики. Поиск новых моделей сотрудничества актуализирует вопрос изучения богатого позитивного опыта взаимодействия государства, вузовской науки, производства советского времени.

Порошковая металлургия (ПМ) – одно из научных направлений, формировавших технический прогресс СССР. Работы по ПМ велись как в академических институтах, так и вузах страны. Несмотря на значимость научного направления, история его развития изучена недостаточно. Роль отдельных исследователей, лабораторий, институтов представлена фрагментарно [1]. Изучение опыта развития вузовского сектора науки, деятельности как выдающихся, так и рядовых представителей жизненно необходимо для его сохранения и последующей трансляции новому поколению технической интеллигенции.

В Нижегородском государственном техническом университете им. Р. Е. Алексеева (НГТУ) работа по ПМ ведется уже почти 70 лет. В советский период сложился известный и авторитетный центр ПМ. Его история отразила процесс формирования союза науки и производства в период НТР, специфику развития вузовского сектора в регионе, общероссийские тенденции развития научного направления.

Прикладной характер ПМ, возможность развития в рамках вузовского сектора науки проявились уже в XIX столетии. Известный горный инженер П. Г. Соболевский в 1827 г. организовал работу лаборатории при Петербургском горном кадетском корпусе для получения способа переработки платины. Дальнейшего развития ПМ в этом столетии не получила в виду отсутствия потребности. Только завершав-

шийся промышленный переворот возродил интерес к новой технологии. В начале XX в. специализированные научно-исследовательские лаборатории решали задачи развития электротехнической промышленности. В период формирования советской системы высшего образования организуется подготовка специалистов по материаловедению и обработке металлов давлением как в «старых» вузах – Ленинградском и Уральском политехникуме, так и в «новом» – Сталинградском тракторостроительном и механическом институте. В нем лабораторию материаловедения возглавил Л. М. Чеботарев. Среди выпускников первой волны – В. С. Смирнов, О. В. Роман [2], ставшие крупными учеными, основоположниками научных работ по ПМ, в том числе и в вузах страны в послевоенные годы.

Интерес к возможностям ПМ усилился в годы второй мировой войны. Высокие требования к техническим характеристикам оружия могли быть реализованы на основе применения новых сортов и марок металла, в том числе, полученных на основе ПМ. Исследования по ПМ становятся одним из направлений работы Центрального научно-исследовательского института черной металлургии им. Бардина (ЦНИИЧМ), открытого в 1944 г. в Москве.

После войны на ПМ возлагались большие задачи как восстановления промышленности, так и развития новых, стратегически важных для обороны государства промышленных отраслей. Технологии порошковой металлургии с огромным потенциалом возможностей в области создания материалов с разнообразными структурами, физико-механическими и эксплуатационными свойствами обеспечивали выполнение разработок по получению новых разновидностей материалов различного назначения. Растет численность научных и научно-производственных центров, занимающихся ПМ, расширяется их география. В Москве в 1946 г. открыт Всероссийский научно-исследовательский и проектный институт тугоплавких металлов и твердых сплавов (ВНИИТС). На базе Лаборатории специальных сплавов АН УССР в 1955 г. учрежден Институт металлокерамики и спецсплавов АН УССР. Строится завод порошковой металлургии в г. Бровары около Киева [3]. В 50-е годы научные разработки по ПМ распространяются и на периферию, где каждый научный коллектив разрабатывает принципиально новую конкретную проблему [4].

Развитие ПМ в г. Горьком не было случайным. Нижегородская губерния до революции – регион с промышленно-развитой классической металлургией. Ярмарка формировала предпринимательскую хватку нижегородцев, а региональное отделение Русского технического общества – интерес к техническим новинкам. Центром развития высшего образования и науки стал эвакуированный в 1916 г. Варшавский политехникум. В советское время нижегородская промышленность – основа индустриального развития страны: радиотехника, автомобилестроение. Формируется мощный ВПК, создаются уникальные научные центры. Потенциальные возможности региона привлекали талантливых ученых, инженеров для реализации профессиональных амбиций.

Начало научных работ в области ПМ в г. Горьком связано с именем Геннадия Ивановича Аксенова, известного ученого в области рентгеноструктурного анализа металлов. Выпускник Петербургского политехнического института Г. И. Аксенов имел богатый опыт исследователя и организатора внедрения научных разработок в производство (в Ижевске, Днепропетровске). Еще в 1933–1936 гг. Г. И. Аксенов руководил отделом металлофизики в исследовательском физико-техническом институте при Горьковском государственном университете (ГИФТИ) [5]. В конце войны Г. И. Аксенов – научный сотрудник ЦНИИЧМ им. Бардина. За разработку новых видов сталей в 1945 г. он был удостоен ордена «Знак Почета». После войны судьба вновь забросила Г. И. Аксенова в Нижний Новгород. Он заведовал кафедрой материаловедения Горьковского индустриального института и с 1947 г. (по совместительству) – отделом материаловедения ГИФТИ. Г. И. Аксенова интересовали физические процессы, происходящие при прессовании и спекании металлических порошков. Работа в этом направлении шла быстро, и уже в 1948 г. был предложен способ прокатки металлических порошков и направлена заявка на авторское свидетельство. Однако в выдаче свидетельства Г. И. Аксенову было отказано, так «предложенный способ по существу воспроизводит известные в металлокерамике способы...» [6]. Первый в мире патент № 154998 на прокатку порошка тантала был выдан в Германии фирме «Сименс-Гальске» в 1904 г. (заявка от 1902 г.).

Дальнейшую работу по изучению прокатки металлических порошков Г. И. Аксенов продолжил в Горьковском политехническом институте (ГПИ) вместе со своими аспирантами. Теоретическими закономерностями прокатки порошков занимался инженер по ОМД А. Н. Николаев. Технологические исследования прокатки порошков никеля и спекания пористой ленты проводились в ГИФТИ химиком Ю. Н. Семеновым. Трудности в работе были типичными для начального этапа становления научного направления. Главная проблема – отсутствие полноценной информации, научной литературы. Отдельные

материалы по ПМ публиковались в Европе, но были труднодоступны. Все – от методики проведения экспериментов до создания необходимого оборудования – требовало самостоятельной разработки с опорой только на свой опыт (точнее опыт Аксенова), опыт таких же новаторов ПМ в других вузах, публикации в советских научных журналах, и интуицию. Во-вторых, не было подготовленных профильных научных кадров, они появлялись параллельно с развитием самого научного направления. Работа в таких условиях могла быть продуктивной только при наличии харизматичного лидера, которым и был Г. И. Аксенов. Его отличали принципиальный подход к работе, нетерпимость лени, непрофессионализма, бюрократизма. Геннадий Иванович относился к аспирантам строго, без снисхождения к молодости и отсутствию опыта научной работы – ставилась задача, и требовалось ее самостоятельное выполнение. Ученики Г. И. Аксенова работать умели, трудностей не боялись; часть аспирантов прошла войну.

Г. И. Аксеновым и его командой довольно быстро были получены первые результаты. Опыты в ГИФТИ на установке с ручными вальцами показали возможность прокатки порошков железа, никеля, кобальта и других в пористую ленту. Началась работа по созданию необходимого оборудования. Уже в 1948 г. в ГИФТИ был спроектирован и установлен в ГПИ первый в СССР экспериментальный прокатный стан с электроприводом для проведения начальных исследований по прокатке металлических порошков. 30 мая 1950 г., когда состоялся пуск стана в ГПИ, стал днем начала исследований по прокатке металлических порошков в СССР.

Как только работы в области ПМ приняли технологическую направленность, 1 июня 1950 г. самостоятельный отдел металловедения в ГИФТИ был закрыт с формулировкой несоответствия научному направлению института [7]. Научные исследования по ПМ сконцентрировались в ГПИ. У сотрудников вузов основной была учебно-педагогическая деятельность, научной работой они могли заниматься только в свободное время. Тем не менее, Г. И. Аксенов расширяет исследования. Он рассчитывал, что работа по никелевой ленте высокой частоты по количеству примесей из порошка разработки «Гипроникель» будет использована в электровакуумной промышленности. В 1952 г. по договору с Главцветметобработкой СССР аспирантом Л. А. Пыряловым разработана технология изготовления ленты малой толщины 0,1–0,3 мм, шириной 36 мм и получена опытная партия. По заказу одного из московских НИИ разработана технология получения пористой ленты в виде листов из порошков восстановленного железа и нержавеющей стали 1X18N9T вихревого размола.

Развитие работ иногда получало неожиданный поворот. Г. И. Аксенов был заядлым водителем. До приобретения личного автомобиля, на котором он в 70-е годы совершал длительные переезды, в том числе из г. Куйбышева в г. Выксу, Аксенов повседневно использовал мотоцикл М-72. «Слабым местом» двигателя мотоцикла были поршневые компрессионные кольца. Возникла идея применения ПМ для их изготовления. В процессе переговоров с ГАЗ выяснилось, что и завод заинтересован в этих деталях, но для автомобиля. Поршневые кольца двигателя изготавливались из чугуна и при отливке деталей брак составлял до 10,6%. Предполагалось снижение затрат на изготовление деталей за счет автоматизации основных процессов прессования и спекания.

В 1951–1955 гг. были заключены договоры творческого сотрудничества Г. И. Аксенова (ГПИ) и ГАЗ на разработку поршневых колец. Первоначально исследования велись на базе Центральной заводской лаборатории ГАЗ. Позже на заводе был специально создан производственный участок ПМ, оснащенный автоматизированными гидравлическими прессами и печами для спекания заготовок в атмосфере диссоциированного аммиака. Применялся качественный восстановленный железный порошок, разработанный во ЦНИИЧЕРМЕТ. Инженеры лаборатории порошковой металлургии ГАЗ под руководством В. И. Благина выполняли комплекс исследований и разработок по выбору составов материалов, технологий смешивания, прессования, спекания [8].

При спекании изготовленных в ГПИ образцов из композиции железо–графит–медь в среде диссоциированного аммиака у образцов колец как деталей малого поперечного сечения происходило снижение количества графита в поверхностных слоях и было менее 0,8% С, что не соответствовало требованиям государственного стандарта. Для соответствия этим требованиям Г. И. Аксенов и В. К. Сорокин разработали особую лабораторную технологию науглероживающего спекания, в которой совмещались процессы спекания и науглероживания поверхностных слоев колец, помещенных в засыпку из мелкого порошка древесного угля [9]. Микроструктура и механические свойства полученных деталей соответствовали требованиям ГОСТ на кольца для автомобильных двигателей. Эта технология близка к современному спеканию в печи фирмы «Кремер», где имеется особая зона для проведения при необходимости науглероживания поверхностных слоев в газовой среде.

Испытания разработанных поршневых колец проводили ГАЗ и НИИТАВТОПРОМ в 1956–1957 гг. на трассе Москва–Минск. Пробег составил 58 990 км. Опытная партия из первого и второго компрессионных порошковых колец была установлена во все четыре цилиндра двигателя М-20 автомобиля «Победа». Эксплуатационные испытания поршневых колец подтвердили их высокую износостойкость. Результаты заинтересовали НИИ технологии автомобильной промышленности Минавтопрома СССР. В 1957–1958 гг. ГАЗ испытывал опытные образцы колец, изготовленных в лаборатории порошковой металлургии ГПИ и установленных вместо серийных чугунных в цилиндрах двигателей автобусов МАН КЭО и ПАЗ-651. Пробег автобусов составил 36 800 и 48 520 км соответственно. Исследования колец после пробега показали, что средний износ по наружному диаметру верхних порошковых колец в 3 раза больше стандартного чугунного хромированного кольца.

18 марта 1958 г. Г. И. Аксенов и В. К. Сорокин получили удостоверение о государственной регистрации в Комитете по делам изобретений и открытий при Совете Министров СССР разработки и исследования технологии изготовления поршневых колец методом порошковой металлургии за № 9040 с приоритетом 1958 г. Дальнейшая работа в этом направлении проводилась в НИИАВТОПРОМ. В 1967 г. было организовано опытное производство поршневых колец из металлических порошков для автомобильных двигателей на Мичуринском заводе.

К середине 50-х годов в стране создаются научные центры ПМ, в том числе в г. Куйбышеве, где после войны быстро развивается авиационная промышленность [10]. Профессор, доктор наук, Г. И. Аксенов, один из немногих специалистов, работавших в вузе, получил приглашение в Куйбышевский авиационный институт, где открывалась специальность инженеров-металлургов по обработке металлов давлением. Летом 1957 г. Г. И. Аксенов переезжает в г. Куйбышев, где возглавил кафедру технологии металлов и металловедения. В начале 1960 г. на базе института создана лаборатория порошковой металлургии союзного значения.

Причина отъезда Г. А. Аксенова из г. Горького была связана, в том числе, и с бытовыми условиями жизни. Уход Г. А. Аксенова был потерей для ГПИ. Однако фундамент научного направления в вузе был заложен, определены основные направления работ и научные темы, а открытый металлургический факультет начал подготовку инженеров по металловедению и термической обработке. В конце 50-х годов приоритетным научным направлением становятся исследования по изготовлению пористых листов для предприятий авиастроения. Созданный под руководством Ю. Н. Семенова фильтровальный материал из порошка карбонильного никеля обеспечивал очистку рабочих сред от частиц примесей размером 8–12 мкм [11]. При проведении многолетних исследований использовались разработанные в ЦНИИЧМ порошки нержавеющей стали с хорошими технологическими свойствами. В 1959–1962 гг. исследовательская группа в составе Г. Ф. Тихонова, В. К. Сорокина, В. М. Щекина и других сотрудников разработала две разновидности фильтрующих материалов толщиной 0,15–0,25 мм с пористостью 36–38% [12]. В. Г. Хромов проводил обширные исследования по прокатке порошков и спеканию листов с использованием разработанных в ЦНИИЧМ гидридно-кальциевого и электролитического порошков титана. Полученная тонкая беспористая лента применялась для электровакуумных приборов [13]. В. А. Хренов работал над технологией прокатки и спекания пористых листов применявшейся при изготовлении цилиндрических фильтроэлементов в химической промышленности [14]. Разработки пористых листовых материалов имели большие перспективы промышленного использования.

Способность пористых материалов со сквозными порами пропускать жидкости и газы под действием некоторого градиента давления используется для фильтрации рабочих сред в различных системах машин и аппаратов, суспензий в химической промышленности и других назначений. В 60-е годы исследования в ГПИ велись в тесном контакте с центральными НИИ, в частности одним из КБ Минхимпрома СССР, Государственным институтом прикладной химии и др. Разработанные разновидности пористых титановых листов использовались в качестве экспериментальных газожидкостных разделителей и газопоглотителей [15]. Велись работы по созданию титановых фильтров (Г. Ф. Тихонов, В. К. Сорокин, В. М. Щекин). В результате работ по хозяйственным с ОКБ «Гидромеханика» в 1962 г. был создан фильтрующий материал ФСН-5 для очистки гидрожидкостей, топлива и газов от частиц механических примесей. Применение материала позволило решить отдельные вопросы создания новой техники, улучшив тонкость очистки рабочих жидкостей от 16–18 до 5–8 мкм, повысить надежность и долговечность работы систем и изделий. В 1965 г. на новый материал получен паспорт.

В 1962–1965 гг. пористая лента ФСН-5 изготавливалась лабораторией порошковой металлургии ГПИ в небольших количествах. Для промышленного выпуска фильтров требовалось организовать про-

изводство материала. Вопрос обсуждался в ВСНХ СССР, Министерстве черной металлургии СССР, Министерстве авиационной промышленности СССР. Крупные горьковские предприятия, такие, как «Красная Этна», Горьковский металлургический завод, скептически отнеслись к освоению новой технологии. За нее взялся Выксунский металлургический завод (ВМЗ).

В 1957 г. ВМЗ отмечал двухсотлетний юбилей. Когда-то крупнейшее предприятие России к середине XX в. перешло в разряд убыточных. Для возрождения ВМЗ требовалась мощная строительная база, которой в регионе не было. Руководство города и завода обратились с письмом к Н. С. Хрущеву с надеждой на поддержку. И она была получена. Постановлением ВСНХ СССР № 21 от 01.03.1965 для переработки порошка нержавеющей стали в материал ФНС-5 было предусмотрено строительство на ВМЗ цеха по производству пористых материалов. Проект цеха поручили разработать в короткие сроки Укргипромезу [16].

В течение 1965 г. на Выксунском машиностроительном заводе создавался первоначальный опытно-промышленный участок в составе ЦЗЛ. Заместителем начальника ЦЗЛ по порошковой металлургии назначили инженера Л. С. Шмелева. По прототипам ГПИ проектный отдел ВМЗ спроектировал прокатные станы, печи для спекания и другое оборудование. К июню 1965 г. изготовили необходимое оборудование и провели его монтаж. В январе 1966 г. изготовлены экспериментальные партии ФНС-5, а первая опытно-промышленная партия отправлена на серийный завод в апреле. Впервые в СССР освоено изготовление пористого проката из металлических порошков. Цех пористого проката был принят в эксплуатацию через четыре года.

За первые 20 лет работы цеха пористого проката ВМЗ освоено в производстве более 70 видов порошкового проката пористых, алмазосодержащих, уплотнительных, антифрикционных, контактных и других материалов. По мере роста потребностей осваивались новые разновидности порошкового проката, разработанные в НИИ, КБ и вузах страны.

В начале 60-х годов началась промышленная разработка крупнейшего в СССР и мире месторождения алмазов в пос. Мирный (Якутия). В ГПИ впервые в СССР был применен способ порошковой металлургии для создания пластин-заготовок отрезных кругов для распиливания кристаллов природных алмазов. Перед проведением распиливания на цилиндрическую поверхность круга периодически наносилась алмазная суспензия. Разработанные в ГПИ отрезные круги прошли широкие испытания в ГОСНИИАЛ-МАЗ, а также апробированы на заводе алмазного инструмента в г. Рославль Смоленской области (№ гос. регистрации 25092 от 12.09.1961). Эксплуатационные характеристики разработанных инструментов соответствовали характеристикам аналогичных бельгийских кругов. ГОСНИИАЛМАЗ и ГОЗНАК освоили изготовление кругов из прокатанной бронзовой ленты. В дальнейшем в ГПИ разработали тонколистовые алмазосодержащие пластины, заготовки отрезных кругов для производства электронной техники. Основная материаловедческая проблема заключалась в достижении прочности и вязкости разрушения инструментального материала и отрезных кругов при эксплуатации. Решение усложнялось условиями заказчика: круги должны были содержать до 25% алмазного порошка как абразивной составляющей. Отсутствовали какие-либо доступные конкретные данные о рекомендуемых количестве и зернистости алмазного наполнителя для отрезных кругов микроэлектроники. Были разработаны составы связки на основе медь-олово-никель и технология изготовления материалов толщиной 35–40 мкм с алмазами АСМ 7/5 и АСМ 10/7. Износ по радиусу отрезных кругов составил 0,087–0,097 на 1 м пути резания [17].

В 60–80-е годы проводились исследования по изготовлению листовых материалов УМБ-4 для радиальных уплотнений газовых турбин. Пористые листовые материалы марок ФНС-10 и ФНС-2 применены для фильтрации криогенных жидкостей в системах использования, транспортирования и хранения. ВНИИКАНЕФТЕГАЗ использовал пористые листы титана для тонкой фильтрации проб жидких и газообразных продуктов в системах хроматографов газобензиновых и нефтеперегонных заводов. Пористый материал типа ПНС применен для очистки воздуха на керамических заводах и дополнительной очистки сточных вод гальванических производств. Фильтроэлементы ФНС-5 и ФНС-2 использовались для очистки примесей обессоленной воды в замкнутом контуре изолятора генератора импульсов тока в экспериментальных исследованиях по нагреву плазмы.

Одним из направлений работ в ГПИ являлось изготовление антифрикционных материалов на основе состава железо–графит–медь в виде листов с габаритными размерами 900х600 (С. Н. Бошин, А. В. Сивов, Ю. А. Шоткин под руководством А. Н. Николаева). Созданный листовой прокат применен для изготовления подшипников скольжения больших размеров. Разработана технология изготовления порошковых мишеней для напыления резистивных пленок ионно-плазменным методом.

Вклад нижегородцев в развитие отечественной ПМ был высоко оценен правительством страны. В составе творческого коллектива за работы по прокатным материалам Г. И. Аксенов, А. Н. Николаев, Л. С. Шмелев, В. М. Щекин стали лауреатами премии Совета Министров СССР 1983 г. Г. Ф. Тихонов и В. К. Сорокин были удостоены звания «Заслуженный изобретатель РСФСР».

Одновременно с практической промышленной реализацией новых технологий оформлялись научные труды, сотрудники кафедры защищали кандидатские и докторские диссертации. В 1951 г. Г. И. Аксенов стал доктором технических наук, его ученики А. Н. Николаев и В. К. Сорокин – кандидатами. Развитие научных работ в вузах долгое время держалось на энтузиазме ученых. Только в 1956 г. начались перемены. Постановление Совмина СССР ставило новую задачу: «Разработка теоретических проблем как основа научной работы высших учебных заведений должна быть направлена на выполнение задачи всемерного повышения технического уровня производства и темпов технического совершенствования всех отраслей народного хозяйства» [18]. Министерства и ведомства могли создавать при вузах отраслевые и проблемные научно-исследовательские лаборатории, которым передавались средства, оборудование, выделялось финансирование для фонда заработной платы. Научно-исследовательская работа стала частью нагрузки профессорско-преподавательского состава. В ГПИ формируется материально-производственная база для работ по ПМ. На средства Министерства цветной металлургии СССР строится лаборатория порошковой металлургии. ГПИ становится центром развития технологии и теории ПМ в регионе. В 60–80-е годы научная работа велась в исследовательских группах, в состав которых вводились аспиранты, а научное руководство осуществлялось учениками Г. И. Аксенова.

С 1950 по 1960 г. лабораторию порошковой металлургии посетили представители более 300 организаций страны. Сформировались научно-производственные связи кафедры с промышленными предприятиями и научными подразделениями СССР. Основным партнером лаборатории по поставке новейших разработок порошков металлов стал отдел ПМ ЦНИИЧЕРМЕТ (заведующий отделом Б. А. Борок). К 1960 г. оформилось научное направление кафедры материаловедения ГПИ – разработка новых материалов. Процессы получения, свойства и особенности создаваемых материалов требовали теоретической разработки. В ГПИ начал работать объединенный диссертационный ученый совет по механическим и металлургическим специальностям. Оформилась специфика научных работ других вузов и научных центров: в Ленинградском политехническом институте изучали вопросы прокатки порошков, в Минском политехникуме – обработку металлов давлением. В Киеве основные исследования проводились по прессованию и спеканию металлов и т. д.

Время энтузиастов ПМ заканчивалось. Со второй половины 60-х годов развитие научных работ по ПМ направлялось, в том числе директивными документами Советского Правительства. Так, Постановление Совета Министров СССР № 1009 от 20.12.1968 г. ставило задачу создания фильтровального материала из порошка нержавеющей стали для очистки примесей размером 2 мкм. В ГПИ создали материал ФСН -2. Постановление Совета Министров РСФСР № 770 от 13.12.1968 направлено на разработку пористого электротехнического титана. Работа в ГПИ велась в рамках научной темы 0.73.210 (материалы ПТЭ-1 и ПТЭ-2).

Управление исследованиями в области ПМ осуществлялось и в рамках научно-технических программ Минвуза СССР. В 1981–1985 гг. – программа «Авиационные технологии» (тема НИР № 04.01.22); в 1986–1990 гг. – «Порошковая металлургия» (тема НИР № 03.03.03); в 1992–1994 гг. – «Исследования в области порошковых технологий» (тема № 92/32Ф).

К 90-м годам заложенное Г. И. Аксеновым в Горьком научное направление ПМ выросло в научную школу. Сформировался основной коллектив кафедры материаловедения, началась подготовка научных кадров, ставших впоследствии известными и авторитетными специалистами. На основе обобщения многолетних исследований и разработок в 1984–2002 гг. защитили докторские диссертации А. Н. Николаев, Г. С. Шмаков, В. А. Васильев, В. К. Сорокин. Отдельные результаты научных достижений в области ПМ, их уникальная реализация в производстве представлены в учебных пособиях. С 50-х годов студентам преподается курс «Порошковая металлургия».

Успешное в целом развитие ПМ в НГТУ обусловлено комплексом обстоятельств. Прикладная направленность работ, экономическая востребованность полученных научных результатов – составные части успеха. Результат немыслим без грамотной организации научной деятельности, без лидера и научных кадров. Г. И. Аксенов – ученый и организатор науки заложил прочный фундамент развития ПМ. К работе привлекались талантливые, амбициозные, молодые ученые. Максимально использовалось преимущество вузовской организации науки – работа в небольших, мобильных научных группах. Слож-

лась схема взаимовыгодного партнерства НГТУ и промышленных предприятий региона и страны. Контакты осуществлялись напрямую, научный коллектив не только не испытывал дефицита в заказах, напротив, в отдельные периоды работа велась по нескольким заявкам параллельно в нескольких научных группах. Причиной отказа от заявок часто становились ограничения во времени. Успех научной работы определялся профессионализмом, достаточными моральными и материальными стимулами к работе. Как стратегическое направление, ПМ в НГТУ получало разнообразную поддержку центральных министерств и ведомств. Созданная на протяжении десятилетий четкая схема взаимодействия вуз–производство при активном участии государства, осуществлявшем руководящие и контролирующие функции, работала продуктивно по причине нацеленности на конечный высокий результат.

Литература

1. Порошковая металлургия в СССР. История. Современное состояние. Перспективы / Под. ред. И. Н. Францевича, В. И. Трефилова. М., 1986.
2. Роман О. В. Развитие порошковой металлургии за 40 лет // 40 лет лаборатории порошковых металлов в Республике Беларусь. Минск, 2000. С. 4–29.
3. Сердюк Г. Г., Чернышев Л. И. Развитие порошковой металлургии в Украине. URL: <http://www.science.by/upload/iblock/663/663783ad3f75d332db5ad9dcd6319ca.pdf>. (проверено 15.12.2014).
4. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения / Под. ред. И. М. Федорченко. Киев, 1985.
5. Центральный архив Нижегородской области (ГКУ ЦАНО). Ф. 2464. Оп. 9а. Д. 3. Л. 3.
6. Центральный архив Нижегородской области (ГКУ ЦАНО). Ф. 2464. Оп. 9а. Д. 3. Л. 5.
7. Благин В. И. Состояние экспериментальных и исследовательских работ и внедрение технологии порошковой металлургии в автомобильном производстве // Порошковая металлургия. Минск, 1966. С. 361–363.
8. Аксенов Г. И., Сорокин В. К. Науглероживающее спекание железокерамических изделий // Порошковая металлургия. 1955. Вып. 2. С. 45–53.
9. Банникова Н. Ф. Из истории становления Куйбышевского филиала научно-исследовательского института авиационных материалов (1959–1965 гг.) // Изв. Самарского научного центра Российской академии наук. 2006. Т. 8. № 3. С. 815–823.
10. Семенов Ю. Н. Пористые металлические пластины для изготовления фильтров // Науч.-техн. сб. 1961. Вып. 1. С. 59–66.
11. Сорокин В. К. Изготовление тонких высокопористых пластин из нержавеющей стали методом порошковой металлургии // Передовой научно-технический и производственный опыт. Тема 2. № М-61–177/1. Изготовление деталей методом порошковой металлургии. М., 1961. Вып. 1. С. 1–5.
12. Хромов В. Г. Получение высокопластичного титана прокаткой порошка // Порошковая металлургия: Тр. Всесоюз. межвуз. конф. Куйбышев, 1963. Вып. 16. С. 93–105.
13. Николаев А. Н., Хренов В. А. Прокатка и спекание ленты из распыленного порошка нержавеющей стали // Тр. Всесоюз. науч.-техн. конф. по металлокерамическим материалам и изделиям. Ереван, 1973.
14. Сорокин В. К. Фильтрующие перегородки из пористых листов титана // Химическое и нефтяное машиностроение. 1976. № 5. С. 46–47.
15. Шмелев Л. С. История создания опытно-промышленного производства проката металлических порошков на Выксунском ордена Ленина металлургическом заводе. Выкса, 2007. С. 44.
16. Парышев В. М., Шоткин Ю. А. Исследование прокатки порошковых смесей с наполнителем в виде твердой смазки // Порошковая металлургия. 1975. № 10. С. 9–13.
17. Астров Е. И., Николаев А. Н., Хромов В. Г., Федоров В. В. Получение биметаллических сталебронзовых заготовок для подшипников скольжения больших размеров // Антифрикционные и фрикционные материалы. Киев, 1978.
18. Постановление Совмина СССР от 12.04.1956 № 456 «О мерах улучшения научно-исследовательской работы в высших учебных заведениях» // Информационно-справочная online система «ТЕХНОРМА. РУ». URL: <http://www.tehnorma.ru> (проверено 15.12.2014).

References

1. *Poroshkovaya metallurgiya v SSSR. Estoreja. Sovremennoe sostojanie. Perspektivy.* (1986) [Powder metallurgy in USSR. History. The contemporary condition. Perspectives] Red. I. N. Frantsevych, V. I. Trefilov. Moscow. (In Russ.).
2. *Roman O. V. Razvitie poroshkovej met'allurgii za 40 let // 40 let laboratorii poroshkovyh metallov v Respubliki Belarus' / Red. kol. E. A. Doroshkevich (gl. red.) i dr.* [The development of powder metallurgy for 40 years // 40 years of powder metals laboratory in the Republic of Belarus / red. count. E. A. Darashkevich (ch), etc.]. Minsk, 2000, pp. 4–29.
3. *Serdjuk G. G., Chernyshev L. I. Razvitie poroshkovo metallurgii v Ukraine* [Development of powder metallurgy Ukraine]. Available at: <http://www.science.by/upload/iblock/663/663783ad3f75d332db5ad9dcd6319ca.pdf> (accessed 15 December 2014) (In Russ.).
4. *Poroshkovaya metallurgija. Materialy, tehnologii, svojstva, oblasti primenenija.* (1985) [Powder metallurgy. Materials, technology, properties, applications]. Ed. I. M. Fedorchenko. Kiev. (In Russ.).
5. *Central'nyi archiv Nizhegorodskoi oblasti* [Central archive of the Nizhny Novgorod region] F. 2464. Op. 9a. C. 3. P. 3. (In Russ.).
6. *Central'nyi archiv Nizhegorodskoi oblasti* [Central archive of the Nizhny Novgorod region] F. 2464. Op. 9a. C. 3. P. 5. (In Russ.).
7. *Blagin V. I.* (1966). *Sostojanie eksperimental'nyh issledovatel'skih rabot i vnedrenie tehnologii poroshkovej metallurgii* [Status of experimental and research works and introduction of technology of powder metallurgy automobile production]. Poroshkovaya metallurgii [Powder metallurgy]. Minsk, pp. 361–363. (In Russ.).

8. **Aksenov G. I., Sorokin V. K.** (1955). *Nauglerozhivajushhee spekanie zhelezokeramicheskikh izdelij* [Nauglerozhivajushhee zhelezokeramicheskikh bonding products]. *Porochcovay metallurgiy* [Powder metallurgy]. Moscow, Iss. 2, pp. 45–53. (In Russ.).
9. **Bannikova N. F.** (2006) *Iz istorii stanjvleney Kuibuchevskogo feleala nauchno-essledovatel'skogo instituta aveazionnuh materialov* (1959–1965) [From history of the Kuibyshev branch of the Research Institute of aviation materials (1959–1965)]. *Izvestiy Samarscogo nauchnogo zentra Rossiyskoi akademii nauk = News of the Samara scientific centre of Russian Academy of Sciences*. Samara. T. 8, no. 3, pp. 815–823. (In Russ.).
10. **Semenov Y. N.** (1961). Poristue metallicheskie plastinu dly izgotovleniy filtrov. [Porous metal plates for manufacturing filters]. *Nauchno-tehnicheskii sbornik = Scientific and technical collection*. Gorky, Iss. 1, pp. 59–66. (In Russ.).
11. **Sorokin V. K.** (1961). Izgotovlenie tonkih vysokoporistyyh plastin iz nerzhavayushhej stali metodom poodshkovooy metallurgii [Manufacturing fine-porous plates stainless steel by powder metallurgy]. *Peredovoy nauchno-tehnicheskij i proizvodstvennyy opyt = Advanced scientific, technological and industrial experience*. Tema 2. No M-61-177/1 [Topic 2. № M-61-177/1]. Izgotovlenie detalej metodom poroshkovooy metallurgii [Production of parts using powder metallurgy]. Moscow, Iss. 1, pp. 1–5. (In Russ.).
12. **Khromov V. G.** (1963). Poluchenie vysokoplasticnogo titana prokatkoj poroshka [Getting high-ductility titanium rolling powder]. *Vsesojuznoj mezhvuzovskoy konferencii «Porochkovaya metallurgiya» = Vsesojuz. hunting rituals. conference «Powder metallurgy»*. Kuibyshev aviation. Inst. Kuybyshev, Iss. 16, pp. 93–105. (In Russ.).
13. **Nikolaev A. N., Hrenov V. A.** (1973) [Rolling and sintering of powder sprayed stainless steel] *Trudy Vsesojuznogo nauchno-tehnicheskoy konferencii po metallokeramicheskim materialam i izhdelijam*. Erevan. *Trudy Vsesojuz. scientific-technical conference on metallokeramicheskim materials and products*. Yerevan Polytechnic. Inst. Yerevan. (In Russ.).
14. **Sorokin V. K.** (1976). [Filtering baffle from porous titanium sheets]. *Chimicheskoe i nefijanoje mashinostroenie = Chemical and petroleum engineering*. Moscow, no. 5, pp. 46–47. (In Russ.).
15. **Shmelev L. S.** (2007). *Istoriya sozdanja opyto-promyshlennogo proizvodstva pokata meallicheskih poroshkov na Vyksunskom ordena Lenina metalluricheskomo zavode* [History of creation of experimental-industrial production of rolled metal powders at Vyksunsky metallurgic plant, the order of Lenin]. Vykxa, 44 p.
16. **Paryshev V. M., Shotkin Ja. A.** (1975) Issledovanie prokatki poroshkovyyh smesey v vide tverdoj smazki [Study rolling powder mixtures with a filler in the form of solid lubricants]. *Poroshkovaya metallurgiya = Powder metallurgy*. no. 10, pp. 9–13. (In Russ.).
17. **Astrov E. I., Nikolaev A. N., Hromov V. G., Fjodorov V. V.** (1978). Poluchenie bimetallicheskih stalebronzovyh zagotovok dlja podshipnikov skol'zhenija bol'shix razmerov [Getting bimetallic billets used for bearings of large sizes]. *Antifrikcionnyye i frikcionnyye materialy = Antifrictional and frictional materials*. Kiev.
18. **Postanovlenie Soveta Ministrov SSSR on 12.04.1956 no. 456** [Decision of the Council of Ministers of the USSR from 12.04.1956 № 456]. «O merah uluchseniy nauchno-essledovatel'skoi rabotu v vuscheh uchebnux zavedeniyh».[«On the measures of improving the scientific research work in higher educational institutions]. Information online system TEHNORMA. RU. Available at: <http://www.tehnorma.ru> (accessed 15 December 2014). (In Russ.).

УДК 621.745.5

Поступила 24.05.2017

ДВИЖЕНИЕ И СМЕШИВАНИЕ ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ В РОТАЦИОННЫХ ПЕЧАХ

THE MOVEMENT AND MIXING OF DISPERSED MATERIALS IN ROTARY FURNACES

С. Л. РОВИН, УП «Технолит», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: 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

S. L. ROVIN, Technolit Co, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: technolit@tut.by,
L. E. ROVIN, V. A. ZHARANOV, V. S. MAZUROV, Gomel State Technical University named after
P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, Ocyabrya ave. E-mail: kaf_metallurgy@gstu.by

В статье рассматриваются вопросы движения и тепломассообмена в слое дисперсного материала, находящегося в ротационной печи. Представлены результаты комплексного исследования этих процессов, включающие натурные эксперименты, имитационное и компьютерное моделирование, которые позволяют оптимизировать конструкцию и параметры работы ротационных печей.

This article describes motion and heat and mass transfer in the layer of dispersed material in a rotary furnace. Presents the results of a comprehensive study of these processes, including pilot studies, computer modeling and simulation, which allow to optimize the design and process parameters of rotary furnaces.

Ключевые слова. Дисперсные материалы, нагрев, перемешивание, ротационные печи, моделирование.

Keywords. Dispersion materials, heating, mixing, rotary furnaces, simulation.

Эффективность тепловой обработки дисперсных материалов в процессах тепловой сушки, нагрева, обжига, плавки определяется интенсивностью тепломассообмена между газом-теплоносителем и слоем материала, а также непосредственно в слое частиц. Теплообмен в слое определяется характером движения материала, который может изменяться от статического (при неподвижном слое) до динамического (при перемешивании частиц) или взвешенного (псевдооживленного, при продувке слоя потоком газов).

Режим нагрева дисперсного материала во взвешенном состоянии отличается высокими скоростями, а установки, его реализующие, соответственно высоким термическим КПД. Однако применение таких установок возможно лишь для материалов с относительно узким спектром дисперсности, например, для песка. В остальных случаях (при термообработке полидисперсных материалов, таких, как стружка, окалина, шламы и т. п.), как правило, используются ротационные (вращающиеся) печи, где материал перемешивается при пересыпании.

Поток газов-теплоносителей, проходя над поверхностью материала, передает тепло и нагревает их за счет конвекции и частично излучения. Очевидно, что тепловому воздействию газового потока подвергается только тонкий верхний слой. Линейные скорости газов не могут быть большими (более 5 м/с) во избежание уноса дисперсных частиц. При рабочей длине вращающихся плавильных (так называемые короткобарабанных) печей, составляющей 2–5 м, газы находятся в контакте с материалом не более 1 с. Соответственно КПД большинства печей такого типа не превышает 7–10%.

Для эффективной работы нагревательных вращающихся печей приходится увеличивать время пребывания газов-теплоносителей в рабочей зоне печей за счет увеличения их длины. В химической промышленности, производстве стройматериалов, металлургии используются так называемые трубчатые печи длиной 50–150 и даже 200 м при диаметрах 2–5 м. В литейном производстве применяются «малые» печи длиной 20–40 м для сушки песка, глины и т. п. Такое увеличение длины вращающихся печей

повышает КПД до 25–30%, но одновременно требует увеличения их энергетической мощности и соответственно объемов производства, возрастает сложность в управлении и эксплуатации оборудования. Применение подобных печей для плавки невозможно.

Появившиеся относительно недавно ротационные наклоняющиеся печи (РНП) с петлеобразным движением газов открывают новые возможности при обработке дисперсных материалов. Движение газов в таких печах носит сложный циркуляционный характер, при котором скорости вращения значительно выше поступательной скорости потока, что увеличивает время пребывания газов в рабочем пространстве, повышает эффективность передачи тепла материалу и уменьшает унос дисперсных и ультрадисперсных частиц. Однако в полной мере использовать преимущества таких печей не позволяет недостаточная изученность происходящих в них тепломассообменных процессов. Это связано прежде всего с трудностями проведения исследований динамического пересыпающегося слоя внутри вращающейся печи. Сложность натурных экспериментов не позволяет однозначно выявить и описать поведение дисперсного материала, строение слоя, его динамику, интенсивность перемешивания и т. п.

Попытки описания процесса и соответственно структуры слоя предпринимались рядом исследователей. Известны работы Н. Н. Васильева, Э. В. Дженике, Р. Л. Зенькова, Г. А. Гениева, В. Ф. Першина и др., в которых на основе положений механики грунтов рассматривались различные аспекты движения и строения слоев сыпучих материалов, распределения нагрузок, устойчивости и т. п. [1, 2]. Однако условия в РНП и характеристики применяемых полидисперсных шихтовых материалов значительно отличаются от исследовавшихся в этих работах.

Для анализа движения дисперсного (сыпучего) материала и структуры слоя традиционно используют уравнения динамического равновесия сил, действующих на частицу (элемент) слоя, в которых учитываются только масса частички и центробежные силы, возникающие при вращении слоя [2]. К сожалению, эта упрощенная схема пригодна лишь для установок типа шаровых мельниц, так как не учитывает адгезионные свойства частиц.

Представления о движении и структуре слоя дисперсного (сыпучего) материала во вращающихся печах, используемые в механике сплошной среды, сводятся к упрощенной модели слоя, состоящей из двух зон: внутренней зоны транспортирования, где смешивания не происходит, и материал движется как плотное тело, и зоны активного смешивания или обрушения (рис. 1). Последняя зона располагается над линией обрушения, которая соединяет точки касания слоя материала в моменты захвата и отрыва от стенки печи.

Этой схеме соответствует математическое описание, в котором слой активного смешивания рассматривается либо как бесконечно тонкая пленка и сводится к характеристике поверхностного потока (рис. 1, а) [3], либо имеет конечную толщину (рис. 1, б) [4].

В последнем случае скорость в зоне обрушения равна:

$$U = \frac{1(a+x)\omega}{2h^2(x)}(y+h_0)^2 - \omega x, \quad (1)$$

где a – половина длины линии обрушения; x, y – текущие координаты ($x \rightarrow a$); h, h_0 – высота слоя в текущей и центральной (по диаметру печи) точках.

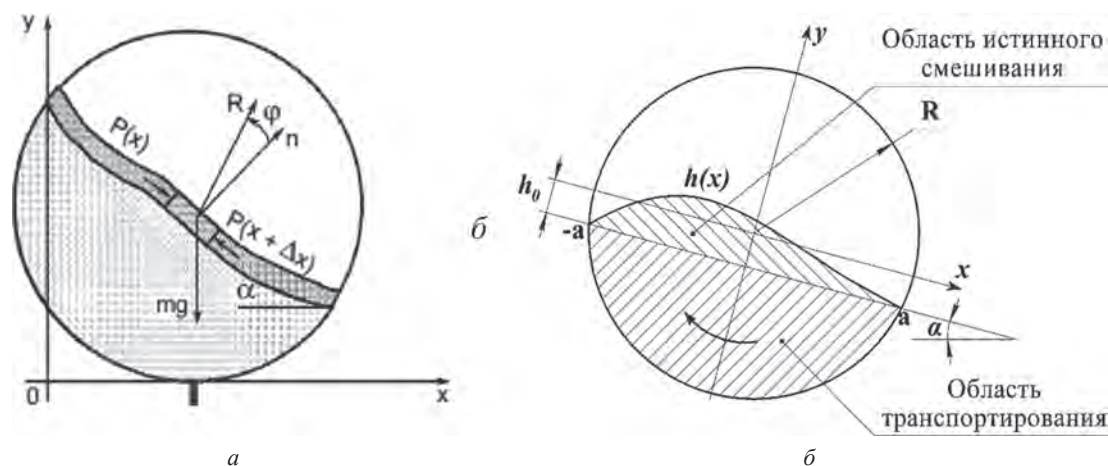


Рис. 1. Структура слоя дисперсного пересыпающегося материала во вращающейся печи: а – [3]; б – [4]

С учетом баланса сил для этой же схемы скорость частицы может быть определена из выражения:

$$U_S = k_S \frac{\sqrt{R/g}}{\rho V_k} (F_g - F_\alpha) \sin \alpha, \quad (2)$$

где R/g – временной масштаб данной системы; F_g и F_α – сила тяжести и интегральная сила давления на частицу со стороны примыкающих частиц – своеобразная «выталкивающая» (или боковая) сила; k_S – безразмерный коэффициент сегрегации; ρ и V_k – плотность и объем частицы. Переход частицы из скользящего поверхностного слоя в плотный транспортирующий возможен тогда, когда $F_g > F_\alpha$.

Схема «а» на рис. 1 в определенной степени может использоваться лишь для описания движения материалов, имеющих очень низкие адгезионные свойства, например, для сухого песка или стружки, нагретой до температуры 700–800 °С. Схема «б» имеет большее приближение к реальной структуре динамического слоя во вращающихся печах. Однако и в этом случае сопоставление результатов расчета с экспериментальными данными дает значительные отклонения, что отмечается теми же авторами [4] (рис. 2).

При расчете движения реальных полидисперсных сыпучих материалов в ротационных печах, например дисперсных металлоотходов, помимо гравитационных и центробежных сил, необходимо учитывать силы аутогезии, которые определяют угол внутреннего трения, силы бокового давления, определяемые высотой слоя, удельной плотностью материала и коэффициентом Пуассона, а также особый пульсационный (перманентно-дискретный) режим движения слоя, при котором образуются динамически неустойчивые своды, создающие дополнительные горизонтальные силы, прижимающие частицы к стенке печи.

Боковое давление на стенки емкости, в которой находится дисперсный сыпучий материал, достаточно хорошо известно из практики эксплуатации бункеров в литейном и металлургическом производстве, в том числе с песком, окатышами, флюсами, коксом и т. д. [5–7]. В отличие от статического давления сплошной среды (жидкости) оно зависит не только от плотности и высоты столба материала, но и от его адгезионных и аутогезионных сил, и от режима движения слоя.

Масса столба (слоя) материала (G) и так называемая активная масса (P), воспринимаемая днищем, различаются:

$$P = G - P_c - P_k, \quad (3)$$

где P_c – сила трения о стенки; P_k – сила внутреннего трения слоев, перемещающихся относительно друг друга.

Активная масса достигает 40–45% от массы слоя при опускающемся материале, а при высоте слоя (H), большем диаметра емкости или разгружающего отверстия, стремится к нулю. Это явление «подвигания» материала хорошо известно в практике работы шахтных печей, а при работе с песком и другими сыпучими материалами оно приводит к неравномерной разгрузке. Если исключить влияние подпора газового потока, боковое давление материала (P_S) может быть получено из уравнения [5]:

$$dPF = \gamma F dh - \mu P_S \Omega dh, \quad (4)$$

где F – площадь сечения столба материала над плоскостью свода; γ – насыпная масса материала; Ω – периметр рассматриваемого элемента «свода»; μ – коэффициент трения о стенки.

Отсюда как предельный случай при $P = 0$:

$$P_S = \frac{\gamma F}{\mu \Omega}, \text{ Н/м}^2. \quad (5)$$

В реальных условиях движение слоя и, в частности, перемешивание определяются силами межчастичных связей (аутогезией) и внутреннего трения в слое, адгезией и силами трения на границе «материал – футеровка», силами инерции, бокового давления и силой тяжести. На верхний слой частиц, особенно при обрушении, действуют также аэродинамические силы скоростного потока газов. Силы бокового давления связаны с образованием в движущемся слое динамически неустойчивых сводов [6, 7]. Схема нагружения частиц слоя, учитывающая действие боковых (распорных) сил, приведена на рис. 3.

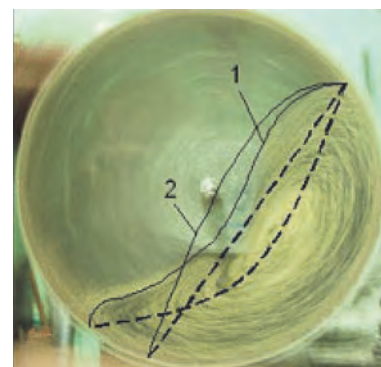


Рис. 2. Конфигурация динамического слоя во вращающемся барабане: 1 – контуры реального слоя; 2 – расчетные данные

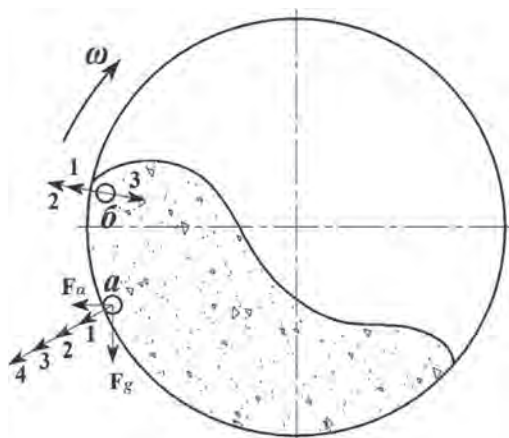


Рис. 3. Силы, действующие на элементы слоя: a – в «транспортной» зоне; b – в зоне отрыва: 1 – центробежные силы; 2 – силы адгезии; 3 – проекция силы тяжести; 4 – проекция силы бокового давления

Разрушение (разгрузка) слоя в верхней точке подъема (точка b , рис. 3) происходит при изменении баланса сил. Далее, после естественного торможения, вызванного силами аутогезии, что приводит к утолщению в верхней части слоя, происходит обрушение и ускорение скольжения частиц во встречном по отношению к «транспортной» зоне направлении. Это приводит к уменьшению толщины слоя в средней части (образуется характерная впадина). Затем по ходу скольжения по поверхности материала скорость частиц уменьшается, а угол наклона свободной поверхности слоя приближается к углу естественного откоса материала. Прогиб (впадина) на свободной поверхности слоя тем глубже, чем выше скорость вращения печи. После перехода за диаметр скорость частиц замедляется. В результате торможения образуется выходной валик. Затем частичка контактирует с поверхностью печи и начинается движение в направлении вращения, синхронное с внутренней поверхностью корпуса печи. В поперечном сечении динамический слой приобретает чечевицеобразную

форму, что хорошо заметно и в натуральных условиях, и при имитационном моделировании (рис. 4).

С целью исследования движения дисперсных материалов в условиях РНП была разработана методика имитационного моделирования. Первые эксперименты проводили с использованием реальной окалины и стружки (рис. 5).

Однако при этом нарушается подобие соотношений размера частиц и диаметров печи и модели, а также адгезионных и аутогезионных сил, что сказывалось на конфигурации слоя и режимах движения частиц. Особенно очевидно это отличие для неподготовленной стружки, где силы аутогезии значительно превосходят силы адгезии. Слой при этом работает путем дискретного обрушения и скользящего верхнего слоя не наблюдается.

Адекватные результаты получены, когда модель выполнена на основе принципов гидродинамического подобия ($Re_{\text{мод}} \approx Re_{\text{РНП}}$) с учетом масштабного фактора, в частности, соотношения размеров моде-

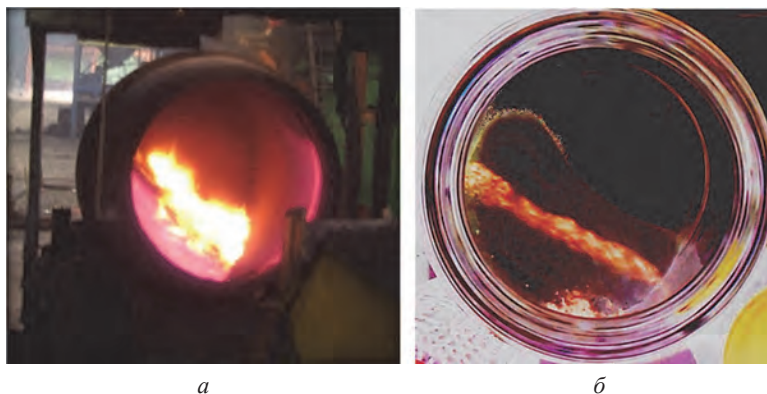


Рис. 4. Положение дисперсного материала при вращении: a – стружка при нагреве в РНП; b – имитационная модель

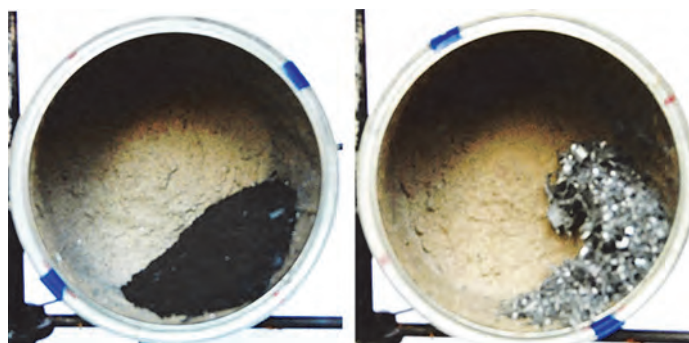


Рис. 5. Моделирование работы слоя окалины и стружки в ротационной установке: a – окалина с дисперсностью $d_{50} < 1 \text{ мм}$; b – стружка с дисперсностью $d_{50} > 2,5 \text{ мм}$ (вращение против часовой стрелки)

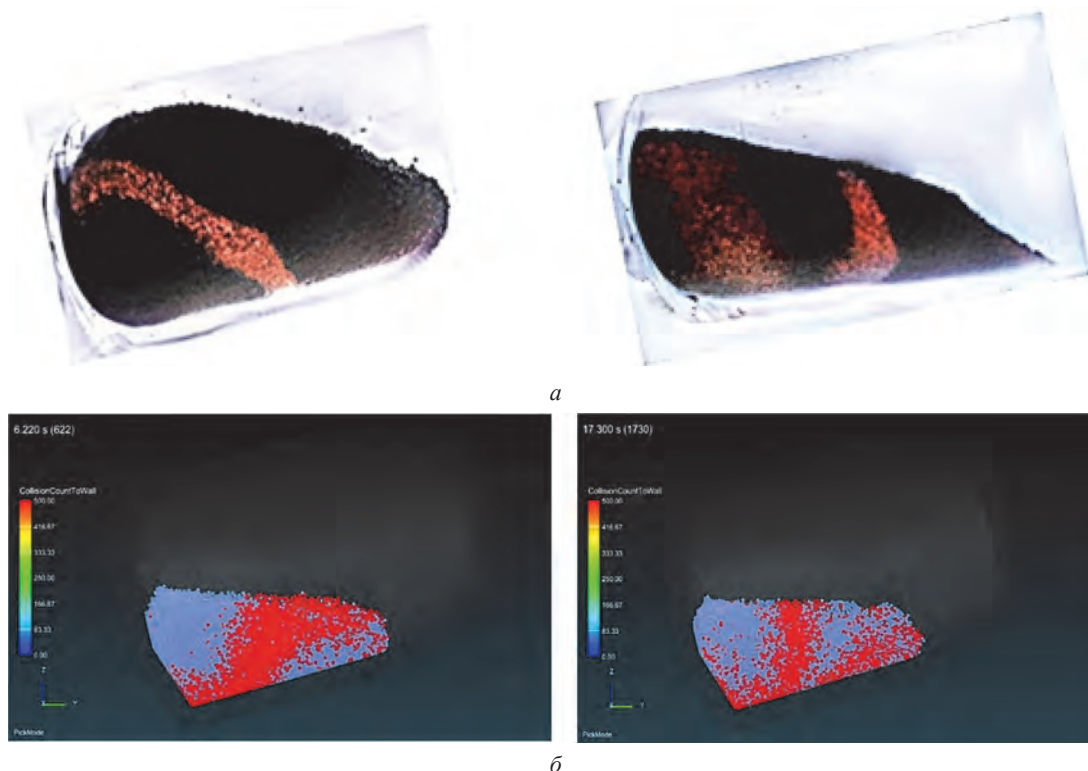


Рис. 6. Движение (перемешивание) дисперсных материалов, находящихся в РНП, в осевом направлении (слева – один оборот с момента начала вращения, справа – три оборота): *а* – имитационное моделирование; *б* – компьютерное моделирование

ли и частиц материала. Характерным подтверждением достигнутого гидродинамического подобия является формирование профиля слоя, идентичного реальному (см. рис. 4).

Путем имитационного моделирования установлено, что скорость «вращения» материала в ротационных печах значительно выше, чем скорость вращения корпуса печи. Это превышение зависит от относительного объема загрузки и величины сегмента, занимаемого материалом. При коэффициенте загрузки печи $V_{\text{мат}}/V_{\text{печ}} \approx 0,3$, что чаще всего используется, скорость вращения материала примерно вдвое превышает скорость вращения печи.

В РНП, имеющей рабочее положение под углом к горизонту (как правило, в пределах $12\text{--}18^\circ$), чем ближе материал находится к горловине печи, тем меньший сегмент окружности он занимает и тем быстрее вращается: больше оборотов совершает за один оборот печи. Градиент скорости в сечении слоя способствует перемешиванию материала и переносу тепла. Как показали дальнейшие компьютерные исследования, абсолютное значение градиента зависит от соотношения адгезионных, аутогезионных и гравитационных сил. При малом сцеплении материала с футеровкой, когда силы аутогезии превышают силы трения, материал начинает проскальзывать по поверхности печи, что замедляет обменные процессы.

Было обнаружено также, что перемещение материала в РНП в отличие от печей с горизонтальной осью вращения происходит не только в сечении, перпендикулярном оси вращения печи, но и в продольном направлении (рис. 6).

В сечении, перпендикулярном оси вращения, частицы, находящиеся во внешнем слое, перемещаются непрерывно: в зоне, примыкающей к поверхности печи, они движутся по окружности за счет сил адгезии и внешнего трения, а на свободной поверхности слоя скользят под действием гравитационных сил и сил инерции, преодолевающих силы аутогезии.

В продольном направлении от горловины печи к ее днищу частицы перемещаются дискретно – в момент обрушения слоя или скольжения по его поверхности.

Перемещение материала к днищу печи приводит к образованию в зоне, прилегающей к нему, придонного вала – области, приподнятой над уровнем свободной поверхности материала. При увеличении высоты вала под действием силы тяжести частички, находящиеся на его вершине, соскальзывают в направлении горловины печи. Это скольжение в сочетании со сдвигом от днища к горловине печи за счет бокового (распорного) давления формирует встречное движение материала в продольном направлении. В результате движение вдоль оси печи становится возвратно-поступательным, что в сочетании с враще-

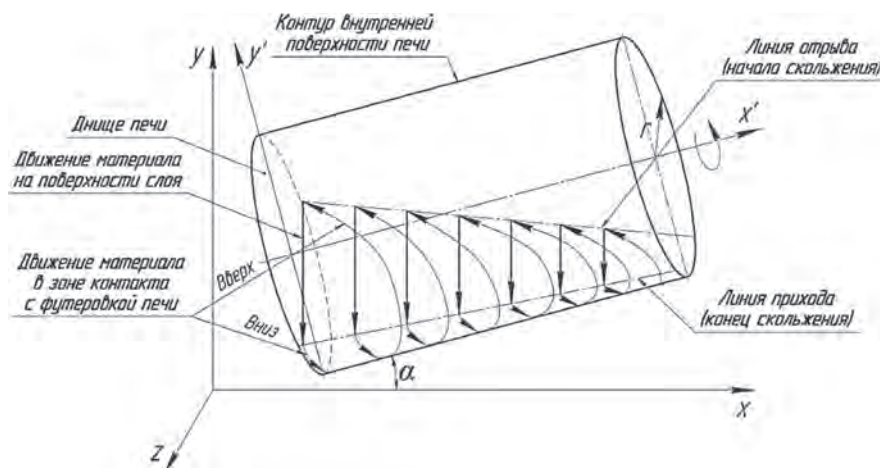


Рис. 7. Траектория движения частиц, находящихся на поверхности слоя материала в РНП

нием в поперечном сечении превращается в характерное для РНП винтовое возвратно-поступательное движение, обеспечивающее активное перемешивание материала как в радиальном, так и в осевом направлении. Схема движения частиц материала, находящегося на поверхности слоя в РНП, построенная по результатам комплексного моделирования, представлена на рис. 7.

Для определения количественных характеристик движения слоя и отдельных частиц материала в РНП, что необходимо для получения реальных параметров тепломассобмена, расчета и конструирования печей, было проведено компьютерное моделирование с помощью ППП CD-Adapco Star CCM+, Prometech ParticleWork и метода дискретных (конечных) элементов DEM (Discrete Element Method). STAR-CCM+ и ParticleWorks позволяют анализировать и корректировать данные и отслеживать развитие процесса по мере выполнения расчета [8].

Метод DEM в отличие от методов, которые применяются в молекулярной динамике, позволяет моделировать движение частиц с несферической поверхностью и активно используется для расчета движения большого количества частиц, таких, как песчинки, гравий, галька, и других твердых материалов [9]. Основным положением метода является то, что материал состоит из отдельных дискретных частиц, которые могут иметь различные поверхности и свойства. Моделирование начинается с помещения всех частиц в конкретное положение и придания им начальной скорости.

Расчет выполняли на основе мгновенного баланса сил тяжести, инерции и сил контакта рассматриваемых частиц с другими частицами и поверхностью печи. Частицы при этом рассматриваются как твердые и упругие тела, размер которых задается по данным натурных экспериментов с учетом масштабного фактора. Частицы совершают поступательное и вращательное движения. В расчете учитываются также силы аутогезии и адгезии.

Чтобы найти результирующую силу, воздействующую на каждую частицу, эти силы складываются. Для расчета изменения положения и скорости каждой частицы в течение определенного временного шага используется метод итераций. После того, как новое положение найдено, оно используется для расчета сил в течение следующего шага, и этот цикл программы повторяется до тех пор, пока процесс не стабилизируется или до окончания заданного времени. Фрагменты движения материала представляются в скалярной форме. Функцией скалярного поля является линейная скорость частиц.

Решающее влияние на распределение скоростей в слое и их абсолютные значения оказывают соотношение сил адгезии и аутогезии и их изменения, связанные с нагревом слоя и изменением характеристик поверхности частиц материала.

Движение частиц при моделировании описывали уравнениями поступательного движения – относительного сдвига и вращательного движения:

$$m \frac{d}{dt} v = F, \quad (6)$$

$$I \frac{d}{dt} w = T, \quad (7)$$

где m – масса частицы; v – скорость; F – сила; I – момент инерции; w – угловая скорость; T – крутящий момент.

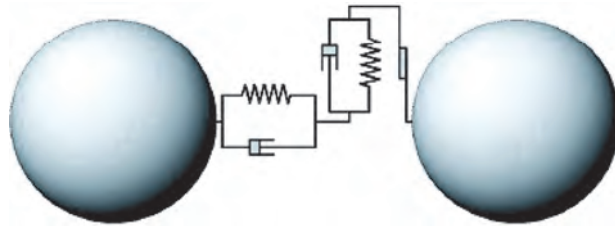


Рис. 8. Схема межчастичного взаимодействия

В случае сферической частицы момент инерции выражается следующим уравнением:

$$I = \frac{2}{5} m a^2, \quad (8)$$

где a – радиус сферической частицы.

Взаимодействие между частицами рассматривается как совокупность всех возможных контактов – упругого, вязкого и пластичного, и может быть представлено в виде схемы (модели), собранной из элементарных ячеек (рис. 8): жесткой пружины (упругость), демпфера (вязкость), ползуна (пластичность) [8].

Результирующее действие определяется характеристиками частичек и режимом их движения:

$$F_{\text{DEM}}^n = -k\delta^n - \eta(v_i^n - v_j^n), \quad (9)$$

$$F_{\text{DEM}}^t = -k\delta^t - \eta\left((v_i^t - v_j^t) + (r_i w_i) + (r_j w_j)\right), \quad (10)$$

где k – постоянная упругости; δ – деформация; η – коэффициент вязкого трения (демпфирования); v – скорость; r – расстояние от центра тяжести частицы до точки контакта; w – угловая скорость вращения частички; верхний индекс n обозначает нормальную составляющую; t – тангенциальную составляющую; индексы i и j – номер частицы.

Когда отношение тангенциальной и нормальной составляющей контактной силы превышает коэффициент трения μ , частица материала скользит по поверхности, что отражается с помощью модели пластичности.

В процессе компьютерного моделирования учитывали следующие основные физические, геометрические и технологические параметры, влияющие на характер движения дисперсных материалов во вращающихся печах: диаметр рабочего пространства (D); длина рабочего пространства (L); угол наклона печи (α_n); скорость вращения печи (v_n); температурный режим (t_n, t_k); размер частиц (l_0); форма частиц; сила межчастичных связей (аутогезия) и внутреннего трения в слое (μ_s); сила трения на границе «дисперсный материал-футеровка» (адгезия) ($F_{\text{тр}}$); плотность частиц (ρ).

В результате численного моделирования впервые были получены не только представления о характере движения дисперсных материалов в ротационных печах с наклонной осью вращения, структуре слоя по всей длине печи, скоростях отдельных частиц, но исследован процесс смешивания или конвекции в слое, причем определены количественные значения каждого из параметров и их взаимосвязи с параметрами работы и конструкции печи.

Моделирование подтвердило, что в поперечном сечении слоя материала условно могут быть выделены относительно неподвижное ядро и активно циркулирующая вокруг него периферийная зона. При этом скорости движения частиц в ядре и на периферии слоя могут отличаться в десятки и даже сотни раз, однако четкой границы между зонами не существует. Кроме того, абсолютные значения и распределение скоростей меняются во времени и в зависимости от расстояния рассматриваемого сечения относительно дна или горловины печи.

Некоторые результаты моделирования движения материала в РНП представлены на рис. 9–12: на рис. 9 – распределение скоростей частиц материала в поперечном и продольном сечениях слоя в разные моменты времени и на разном расстоянии от горловины печи; на рис. 10 – процесс перемешивания (усреднения) состава, отражающий перераспределение температуры за счет конвективного теплообмена в динамическом (вращающемся) слое материала; на рис. 11 – число и продолжительность контактов частиц с поверхностью печи, позволяющие оценить количество тепла, получаемого слоем материала от стенок (футеровки) печи за счет теплопроводности; на рис. 12 – траектории движения отдельных частиц слоя материала, позволяющие не только определить скорость частицы в различные моменты времени,

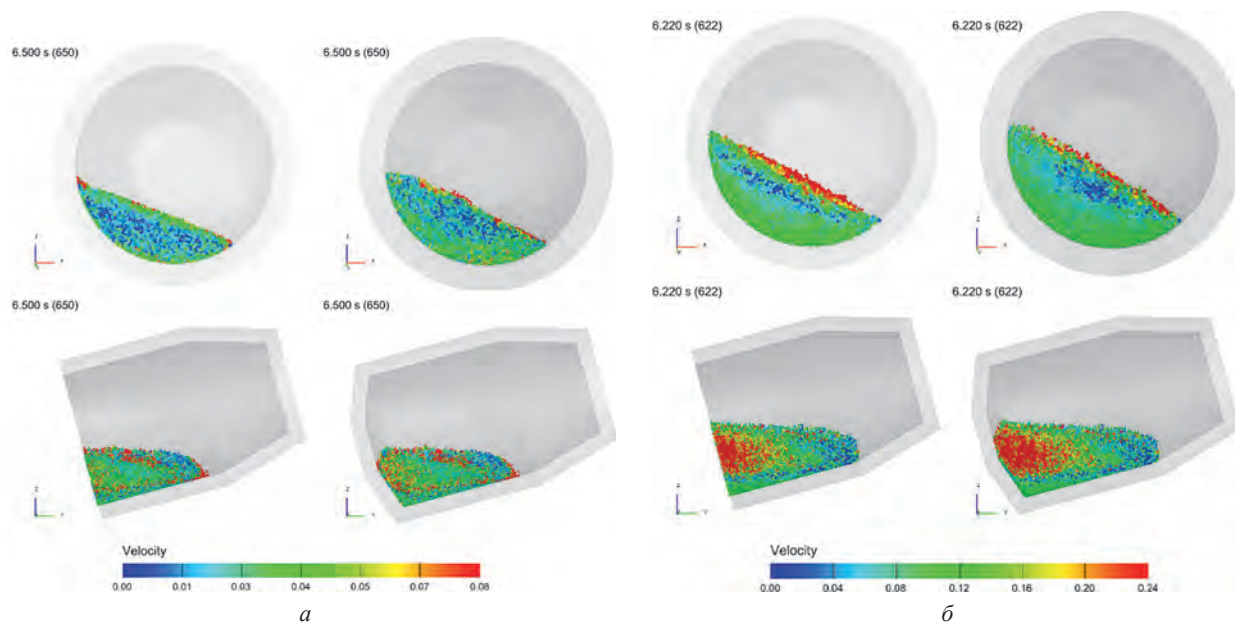


Рис. 9. Распределение скоростей дисперсных частиц в слое материала, находящегося в РНП: *а* – вращение печи со скоростью 5 об/мин; *б* – вращение печи со скоростью 10 об/мин

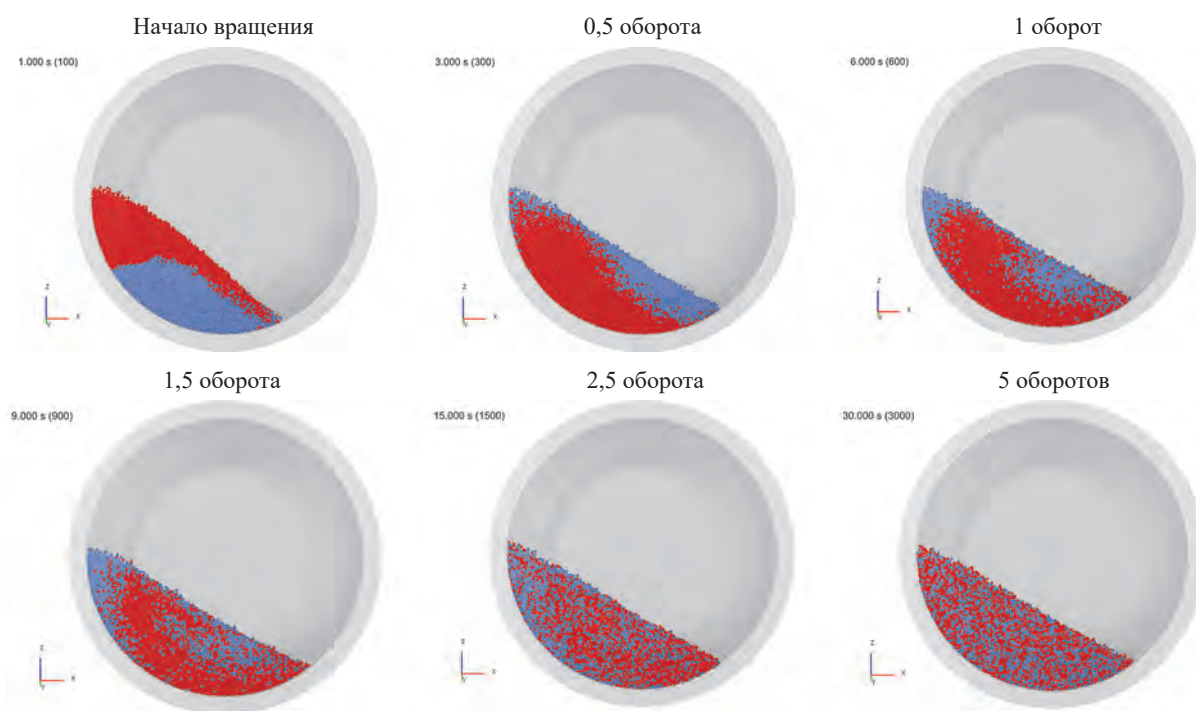


Рис. 10. Перемешивание материала в РНП (сечение у дна печи)

но и отследить ее перемещения: от зоны контакта с поверхностью печи к свободной поверхности слоя, из скользящего слоя в глубь «транспортной» зоны и обратно.

Изменения относительной скорости и положения отдельной частицы в слое материала показаны соответственно на рис. 13, 14.

Интенсивность контактов частиц с поверхностью печи на рис. 11 отражена цветом от синего до красного. Красный цвет характеризует 500 итераций и более, при которых частица была в контакте с футеровкой. Шаг (продолжительность) итерации составляет 0,01 с, т. е. частицы, окрашенные в красный цвет, были в контакте с футеровкой 5 с и более.

С учетом результатов комплексного моделирования движения дисперсных материалов и тепломассообменных процессов в ротационных наклоняющихся печах были определены оптимальные технологические режимы их эффективной работы, разработаны рекомендации по проектированию и приме-

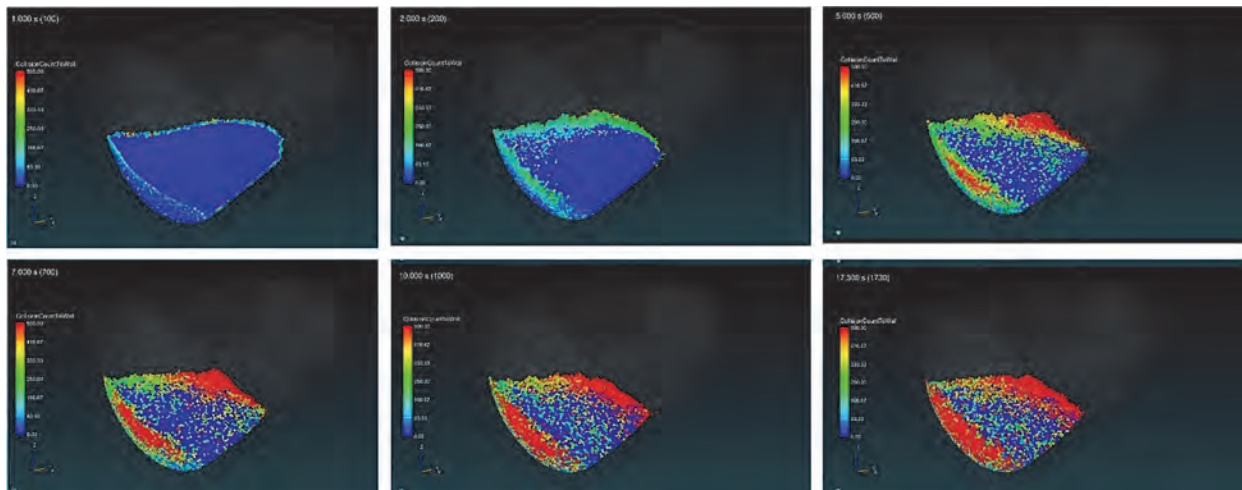
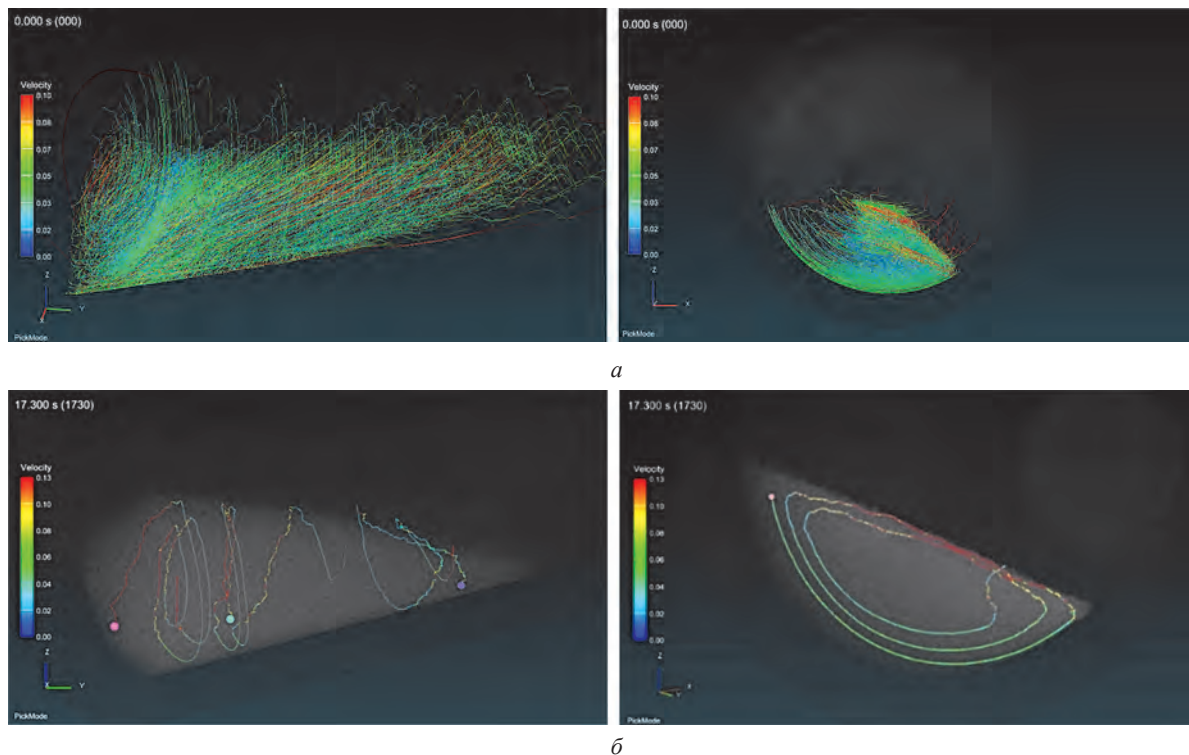


Рис. 11. Интенсивность взаимодействия материала с поверхностью печи



a

б

Рис. 12. Траектории движения частиц дисперсного материала в РНП (вращение печи по часовой стрелке): *a* – множество частиц; *б* – выборка по трем частицам (точки указывают положение частиц в момент окончания расчета)

нию, выполнены успешные внедрения РНП различного объема, производительности и назначения на предприятиях Беларуси и России (рис. 15).

Выводы

Впервые выполнено комплексное исследование движения дисперсного материала в ротационных наклоняющихся печах. При проведении исследования использованы данные натурных экспериментов, имитационное и численное (компьютерное) моделирование.

Установлено, что дисперсный материал в РНП в отличие от печей с горизонтальной осью вращения совершает сложное винтовое возвратно-поступательное движение, перемешиваясь как в поперечном, так и в продольном направлении, что приводит к интенсивному конвективному переносу и ускоряет процессы нагрева, восстановления и расплавления материала. Скорости движения частиц в пределах одного сечения отличаются в 100 раз и более. Вращение слоя дисперсного материала превышает скорость вращения печи более чем в 3 раза. Распределение скоростей в слое нестабильно, зависит от расстояния до горловины печи, толщины слоя и изменяется во времени.

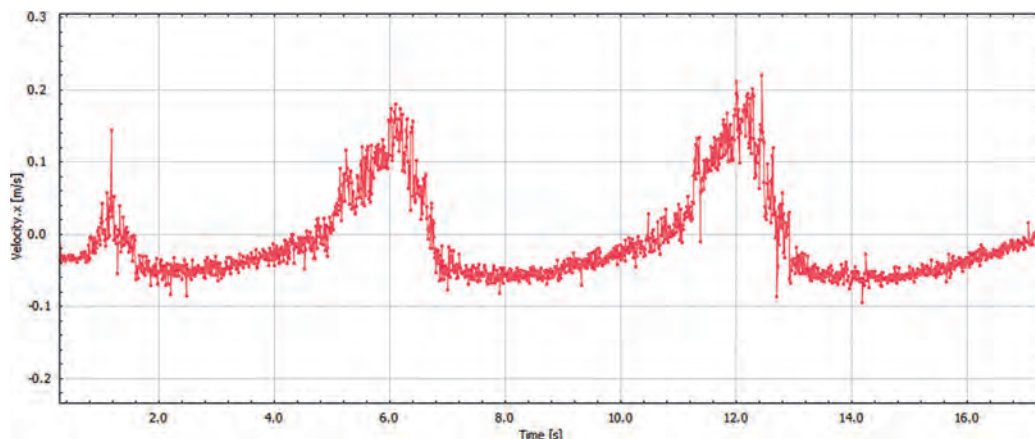


Рис. 13. Изменение линейной скорости частицы в горизонтальном направлении (по оси X)

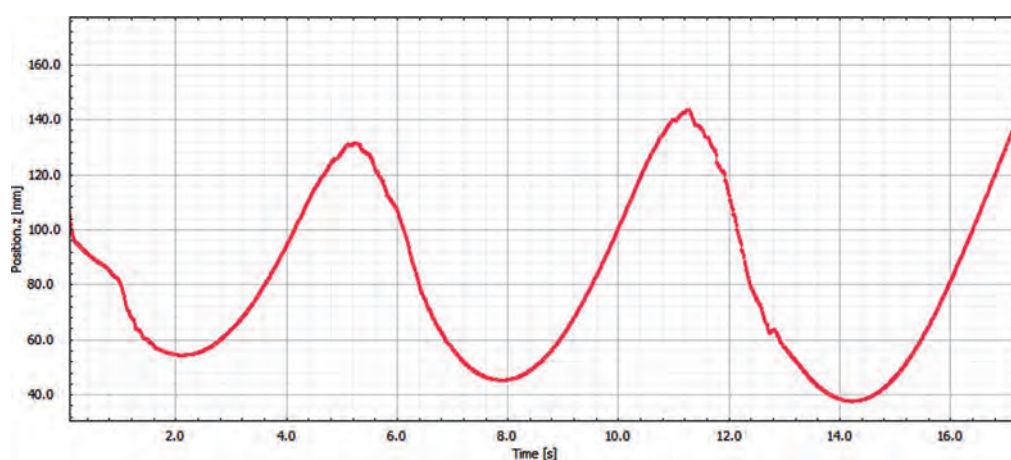


Рис. 14. Изменение положения частицы относительно вертикальной оси (оси Z)

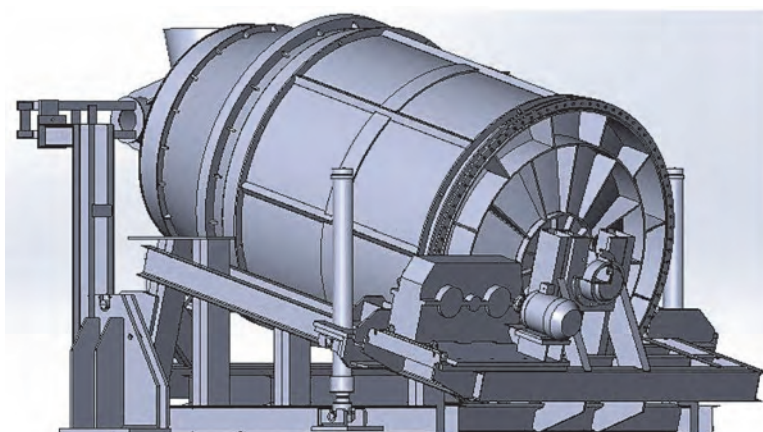


Рис. 15. Общий вид РНП-15 для производства чернового свинца из аккумуляторного лома

Характер движения материала в РНП зависит от адгезионных и аутогезионных сил, степени заполнения печи и скорости вращения корпуса. В процессе нагрева в динамическом слое геометрические характеристики материалов (размеры и форма частиц), их адгезионные свойства и характер движения претерпевают значительные изменения.

На основе полученных результатов определены параметры эффективной работы ротационных наклоняющихся печей, разработаны рекомендации по их проектированию и применению.

Литература

1. Зеньков Р. Л. Механика насыпных грунтов. М.: Машгиз, 1952. 215 с.
2. Першин В. Ф., Однолько В. Г., Першина С. В. Переработка сыпучих материалов в машинах барабанного типа. М.: Машиностроение, 2009. 220 с.

3. Ревуженко О. А. О перемешивании сыпучих материалов в тонких слоях // Физическая механика. 2004. № 7. Спец. вып. 4.2. С. 277–280.
4. Волков М. В. Метод расчета процесса смешивания сыпучих материалов в новом аппарате с открытой рабочей камерой: дис. ... канд. тех. наук. Ярославль, 2014.
5. Фиалков Б. С., Плицын В. Т. Кинетика движения и характер горения кокса в доменной печи. М.: Metallurgiya, 1971. 288 с.
6. Варламов А. В. Исходные предпосылки к составлению обобщенной математической модели динамической системы «Бункерное устройство с сыпучим материалом – сводообразование» // Вестн. Самар. ГУПС. 2011. № 2. С. 79–89.
7. Ровин Л. Е., Ровин С. Л., Ткаченко А. В., Ходосок Н. Ф. Системы автоматизации вагранок // Литье и металлургия. 2000. № 4. С. 26–28.
8. Promtech Particleworks Theory Manual. Promtech Software, Inc., 2015. 48 p.
9. Norouzi H. R. et. al. Coupled CFD-DEM modeling: formulation, implementation and application to multiphase flows – Chichester, UK: John Wiley & Sons, 2016. 416 p.

References

1. Zen'kov R. L. *Mehanika nasypnyh gruntov* [Mechanics of bulk soils]. Moscow, Mashgiz Publ., 1952, 215 p.
2. Pershin V. F., Odnol'ko V. G., Pershina S. V. *Pererabotka sypuchih materialov v mashinah barabannogo tipa* [Bulk material processing in drum machines]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2009, 220 p.
3. Revuzhenko O. A. О перемешивании сыпучих материалов в тонких слоях [On the Mixing of Bulk Materials in Thin Layers]. *Fizicheskaja mehanika = Physical Mechanics*, 2004, no. 7. Spec. vyp. 4.2, pp. 277–280.
4. Volkov M. V. *Metod rascheta processa smeshivaniya sypuchih materialov v novom apparate s otkrytoj rabochej kameroj*: Diss. kand. teh. nauk [Method for calculating the process of mixing bulk materials in a new apparatus with an open working chamber. Cand. Tech. Science]. Jaroslavl', 2014.
5. Fialkov B. S., Plicyn V. T. *Kinetika dvizhenija i harakter gorenija koksa v domennoj pechi* [Kinetics of motion and the character of combustion of coke in a blast furnace]. Moscow, Metallurgija Publ., 1971, 288 p.
6. Varlamov A. V. *Ishodnye predposylki k soštavlenuju obobshhennoj matematicheskoj modeli dinamicheskoj sistemy «Bunkernoe uštrojstvo s sypuchim materialom – svodoobrazovanie»* [The initial prerequisites for the compilation of a generalized mathematical model of the dynamic system «Bunker device with bulk material – arbor formation»]. *Vesnik Samarskogo GUPS = Bulletin of Samara State Unitary Enterprise*, 2011, no. 2, pp. 79–89.
7. Rovin L. E., Rovin S. L., Tkachenko A. V., Hodosok N. F. *Sistemy avtomatizacii vagranok* [Automation systems for cupola furnaces]. *Lit'jo i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2000, no. 4, pp. 26–28.
8. Promtech Particleworks Theory Manual. Promtech Software, Inc., 2015. 48 p.
9. Norouzi H. R. et. al. Coupled CFD-DEM modeling: formulation, implementation and application to multiphase flows. Chichester, UK: John Wiley & Sons, 2016. 416 p.

Поступила 20.04.2017

РЕЦИКЛИНГ ЛОМА И ОТХОДОВ МЕДИ И МЕДНЫХ СПЛАВОВ В БЕЛАРУСИ

RECYCLING OF SCRAP AND WASTE OF COPPER AND COPPER ALLOYS IN BELARUS

С. Л. РОВИН, УП «Технолит», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: technolit@tut.by,
Л. М. НОВАК, А. В. ФАТЕЕВ, Унитарное предприятие «Цветмет», Минская обл., Смолевичский р-н,
Жодинский с/с, 32 в районе г. Жодино, ул. Кузнечная. E-mail: info@cvetmet.by

S. L. ROVIN, Technolit Co, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: technolit@tut.by,
L. M. NOVAK, A. V. FATEEV, Tsvetmet Co, Minsk region., Smolevichi district, Zhodinskij village near
Zhodino city, 32, Kuznechnaya str. E-mail: info@cvetmet.by

Строительство и ввод в эксплуатацию в декабре 2015 года нового литейно-механического цеха производственного унитарного предприятия «Цветмет» в Смолевичском районе позволило комплексно решить задачу переработки и использования лома и отходов меди и медных сплавов в Республике Беларусь. Впервые в отечественной практике были освоены технологические процессы огневого рафинирования меди и изготовления медной катанки из металлоотходов и производства латунного прутка методом горячего прессования (экструзии) из непрерывнолитой круглой заготовки.

The construction of a new casting and mechanical shop of unitary enterprise «Tsvetmet» in December 2015 has allowed to solve the complex problem of processing and utilization of scrap and wastes of copper and copper alloys in the Republic of Belarus. The technological processes of fire refining of copper and manufacturing of copper rod from scrap and production of brass rod by hot pressing (extrusion) of the continuously casted round billet have been mastered for the first time in the Republic of Belarus.

Ключевые слова. Рециклинг, отходы медных сплавов, огневое рафинирование меди, катанка, экструзия, горизонтальное непрерывное литье, центробежное литье.

Keywords. Recycling, copper alloy wastes, fire refining of copper, wire rod, extrusion, horizontal continuous casting, centrifugal casting.

В декабре 2015 г. в промышленной зоне г. Жодино было закончено строительство и введен в эксплуатацию новый литейно-механический цех производственного унитарного предприятия «Цветмет». Разработка проекта и строительство объекта было выполнено по заказу ОАО «Белцветмет». Архитектурные и строительные решения разрабатывались генеральным проектировщиком – Институтом «Белпромстройпроект», технологические и планировочные решения были выполнены научно-производственным республиканским унитарным предприятием «Технолит».

Главной целью создания нового производства было комплексное решение задачи по переработке и повторному использованию (рециклингу) образующегося в Республике Беларусь лома и отходов меди и медных сплавов, сокращение импорта и удовлетворение потребностей отечественных предприятий в литых изделиях и заготовках из латуни, бронзы и меди, в том числе путем освоения выпуска новой для белорусской промышленности продукции – медной катанки и горячепрессованного калиброванного латунного прутка.

Проектная производственная мощность литейно-механического цеха составляет 5 тыс. т в год литых изделий из меди и медных сплавов, в том числе 1500 т медной катанки и 1000 т калиброванного латунного прутка, полученного горячим прессованием из круглой непрерывнолитой заготовки.

Цех размещается в новом одноэтажном пятипролетном производственном корпусе площадью 5019 м², к которому примыкает трехэтажный административно-бытовой корпус. Основными участками цеха являются участок складирования и подготовки шихтовых и футеровочных материалов, плавно-разли-

вочный участок, участок мехобработки изделий, участок по производству медной катанки и прессованного прутка.

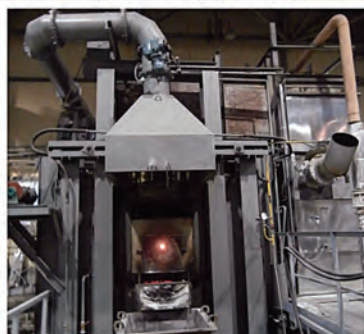
Строительство цеха началось весной 2013 г. и уже через год были построены основной производственный корпус и АБК. Летом 2014 г. начался монтаж оборудования I пускового комплекса, а в октябре того же года в цехе был получен первый металл и началось производство литых заготовок из латуни и бронзы.

В 2015 г. цех уже выпускал плановую продукцию и параллельно продолжалось строительство и монтаж оборудования II пускового комплекса – впервые в Беларуси монтировался комплекс оборудования для получения латунного прутка круглого, квадратного и шестигранного сечения методом горячего прессования (экструзии) из непрерывнолитой круглой заготовки, литейно-прокаточная линия для производства медной катанки и 25-тонная отражательная печь для огневого рафинирования и плавки меди из металлоотходов. Несмотря на сложные условия и напряженный график, осенью 2015 г. монтаж оборудования был закончен и в декабре 2015 г. была выплавлена первая белорусская медь марки М1 (ГОСТ Р 53803-2010), изготовлена первая бухта медной катанки.

В 2016 г. предприятие вышло на проектную мощность, а производство катанки достигло 150 т в месяц, превысив проектные показатели. Сегодня унитарное предприятие «Цветмет» работает в непрерывном круглосуточном режиме без выходных в четыре смены по скользящему графику. В штате предприятия 130 человек, включая основных и вспомогательных рабочих, ИТР, служащих и работников администрации. На предприятии успешно используются как известные, отработанные годами технологии изготовления отливок методами центробежного вертикального литья, литья в кокиль, непрерывного горизонтального литья, так и новый для отечественного литейного производства, впервые освоенный метод огневого рафинирования и плавки меди из металлоотходов с последующим непрерывным литьем расплава на колесо-кристаллизатор и получением катанки на 12-клетьевом прокатном стане с У-образным расположением валков.

Номенклатура продукции, выпускаемой предприятием, насчитывает около 100 наименований, помимо катанки марки КМор диаметром 8 мм, «Цветмет» выпускает горячепрессованный латунный прутки диаметром от 20 до 40 мм из латуни ЛС59-1 (по ГОСТ 2060-2006), чушку латунную и бронзовую марок ЛС, ЛСд (ГОСТ 1020-97), БрО10Ф1, БрО5Ц6С5 (ГОСТ 614-97), БрА9Ж3Л (ГОСТ 493-79), кокильные отливки из латуни и бронзы диаметром до 230 мм, непрерывнолитые латунные и бронзовые заготовки диаметром от 30 до 150 мм, бронзовые втулки диаметром от 200 до 1500 мм, полученные вертикальным центробежным литьем. На предприятии успешно эксплуатируется оборудование, разработанное и изготовленное как белорусскими предприятиями, так и зарубежными компаниями: индукционные каналные печи и линии непрерывного горизонтального литья Института технологии металлов НАН Беларуси, машины центробежного вертикального литья НПО «Центр», смеситель и разливочный конвейер ОАО «БЕЛНИИЛИТ», нестандартное оборудование и система утилизации ВЭР, разработанные УП «Технолит»; металлообрабатывающие станки белорусских, российских, турецких, чешских и тайваньских предприятий; стационарная газопламенная печь отражательного типа для плавки и рафинирования меди, линия непрерывного литья и прокатки медной катанки, комплекс оборудования для производства горячепрессованного латунного прутка, в том числе экструзионный горизонтальный гидравлический пресс ХЖ-800 с усилием прессования 8 МН от ведущих китайских производителей; газовые горелки, КИП и газозапорная арматура известных немецких компаний «Estel Kromschroeder» и «IBS»; высококлассное аналитическое оборудование для текущего технологического контроля, входного контроля исходного сырья и выходного контроля готовой продукции, исследования физико-механических и специальных свойств получаемых изделий от компаний «Eltra Element Analyzers» (Германия), «Thermo Scientific NITON Analyzers LLC» (США), «GNR Analytical Instruments Group», «Galdabini» и «AFFRI» (Италия), «Time Group Inc.» (КНР) и др.

Сегодня производственное унитарное предприятие «Цветмет» является самым крупным в республике производителем литых изделий из меди и медных сплавов. Строительство нового цеха позволило существенно сократить импорт и в значительной мере удовлетворить потребности отечественных предприятий, выпускающих кабельную и электротехническую продукцию, запорную сантехническую арматуру, городской транспорт и т. д. В настоящее время это одно из наиболее успешно и стабильно работающих литейных предприятий. И сегодня руководством холдинга «Белорусская металлургическая компания» уже ставится задача расширения производства: на базе унитарного предприятия «Цветмет» планируется строительство нового производственного комплекса и освоение к 2020 г. выпуска почти 4000 т в год литых заготовок для изготовления латунных сепараторов подшипников, выпускаемых ОАО «МПЗ».



Поступила 25.04.2017

АНАЛИЗ ЭКСПОРТНЫХ ПОСТАВОК ОТДЕЛЬНЫХ ВИДОВ ПРОДУКЦИИ ЛИТЕЙНОЙ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ ИЗ БЕЛАРУСИ, РОССИИ И УКРАИНЫ В СТРАНЫ ЕВРОПЕЙСКОГО СОЮЗА

THE ANALYSIS OF THE EXPORT OF SELECTED ITEMS OF FOUNDRY AND METALLURGICAL PRODUCTS FROM BELARUS, RUSSIA AND UKRAINE TO THE EUROPEAN UNION

Ю. А. НИКОЛАЙЧИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65. E-mail: yuni@bntu.by,

В. Е. СОБОЛЕВ, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь,
ул. Я. Коласа, 24. E-mail: sobolev-alimrb@tut.by

Yu. A. NIKOLAYCHIK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: yuni@bntu.by,

V. E. SOBOLEV, Association of Foundrymen and Metallurgists of Republic of Belarus, Minsk, Belarus, 24,
Ya. Kolasa str. E-mail: sobolev-alimrb@tut.by

Одним из основных торговых партнеров Беларуси, России и Украины являются страны Европейского Союза. В настоящей статье анализируется уровень экспортных поставок из этих стран в ЕС в 2009–2016 годах изделий литейного и металлургического производства в соответствии с принятой товарной номенклатурой по группе 72 «Черные металлы». Данные взяты из официальных статистических отчетов Европейского Союза. приводится информация об экспорте из Беларуси, России и Украины в ЕС, общему мировому экспорту в ЕС и данные по трём крупнейшим странам-экспортерам мира в страны ЕС по каждой товарной позиции указанной группы. Выполнен анализ тенденций развития поставок, приведены отдельные выводы по поставкам продукции литейной и металлургической продукции Беларуси, России и Украины в страны ЕС.

The EU is one of the main trade partners of Belarus, Russia and Ukraine. The export operations between these countries and EU of foundry and metallurgical products according to Harmonized Commodity Description (Group 72 «Iron and Steel») in 2009–2016 are analyzed. Information is based on official statistics of the European Union. The information about the three biggest export countries to EU on every of the abovementioned positions of Harmonized Commodity Description (HCD) is shown. Analysis of trends and variations of export from Belarus, Russia and Ukraine and some conclusions are given in the article.

Введение

Крупным мировым потребителем и, вместе с тем, производителем изделий литейной и металлургической промышленности является Европейский Союз – объединение 28 стран с населением свыше 500 млн. человек (Австрия, Бельгия, Болгария, Великобритания, Венгрия, Греция, Дания, Германия, Ирландия, Испания, Италия, Кипр, Латвия, Литва, Люксембург, Мальта, Нидерланды, Польша, Португалия, Румыния, Словакия, Словения, Финляндия, Франция, Хорватия, Чехия, Швеция, Эстония). Европейский Союз – один из основных партнеров Беларуси, России и Украины. В табл. 1–18 на основании официальных статистических данных Европейского Союза приводится сводная информация по объему экспорта продукции литейной и металлургической промышленности по международной товарной номенклатуре – раздел XV, группа «Черные металлы», позиции 7201, 7202, 7203, 7204, 7205, 7206, 7207, 7208, 7209, 7210, 7211, 7212, 7213, 7214, 7215, 7216, 7217 и 7218 из Беларуси, России и Украины в страны ЕС в тысячах евро с 2009 по 2016 годы, а также общий мировой стоимостной объем поставок в ЕС по указанным позициям.

Отдельно приведена информация о трех основных стран-экспортеров мира в ЕС по каждой выше-указанной товарной позиции за период с 2009 по 2016 год. Проводится анализ экспортных поставок по указанным товарным позициям и даются некоторые выводы с информацией по поставкам из Беларуси, России и Украины.

Объемы экспорта из Беларуси, России и Украины в страны ЕС

1. Товарная позиция 7201 – чугуны передельные и зеркальные в чушках, болванках или прочих первичных формах (в тыс. евро). В данную позицию входят:

720110 – чугуны передельные нелегированные, содержащие 0,5% или менее фосфора; содержащий менее 0,4% марганца (даются и некоторые другие показатели по кремнию, марганцу и фосфору);

720120 – чугуны передельные нелегированные, содержащие более 0,5% фосфора;

720150 – чугуны передельные нелегированные; чугуны зеркальные (с заданными характеристиками по титану и ванадию).

Таблица 1

Товарная позиция 7201 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна экспорта	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	—	—	—	—	—	—	—	—
Россия	313 971	435 154	553 693	447 721	376 534	368 528	408 855	284 936
Украина	67 576	147 636	300 118	203 992	291 364	299 334	208 242	168 970
Мировой экспорт в ЕС	536 446	803 026	1130 715	929 158	883 814	961 172	875 575	625 958
Три главные страны-экспортера в страны ЕС	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Ю. Африка	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия

2. Товарная позиция 7202 – ферросплавы. В данную позицию входят:

720211 – ферромарганец, содержащий более 2% углерода; в гранулах размером не более 5 мм и с содержанием марганца более 65%; прочий; 720221 – ферросилиций, содержащий более 55% кремния; 720229 – прочий, содержащий от 4 до 10% магния; 7202300000 – ферросиликомарганец; 720241 – феррохром, содержащий более 4% углерода; 720249 – феррохром прочий, содержащий от 0,05 до 4% углерода; 7202500000 – ферросиликохром; 7202600000 – ферроникель; 7202700000 – ферромolibден; 7202800000 – ферровольфрам и ферросиликовольфрам; прочие (плюс несколько других позиций)

Таблица 2

Товарная позиция 7202 – ферросплавы (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	2	2	—	—	—	279	—	—
Россия	308 314	512 063	450 511	523 647	357 100	115 091	149 846	135 624
Украина	246 159	503 737	464 399	397 766	281 237	246 315	322 260	286 925
Мировой экспорт в ЕС	3301 647	5541 609	6064 361	5341 400	4482 909	43658 117	4211 802	3410 962
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Ю. Африка Норвегия Россия	Ю. Африка Норвегия Россия	Ю. Африка Норвегия Бразилия	Ю. Африка Норвегия Бразилия	Ю. Африка Норвегия Россия	Ю. Африка Бразилия Норвегия	Ю. Африка Бразилия Норвегия	Ю. Африка Бразилия Норвегия

3. Товарная позиция 7203 – продукты прямого восстановления железной руды и прочее губчатое железо в кусках, окатышах или аналогичных формах. В данную позицию входят:

7203100000 – продукты прямого восстановления железной руды; 7203900000 – прочие

Таблица 3

Товарная позиция 7203 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	—	—	—	—	—	—	—	—
Россия	92 771	201 791	267 071	332 441	265 496	213 131	247 023	233 046
Украина	—	—	—	3 018	—	—	1 687	—
Мировой экспорт в ЕС	175 880	401 931	588 077	545 172	538 906	467 920	542 219	333 632
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Россия Венесуэла Тринидад	Россия Тринидад Ливия	Россия Тринидад Венесуэла	Россия Венесуэла Тринидад	Россия Венесуэла Тринидад	Россия Тринидад Ливия	Россия Венесуэла Тринидад	Россия Венесуэла Тринидад

4. Товарная позиция 7204 – отходы и лом черных металлов; слитки черных металлов для переплавки (шихтовые слитки). В данную позицию входят:

7204100000 – отходы и лом литейного чугуна и легированной стали; 720421 – коррозионностойкой стали; 720429000 – прочей стали; 7204300000 – отходы и лом черных металлов, покрытых слоем олова; отходы и лом, прочие; 720441 – токарная стружка, обрезки, обломки, опилки, отходы обрезки и штамповки, пакетированные или непакетированные; 720449 – прочие; 7204500000 – слитки для переплавки (шихтовые слитки)

Таблица 4

Товарная позиция 7204 – (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	3 557	3 438	5 015 -	4 594	8 492	7 620	4 033	2 250
Россия	334 510	569 173	516 910	521 690	353 613	445 732	352 274	245 105
Украина	24 252	49 744	27 380	17 890	20 205	9 430	1 687	–
Мировой экспорт в ЕС	1036 871	2030 930	2130 412	1739 461	1342 306	1388 042	1141 429	881 225
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Россия США Швейцария	Россия Швейцария США	Россия США Швейцария	Россия Швейцария США	Россия Швейцария США	Россия Швейцар. США	Россия Швейцария Турция	Россия Швейцария Турция

5. Товарная позиция 7205 – гранулы и порошки из пердедельного и зеркального чугуна, черных металлов. В данную позицию входят:

7205100000 – гранулы; порошки; 7205 210000 – из легированной стали; 7205 290000 – прочие

Таблица 5

Товарная позиция 7205 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна, год	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	876	2 113	3 428	3 880	3 623	2 536	2 460	2 264
Россия	1 749	1 509	2 794	2 151	2 627	3 098	4 752	3 623
Украина	5 832	9 476	8 122	7 965	7 516	5 297	3 699	3 623
Мировой экспорт в ЕС	115 330	181 424	194 347	186 469	185 371	179 323	211 837	187 052
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Канада США Япония	США Канада Китай	США Канада Китай	США Канада Китай	США Канада Китай	США Канада Япония	США Китай Канада	США Канада Китай

6. Товарная позиция 7206 – железо и нелегированная сталь в слитках или прочих первичных формах (кроме железа товарной позиции 7203). В данную позицию входят:

7206100000 – слитки; 7206900000 – прочие

Таблица 6

Товарная позиция 7206 (поставки в ЕС в тыс. евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	1 668	2 152	–	–	–	–	–	–
Россия	26 579	35 779	89 528	23 368	14 513	23 318	21 713	18 608
Украина	6 139	4 197	2 810	3 693	3 114	3 604	2 319	11 982
Мировой экспорт в ЕС	58 910	80 467	171 993	145 026	83 405	124 738	111 685	78 539
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Россия Норвегия Венесуэла	Россия Норвегия Украина	Китай Норвегия Россия	Китай Норвегия Россия	Китай Норвегия Россия	Сербия Россия Китай	Россия Китай Сербия	Россия Китай Норвегия

7. Товарная позиция 7207 – полуфабрикаты из железа или нелегированной стали. В данную позицию входят:

720711, 720712, 720719, 720720 – полуфабрикаты из железа или нелегированной стали (с разделением на подразделы по содержанию углерода, размерам, форме, толщине и способу производства – катаные, непрерывное литье, кованные)

Таблица 7

Товарная позиция 7207 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	64 971	106 072	144 559	45 863	48 629	28 699	26 683	67
Россия	803 153	1324 316	1587 176	1146 488	974 607	1067 354	1059 182	1030 665
Украина	568 787	1312 959	1703 558	1378 150	1526 815	1268 802	815 039	827 708
Мировой экспорт в ЕС	1716 796	3036 948	4277 851	3258 690	2900 305	2734 630	2592 310	2578 572
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Россия Украина Мексика	Россия Украина Беларусь	Украина Россия Бразилия	Украина Россия Бразилия	Украина Россия Швейцария	Украина Россия Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия

8. Товарная позиция 7208 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной 600 мм или более, горячекатаный, неплакированный, без гальванического или другого покрытия. В данную позицию входят:

72081000000 – в рулонах, без дальнейшей обработки; 7208250000, 7208260000, 7208270000, 7208360000, 7208370000, 7208380000, 7208390000 – разделение по толщине проката; 7208400000 – не в рулонах, без дальнейшей обработки, кроме горячей прокатки; 720851 – разделение по толщине, ширине и методам прокатки

Таблица 8

Товарная позиция 7208 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	—	—	18	1 339	6 299	4 985	2 515	1 993
Россия	380 801	613 193	621 950	719 966	659 927	658 561	739 117	772 096
Украина	380 227	677 798	1057 307	1378 150	664 347	672 703	668 345	738 076
Мировой экспорт в ЕС	2170 128	3446 908	4774 306	2817 232	2769 803	2962 936	3675 761	3817 969
Три ведущие страны-экспортеры в ЕС	Россия Украина Китай	Китай Украина Беларусь	Украина Россия Китай	Россия Украина Китай	Украина Россия Китай	Украина Россия Китай	Россия Китай Украина	Россия Украина Китай

9. Товарная позиция 7209 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной 600 мм и более, холоднокатаный, неплакированный, без гальванического или другого покрытия. В данную позицию входят:

720915-16-17-180000 – в рулонах с разделением по толщине; прочий; 720916-17-181000 – в рулонах из электротехнической стали; 720925-26-27-280000 – не в рулонах с разделением по толщине; прочий; 7209261-271-281 – не в рулонах из электротехнической стали

Таблица 9

Товарная позиция 7209 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	—	—	19	44	191	2	70	473
Россия	127 436	246 057	205 606	229 931	327 116	309 267	348 491	56 761
Украина	43 916	71 764	129 795	72 403	76 064	73 628	90 706	88 387
Мировой экспорт в ЕС	522 282	653 235	1107 545	2817 232	671 507	904 342	1178 750	816 285
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Россия Украина Китай	Китай Украина Беларусь	Украина Россия Китай	Китай Россия Украина	Китай Россия Китай	Китай Россия Украина	Китай Россия Индия	Индия ЮАР Украина

10. Товарная позиция 7210 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной 600 мм и более, лакированный, с гальваническим или другим покрытием. В данную позицию входят:

721011-12-20-30-41-49-50-61-69-70-90 – разделение по толщине, виду покрытий, форме, окраске

Таблица 10

Товарная позиция 7210 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	—	111	—	34	73	432	481	635
Россия	59 125	45 818	24 556	7 710	15 325	8 862	32 007	20 042
Украина	3 751	1 344	1 752	891	772	218	1 297	5 538
Мировой экспорт в ЕС	1843 400	2344 160	3320 776	2272 051	2161 037	2412 290	2462 811	2925 477
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Ю. Корея Индия Тайвань	Ю. Корея Индия Тайвань	Ю. Корея Индия Тайвань	Ю. Корея Индия Тайвань	Ю. Корея Индия Тайвань	Ю. Корея Индия Тайвань	Тайвань Китай Ю. Корея	Тайвань Китай Ю. Корея

11. Товарная позиция 7211 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной менее 600 мм, неплакированный, без гальванического или другого покрытия. В данную позицию входят:

721113-14-190000 – без дальнейшей обработки, кроме горячей прокатки, с разделением по виду прокатки, ширине и толщине; 7211232-33-38000 – разделение по толщине и виду стали; 721190 – прочий

Таблица 11

Товарная позиция 7211 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	—	585	1 297	2 709	2 396	2 149	2 931	679
Россия	56 827	68 366	75 745	60 352	52 263	63 503	63 289	25 651
Украина	4 336	4 522	8 349	10 941	1 849	558	464	446
Мировой экспорт в ЕС	148 970	168 979	229 473	184 947	150 177	160 915	156 058	122 875
Три ведущих страны – экспортера в ЕС	Россия Швейцария Норвегия	Россия Швейцария Норвегия	Россия Швейцария Индия	Россия Швейцария Украина	Россия Швейцария Норвегия	Россия Швейцария Турция	Россия Швейцария Ю. Корея	Швейцария Россия Ю. Корея

12. Товарная позиция 7212 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной менее 600 мм, плакированный, с гальваническим или другим покрытием. В данную позицию входят:

721210-20-30-40-50-6000000 – разделение по виду покрытий и окраске

Таблица 12

Товарная позиция 7212 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	—	9	17	13	6	68	194	50
Россия	2 271	6 622	4 642	4 652	5 868	4 345	7 452	6 946
Украина	381	10	1	35	22	1	17	1
Мировой экспорт в ЕС	109 521	151 992	157 666	145 161	148 349	148 226	145 780	141 894
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	США Япония Ю. Корея	США Япония Ю. Корея	США Япония Ю. Корея	США Япония Ю. Корея	США Ю. Корея Япония	США Ю. Корея Япония	США Япония Ю. Корея	США Япония Норвегия

13. Товарная позиция 7213 – прутки горячекатаные в свободно смотанных бухтах из железа или нелегированной стали. В данную позицию входят:

7213100000 – имеющие выемки, выступы и пр., полученные при прокатке; 7213200000 – из автоматной стали; 721391 – круглого сечения диаметром менее 14 мм, в том числе для армирования бетона и шинного корда; 721391410-490-700-900 – разделение по содержанию углерода

Таблица 13

Товарная позиция 7213 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	20 487	13 836	11 551	15 796	9 943	3 968	51 732	78 024
Россия	29 862	32 828	23 297	43 359	39 663	47 527	74 338	108 101
Украина	78 218	146 702	191 529	98 416	117 404	133 513	141 305	155 504
Мировой экспорт в ЕС	392 771	536 240	611 225	536 206	553 923	597 487	689 738	758 946
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Турция Швейцария Украина	Украина Швейцария Турция	Украина Швейцария Норвегия	Швейцария Украина Норвегия	Швейцария Украина Турция	Украина Швейцария Турция	Украина Швейцария Россия	Украина Швейцария Россия

14. Товарная позиция 7214 – прутки из железа или нелегированной стали, без дальнейшей обработки, кромековки, горячей прокатки, горячего волочения или горячего экструдирования, включая прутки, скрученные после прокатки. В данную позицию входят:

7214100000 – кованные; 7214200000 – имеющие выемки, выступы и пр., полученные при прокатке; 7214300000 – из автоматной стали; 721491 – прямоугольного (кроме квадратного) сечения, с разделением по содержанию углерода; 721499100 – для армирования бетона; 72149310-390-500-710-790-950 – разделение по диаметру и содержанию углерода

Таблица 14

Товарная позиция 7214 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	80 565	95 068	114 927	115 751	89 991	137 906	212 362	133 374
Россия	49 094	68 970	108 355	90 440	81 546	72 079	75 201	157 195
Украина	54 048	80 821	96 911	45 593	18 204	18 220	49 068	61 928
Мировой экспорт в ЕС	474 952	557 656	794 929	650 151	644 289	858 690	915 326	789 138
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Турция Беларусь Украина	Беларусь Швейцария Украина	Беларусь Швейцария Россия	Беларусь Норвегия Россия	Турция Норвегия Беларусь	Турция Беларусь Норвегия	Китай Беларусь Норвегия	Россия Беларусь Турция

15. Товарная позиция 7215 – прутки прочие из железа или нелегированной стали. В данную позицию входят:

7215100000 – из автоматной стали без дальнейшей обработки, кроме холодной деформации; 7215501110 – прямоугольного (кроме квадратного) поперечного сечения

Таблица 15

Товарная позиция 7215 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	7	668	2 560	2 104	792	429	96	15
Россия	73 144	120 056	163 315	121 545	100 560	100 918	77 852	61 468
Украина	5 988	7 802	62 779	7 007	3 105	4 780	7 919	4 030
Мировой экспорт в ЕС	136 501	218 264	347 527	229 415	205 013	217 925	195 833	174 412
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Швейцария Россия Украина	Россия Швейцария Украина	Россия Швейцария Украина	Россия Швейцария Китай	Россия Швейцария Китай	Россия Швейцария Китай	Россия Швейцария Китай	Швейцария Россия Китай

16. Товарная позиция 7216 – уголки, фасонные и специальные профили из железа или нелегированной стали. В данную позицию входят:

7216100000 – швеллеры, двутавры, без дальнейшей обработки, кроме горячей прокатки, волочения или экструдирования, высотой менее 80 мм; 7216210-220000 – угловые и тавровые профили; 721631-32-33-40-50 – различные профили по форме и высоте свыше 80 мм

Таблица 16

Товарная позиция 7216 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	–	5	-	34	19	59	220	145
Россия	1 011	1 344	3 463	4 803	7 395	5 774	14 485	22 237
Украина	8 046	6 879	13 894	29 347	31 922	37 856	52 404	46 414
Мировой экспорт в ЕС	264 487	180 705	238 867	217 241	263 352	330 901	309 725	344 921
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Турция Ю. Корея Швейцария	Турция Ю. Корея Швейцария	Турция Швейцария Ю. Корея	Турция Швейцария Ю. Корея	Турция Швейцария Ю. Корея	Турция Швейцария Ю. Корея	Турция Украина Швейцария	Турция Украина Швейцария

17. Товарная позиция 7217 – проволока из железа или нелегированной стали. В данную позицию входят:

721710 – без гальванического или другого покрытия, с разделением по форме и содержанию углерода; 721720 – оцинкованная, с разделением по форме и содержанию углерода; 721630 – с гальваническим

или другим покрытием, с разделением по содержанию углерода; 721790 – прочая, с разделением по содержанию углерода

Таблица 17

Товарная позиция 7217 (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	42 113	81 386	88 717	90 152	113 539	124 084	87 954	92 863
Россия	45 766	43 900	39 374	40 349	42 399	46 048	48 770	46 339
Украина	35 832	34 950	32 635	21 229	23 101	29 898	28 508	36 698
Мировой экспорт в ЕС	321 261	410 488	509 587	432 251	448 867	528 855	500 329	460 771
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	Россия Беларусь Украина	Беларусь Россия Украина	Беларусь Ю. Корея Турция	Беларусь Россия Ю. Корея	Беларусь Турция Россия	Беларусь Турция Россия	Китай Беларусь Турция	Китай Беларусь Турция

18. Товарная позиция 7218 – сталь коррозионностойкая в слитках или прочих первичных формах. В данную позицию входят:

721810000 – слитки и прочие первичные формы; 7218100001 – для производства авиационных двигателей; 721891 – прямоугольного (кроме квадратного) поперечного сечения; 721899 – прочая; квадратного поперечного сечения; 7218991100 – квадратная, катаная или полученная непрерывным литьем; 7218991900 – квадратная ковкая; 7218992000 – прочая, катаная или полученная непрерывным литьем; 7218998000 – прочая ковкая

Таблица 18

Товарная позиция 7218 – (поставки в ЕС в тысячах евро)								
Страна	2009 год	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год
Беларусь	17	–	296	33	–	221	–	75
Россия	457	156	6 835	19 013	14 779	15 293	21 841	10 386
Украина	6 587	6 866	1 006	61	231	1 806	1 660	584
Мировой экспорт в ЕС	49 140	53 986	86 877	92 382	70 586	65 187	69 313	80 154
Три ведущие страны-экспортера в ЕС	США Индия Китай	США Норвегия Ю. Африка	США Индия Китай	США Россия Индия	США Россия Индия	США Россия Индия	США Россия Норвегия	США Россия Норвегия

Выводы

1. Экспортные поставки из Беларуси, России и Украины по указанным товарным позициям обычно не имеют выраженных объемных тенденций и значительно изменяются по годам.

2. По многим товарным позициям Беларусь, Россия и Украина входят в первую тройку стран мира по объемам экспорта в ЕС. Всего за 2009–2016 гг. по экспорту в ЕС по указанным 18 товарным позициям: Беларусь входила в первую тройку 17 раз, в том числе как крупнейший мировой экспортер в ЕС 8 раз; Россия входила в первую тройку 87 раз, в том числе как крупнейший мировой экспортер в ЕС 49 раз; Украина входила в первую тройку 49 раз, в том числе как крупнейший мировой экспортер в ЕС 13 раз.

Республика Беларусь занимала первое место по поставкам в ЕС позиции 7217 (с 2010 по 2014 годы) и позиции 7214 (с 2010 по 2012 годы), а также попала в первую тройку экспортеров по позициям 7207, 7208, 7209, 7214 и 7217.

3. Учитывая значительную стоимость транспортировки продукции литейного и металлургического производств, вызывает удивление выход на ведущие места по экспорту в ЕС таких стран, как Южная Африка, Бразилия, Мексика, Венесуэла, Тринидад и Тобаго, США, Южная Корея, Индия, Китай, Япония.

4. Ассоциация литейщиков и металлургов может подготавливать аналитическо-справочные материалы по поставкам любых позиций по международной товарной номенклатуре в ЕС или из ЕС (по четырехзначному, шестизначному или восьмизначному коду при наличии в официальной статистике ЕС), в том числе и по каждой отдельной стране ЕС и их торговле с конкретными странами мира. Материалы могут подготавливаться по заявкам предприятий и организаций в целях проведения анализа и подготовки маркетинговых исследований по возможностям экспорта в ЕС или оценке поставок на рынки стран ЕС (при наличии официальной статистики).

Антифрикционный силумин

В Институте разработан (пат. BY 17697, RU 2504595) антифрикционный силумин (АС) – новый, относительно легкий и износостойкий сплав на основе алюминия, с высокими механическими и триботехническими свойствами. Применяется **для замены бронз, латуней и баббитов** при изготовлении деталей, работающих в условиях трения скольжения.

Детали из антифрикционного силумина по механическим свойствам и износостойкости превосходят бронзовые в 2-6 раз.



- направляющие втулок;
- подшипники скольжения;
- вкладыши;
- шестерни червячных колес;
- поршни гидроцилиндров;
- другие детали, работающие в условиях трения скольжения.



Твердость НВ.....	110-150
Временное сопротивление разрыву, МПа.....	300-450
Относительное удлинение, %.....	1-5
Допустимая нагрузка (по результатам испытаний), кН	1250
Коэффициент трения скольжения со смазкой	0,05-0,1
Коэффициент трения скольжения при сухом трении	0,12-0,2

Специальная термическая обработка заготовок по ускоренному режиму позволяет получить глобулярные кристаллы кремния и повысить механические и триботехнические свойства деталей. АС обладает высокой коррозионной стойкостью и малочувствителен к нефти, газовому конденсату, бензину, керосину, воде и атмосферным загрязнениям. АС не применяется в щелочных средах, соляной и серной кислотах.

Центробежное литье

Центробежнолитые отливки из медных сплавов



Высокая плотность металла, отсутствие раковин, шлаковых и неметаллических включений.

Применяются для изготовления втулок, подшипников скольжения, ходовых гаек, зубчатых венцов и других деталей, используемых в машиностроении и химической промышленности.

Биметаллические втулки "сталь-медный сплав"



Снижение расхода медных сплавов. Увеличение ресурса работы.

Внутренний диаметр, мм.....	более 20
Длина заготовки, мм	до 300
Толщина наплавленного слоя, мм.....	не менее 0,25
Припуск на механическую обработку, мм.....	0,5-1,0
Масса отливки, кг.....	до 150

ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ Национальной академии наук Беларуси

Беларусь, 212030, г. Могилев, ул. Бялыницкого-Бирули, 11

Факс +375 222 28 01 49 Тел. +375 222 28 86 47

info@itm.by <http://www.itm.by>

Ресурсосберегающая технология и оборудование для точного литья по газифицируемым моделям

Суть технологического процесса литья по газифицируемым моделям сводится к получению отливок путем замещения жидким расплавом заформованной в контейнере с песком модели, изготовленной из газифицируемого материала с нанесением на нее соответствующих противопопригарных покрытий. Технологический цикл включает два этапа: изготовление моделей и изготовление отливок.



В состав отделения изготовления моделей входит оборудование:

- предварительной подготовки полистирола;
- изготовления моделей;
- сборки моделей и модельных блоков;
- окраски и сушки модельных блоков.



В состав отделения изготовления отливок входит оборудование:

- вибрационной формовки блоков моделей в контейнерах;
- подачи и вакуумирования контейнеров;
- плавки и заливки металла;
- извлечения деталей и подготовки формовочного материала (охлаждение и регенерация);
- нейтрализация газов и пыли.

ПРЕИМУЩЕСТВА:

- сокращение затрат на механическую обработку;
- уменьшение затрат на вспомогательные материалы;
- сокращение трудозатрат;
- снижение потребления электроэнергии;
- оптимальное использование производственных площадей;
- повышение экологической безопасности;
- увеличение выхода годного до 70-90%.



Масса отливки..... от 10 г до 2 т

Чистота поверхности..... до Ra 6,3

Размерная и весовая точность..... 6 - 7 класс

Материал отливок: углеродистые и легированные стали; серый и высокопрочный чугун; бронза и латунь; алюминиевые сплавы

Институт выполняет заказы по изготовлению отливок из черных и цветных металлов по технологии литья по газифицируемым моделям. Разрабатывает по чертежам заказчика модельную оснастку, а также изготавливает отливки по оснастке заказчика.

ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ Национальной академии наук Беларуси

Беларусь, 212030, г. Могилев, ул. Бялыницкого-Бирули, 11

Факс +375 222 28 01 49 Тел. +375 222 28 86 47

info@itm.by <http://www.itm.by>



ЛИТЕЙНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ

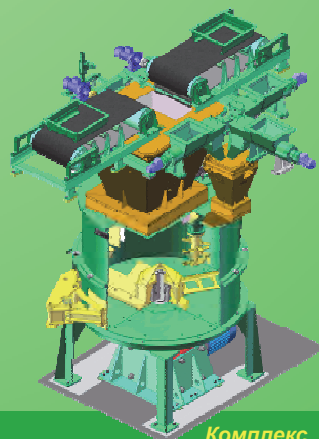
- Комплексные проекты по созданию новых и модернизации действующих литейных предприятий и цехов
- Технологии и оборудование для производства отливок из цветных и железоуглеродистых сплавов
- Смесеприготовительное оборудование
- Технологии и оборудование для производства песчаных стержней
- Формовочное оборудование
- Проектирование и изготовление литейной технологической оснастки

Оборудование для производства отливок гильз цилиндров



Оборудование для производства отливок в кокиль

Оборудование для производства стержней



Смесители для приготовления песчано-смоляных смесей

шнековый



ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28
Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322
E-mail: belniilit@gmail.com; niilit@mail.belpak.by
www.belniilit.by

Стержневая машина мод. 4751Б1К2



Машина стержневая модели 4751Б1К2 предназначена для изготовления стержней из песчано-смоляных смесей с отверждением их в холодном стержневом ящике, имеющем вертикальный разъем, с последующей продувкой газообразным катализатором (третичный амин, метилформиат, CO₂ и др.).



Комплекс технологический КТ4751Б1К2



Технические характеристики	Параметры
Тип машины	Стержневая однопозиционная
Масса стержня, кг, не более	10
Объем пескодувного резервуара, л	15
Производительность, съёмов в час	60-80
Габаритные размеры стержневого ящика, мм, не более:	
длина	540
ширина	300
высота	320
Тип привода	пневматический
Расход сжатого воздуха, м ³ /ч	12
Давление воздуха в сети, МПа	0,55-0,63
Род тока питающей сети	переменный, частотой 50 Гц
Напряжение, В	380/220
Установленная мощность, кВт	5,0
Габаритные размеры машины (Д × Ш × В), мм	3885 × 2925 × 2675
Масса машины, кг	4800

Образцы получаемых стержней



Стержневая машина может комплектоваться периферийным оборудованием (смесеприготовление, газогенераторы, нейтрализация, бункерная эстакада) и стержневой оснасткой в составе технологического комплекса **КТ4751Б1К2**.

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28

Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322

E-mail: belniilit@gmail.com; niilit@mail.belpak.by

www.belniilit.by



RECHITSA METIZNY PLANT
РЕЧИЦКИЙ МЕТИЗНЫЙ ЗАВОД

www.rmz.by



Производство метизной продукции



- Болты М6х12 ÷ М16х150 класс прочности 4.8; 5.8; 8.8; 10.9
- Гайки М6 ÷ М16, класс прочности 6; 8
- Шпильки М6 ÷ М16, L=1000, 2000 мм
- Винты М3 ÷ М10, L=6 ÷ 70 мм
- Шурупы; Саморезы; Заклепки; Шпильнты; Оси
- Гвозди строительный, специальные; Проволока

ВЫСОКОЕ КАЧЕСТВО



Горячее цинкование крупногабаритных металлоконструкций и труб



247500, Республика Беларусь, Гомельская область,

г.Речица, ул. Фрунзе, 2

Телефон: +375 2340 6-34-87, 6-22-73, 6-36-83

Факс: +375 2340 6-52-60, 6-31-82, 2-50-20

www.rmz.by e-mail: info@rmz.by

