

1 (86) '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 «БЕЛНИИЛИТ»
- ОАО «ГОМЕЛЬСКИЙ ЛИТЕЙНЫЙ ЗАВОД «ЦЕНТРОЛИТ»
- ГНУ «Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси»
- ОАО «Минский тракторный завод»
- ОАО «Могилевский металлургический завод»
- ОАО «Речицкий метизный завод»

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

К 60-й годовщине образования ОАО «БЕЛНИИЛИТ»	5
ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО	
Марукович Е. И., Степенко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Наноструктурные процессы плавки и литья чугуна с пластинчатым графитом . .	7
Рудницкий Ф. И., БНТУ, Куликов С. А., ОАО «МТЗ» Модифицирование чугунов ультрадисперсными добавками	11
Комаров О. С., Розенберг Е. В., БНТУ, Барановский К. Э., ГП «НТП БНТУ «Политехник» Комплексное модифицирование серого чугуна	16
Иванова О. С., Рыбак В. Н., НТУ Украины «КПИ им. Сикорского» Математическое моделирование удельного электрического сопротивления шлаков ЭШП.	21
Косович А. А., Гильманшина Т. Р., Сибирский федеральный университет, Богданова Т. А., ООО «КиК», Партыко Е. Г., Крицкий Д. Ю., Сибирский федеральный университет Разработка теплоизолирующих покрытий для пресс-форм литья под низким давлением.	26
Скворцов В. А., Скворцов А. А., БНТУ Проектирование вытряхных стержневых ящиков	30
Одарченко И. Б., Жаранов В. А., ГГТУ им. П. О. Сухого Применение алгоритма оценки технологической сложности отливок для ускорения процесса верификации качества проектирования литниково-питающих систем.	41
Комаров О. С., Розенберг Е. В., Урбанович Н. И., БНТУ, Барановский К. Е., ГП «НТП БНТУ «Политехник» Влияние макроструктуры на ликвацию в стальном слитке	45
САПР	
Сачек О. А., Чичко А. Н., Лихоузов С. Г., Матюшинец Т. В., Чичко О. И., БНТУ Параметризация изображений микроструктур чугуна с шаровидным графитом на основе функции плотности распределения графита по размерам включений	50
Чичко А. Н., Лихоузов С. Г., Сачек О. А., Яцкевич Ю. В., Матюшинец Т. В., Чичко О. И., БНТУ Моделирование распределения усадочных дефектов в отливке с прибыльями на основе уравнений Навье-Стокса и Фурье-Кирхгофа	59
МЕТАЛЛУРГИЯ	
Луценко В. А., Голубенко Т. Н., Луценко О. В., ИЧМ им. З. И. Некрасова НАН Украины, Глазунова Н. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Влияние аустенитизации на структурообразование хромомолибденованадиевой стали после высокого отпуска	69
Корчак А. Д., Рожков А. И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Симонок И. Ю., ИММС им. В. А. Белого НАН Беларуси Разработка и испытание безасбестовых фрикционных материалов в тормозных механизмах кранов на ОАО «Белорусский металлургический завод».	73
Пархоменко Ю. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Вибродиагностика и виброналадка – эффективный инструмент снижения затрат на ремонт и эксплуатацию оборудования.	76
Рожков А. И., Рожков А. И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Логвин В. В., Козлов А. В., ГГТУ им. П. О. Сухого, Грудницкий О. М., Феклистов А. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Об эффективности системы статических тиристорных компенсаторов на примере ОАО «БМЗ».	80
Бобарикин Ю. Л., Радькин Я. И., ГГТУ им. П. О. Сухого Определение оптимальной скорости оправки раскатного непрерывного прокатного стана с помощью численного моделирования.	86
Рожков А. И., Коновалов Д. Л., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Реализация и перспективы развития синергетического потенциала холдинга «Белорусская металлургическая компания».	93
Стеблов А. Б. Комплексный показатель качества металлопроката и его применение	97

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И. (гл. редактор), акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
 Иваницкий Н. И. (зам. гл. редактора), канд. техн. наук (Беларусь)
 Анелькин Н. И. (зам. гл. редактора по металлургии) (Беларусь)
 Бевза В. Ф., канд. техн. наук (Беларусь)
 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)
 Калининченко 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)
 Вольнец П. В. (компьютерная верстка, дизайн)
 Голосюк Н. В. (менеджмент)

АДРЕС РЕДАКЦИИ

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

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

Подписано в печать 9.03.2017.
 Выход в свет 30.03.2017.
 Формат 60x84%.
 Цена свободная

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

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Ушеренко С. М., Григорьев С. Н., БНТУ, Марукович Е. И., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Ушеренко Ю. С., Филиал БНТУ «ИПКИПК», Андрушевич А. А., БГАТУ
 Импульсное формирование структуры литейного алюминиевого сплава. 103

Анисович А. Г., ГНУ ФТИ НАН Беларуси
 Оптические эффекты при микроскопии неметаллических материалов 110

Цуркин В. Н., Череповский С. С., ИИПИТ НАН Украины
 Экспериментальное исследование воздействия ключевых параметров магнитно-импульсной обработки на величину электромагнитного давления 115

Покровский А. И., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Ковтун В. А., Гомельский филиал университета гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям РБ, Рябченко Т. В., ИММС им. В. А. Белого НАН Беларуси, Хроль И. Н., Министерство промышленности РБ
 Компьютерное моделирование напряжений на фазовых границах в высокопрочном чугуна при горячем выдавливании 123

Калининченко А. С., Шейнерт В. А., Калининченко В. А., Слуцкий А. Г., БНТУ
 Влияние условий получения быстроохлажденных гранул на основе железа на свойства композиционных материалов, формируемых литевой технологией . . 136

Томило В. А., БНТУ
 Кинематический расчет и моделирование прошивки при производстве труб . . . 143

Некролог. Земляков Г. В. 148

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.

1 (86) '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

Belarussian 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

Belarussian 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 Belarus, 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

CONTENTS

Subscription 75034

To 60-th Anniversary of OJSC BELNIILIT 5

FOUNDRY

Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus
Nanostructural processes of melting and casting of cast iron with flaky graphite 7

Rudnitsky F. I., Belarusian National Technical University, Kulikov S. A., JSC Minsk Traktor Plant
Modifying of cast iron with ultradisperse additives 11

Komarov O. S., Rozenberg E. V., Belarusian National Technical University, Baranowski K. E., Scientific and Technological Park of the BNTU «Polytechnic»
Complex modification of gray cast iron 16

Ivanova O. S., Rybak V. N., National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute»
Mathematical modeling of electrical resistivity of esr slag 21

Kosovich A. A., Gilmanshina T. R., Siberian Federal University, Bogdanova T. A., K&K ltd, Partyko E. G., Kritsky D. Yu., Siberian Federal University
Development of heat-insulating coatings for die mould of low-pressure casting. 26

Skvortsov V. A., Skvortsov A. A., Belarusian National Technical University
Designing of turn-out core boxes with loose sides 30

Odarchenko I.B., Zharanov V. A., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj
The use of the algorithm evaluation of technological complexity of castings to accelerate the quality of the verification process of gating systems designing 41

Komarov O. S., Rozenberg E. V., Urbanovich N. I., Belarusian National Technical University, Baranowski K. E., Scientific and Technological Park of the BNTU «Polytechnic»
Influence of the macrostructure on segregation of the steel ingot. 45

COMPUTER-AIDED DESIGN SYSTEM

Sachek O. A., Chichko A. N., Likhouzov S. G., Matyushinets T. V., Chichko O. I., Belarusian National Technical University
Parameterization of microstructures images of spheroidal graphite cast iron on the basis of the graphite distribution density function of the inclusions size 50

Chichko A.N., Likhouzov S. G., Sachek O. A., Jatskevich Yu. V., Matyushinets T. V., Chichko O. I., Belarusian National Technical University
Simulations of distributions of shrinkage defects in the casting with the profits based on the navier-stokes and fourier-kirchhoff equations 59

METALLURGY

Lutsenko V. A., Golubenko T. N., Lutsenko O. V., Ferrous Metal Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Glazunova N. A., OJSW «BSW – Management Company of Holding «BMC»
Effects of austenitization on structure formation chromo-molybdenum-vanadium steel after high tempering 69

Korchak A. D., Rozhkov A. I., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Simonyuk I. Yu., Metal-Polymer Research Institute of National Academy of Sciences
Developing and testing of non-asbestos friction materials in brake mechanisms of the cranes at the OJSC «Belarusian metallurgical works» 73

Parkhomenko Yu. V., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»
Vibration diagnostics and vibration alignment – effective tool to reduce the cost of repairs and maintenance of equipment 76

Rozhkov A. I., Rozhkov A. I., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Logvin V. V., Kozlov A. V., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Grudnitsky O. M., Feklistov A. V., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»
Effectiveness of static thyristor compensators systems on the example of OJSC «BSW» 80

Bobarikin Yu. L., Radkin Ya. I., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj
Determination of the optimal speed of the mandrel in the continuous reeling mill using numerical simulation 86

Rozhkov A. I., Konovalov D. L., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»
Realization and prospects of development of synergetic capacity of the holding «Belarusian metallurgical company» 93

STEBLOV A. B., Minsk
Comprehensive index of quality of rolled steel and its application 97

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.

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.

SCIENCE OF MATERIALS

Usherenko S. M., Grigoriev S. N., Belarusian National Technical University, Marukovich E. I., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Usherenko Yu. S., Branch BNTU «IPK and PC», Andrushevich A. A., Belarusian State Agrarian Technical University
 Pulse formation of structure of foundry aluminum alloy 103

Anisovich A. G., State research institution Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus,
 Optical effects at nonmetallic materials microscopy 110

Tsurkin V. N., Cherepovskiy S. S., Institute of Pulse Processes and Technologies of the National Academy of Sciences of Ukraine
 Experimental study on the impact of key parameters of melt magnetic-pulse treatment on the electromagnetic pressure 115

Pokrovsky A. I., Physical-Technical Institute National Academy of Sciences of Belarus, Kovtun V. A., The Gomel branch of University of civil defense of Emergency Situation Ministry of the Republic of Belarus, Ryabchenko T. V., Metal-Polymer Research Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Khrol I. N., Ministry of Industry of the Republic of Belarus
 Computer modeling of strains on phase boundaries in ductile cast iron at hot extrusion 123

Kalinichenko A. S., Sheinert V. A., Kalinichenko V. A., Slutsky A. G., Belarusian National Technical University
 The effect of preparation conditions of rapidly solidified iron based granules on properties of composite material formed by casting technology 136

Tamila V. A., Belarusian National Technical University
 Kinematic calculation and simulation of the piercing in pipe production. 143

Obituary G.V.Zemlyakov 148

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.

К 60-й годовщине образования ОАО «БЕЛНИИЛИТ»



История становления ОАО «БЕЛНИИЛИТ» берет свое начало в январе 1957 г., когда был создан филиал НИИТавтопрома. В 1978 г. он получил статус самостоятельного научно-исследовательского и конструкторско-технологического института (НИИЛИТавтопром) – головного института по литейному производству Минавтопрома СССР. В 1993 г. институт перешел в республиканское подчинение, получил статус головного НИИ по литейному производству Министерства промышленности Республики Беларусь и был переименован в Белорусский научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт литейного производства (УП «ИНСТИТУТ БЕЛНИИЛИТ»), а с 2009 г. преобразован в Открытое акционерное общество «БЕЛНИИЛИТ».

ОАО «БЕЛНИИЛИТ» – это более чем полувековой опыт развития и создания оборудования и технологий получения литых заготовок для автомобильной, тракторной промышленности, сельскохозяйственного машиностроения и других отраслей промышленности.

Учеными, конструкторами и технологами создано большое количество оборудования – машин, автоматических линий, устройств для различных переделов литейного производства машиностроительных предприятий.

Результаты многолетнего напряженного труда коллектива института широко известны не только в Беларуси, но и в странах ближнего и дальнего зарубежья.

Наши разработки используются на крупнейших предприятиях Беларуси (МТЗ, МАЗ, БелАЗ, ММЗ и др.), России (ГАЗ, ЗМЗ, ЯМЗ («Автодизель»), «Рубин» и др.), Украины (Азовэлектросталь, Днепропетровский стрелочный завод, завод им. В. А. Малышева и др.), а также Китая (АСИМКО Фаундри, Нанкинский завод поршневых двигателей и др.), Аргентины (КиошиКомпрешн).

На этих и других предприятиях внедрено большое количество оборудования для получения стержней, формовочных машин и линий; кокильными машинами оснащены многие заводы авто-тракторной промышленности. Созданы автоматические машины для финишной обработки литых заготовок. Машины для литья под низким давлением эксплуатируются на ряде предприятий, в том числе на Осиповичском заводе автомобильных агрегатов. Машины для литья гильз цилиндров ДВС в облицованные кокили (Лидский литейно-механический завод) и ряд других видов литейного оборудования – это результат огромного труда коллектива института, его вклад в развитие отечественного автомобильного, тракторного и сельскохозяйственного машиностроения. Широкую известность приобрели автоматические линии и машины вертикально-стопочной формовки для получения литых заготовок поршневых колец, внедренные на ВАЗе, ГАЗе, КамАЗе, ЯМЗ, предприятиях Болгарии, Китайской Народной Республики, Венгрии и многих других предприятиях.

Ведутся разработки новых технологических процессов и машин изготовления песчаных стержней из ХТС, конструкций смесителей для ХТС, получения литейных форм. Такие стержневые машины внедрены на МТЗ, МАЗе, ОАО «Азовсталь» (г. Мариуполь, Украина), ГАЗе (Россия).

Все работы по созданию литейных технологий и материалов, необходимого оборудования, оснастки и внедрению их в производство выполняются «под ключ», под требования заказчика, с проведением необходимых исследований, проектирования, изготовления оборудования и до монтажа,



*А. П. Мельников,
директор ОАО «БЕЛНИИЛИТ»*

наладки и запуска в эксплуатацию на предприятии заказчика с обучением его производственного персонала, что гарантирует получение высококачественных отливок.

В стенах ОАО «БЕЛНИИЛИТ» трудятся высококвалифицированные ученые, технологи и конструкторы, рабочие и специалисты, готовые решить любые задачи.

Активно внедряются передовые методы автоматизированного компьютерного проектирования оборудования, оснастки, создания новых техпроцессов.

Сотрудники института очень внимательно относятся к повышению научно-технического уровня своих разработок, которые оказывают большое влияние на качество продукции машиностроительных предприятий республики, востребованной как на внутреннем, так и на внешних рынках, и являются лицом государства, его тружеников.

Институтом получено более 200 авторских свидетельств, отечественных и зарубежных патентов, свыше 150 разработок института выполнено на уровне изобретений.

Уважаемые коллеги, дорогие друзья!

В честь 60-летнего юбилея ОАО «БЕЛНИИЛИТ» выражаю особые слова благодарности ветеранам, вложившим свои знания и опыт в дело развития института, создания ему авторитета в стране и за рубежом. Могу смело утверждать, что начатое ими в далеком 1957 г. дело находится в надежных руках молодых ученых-технологов, конструкторов и специалистов, способных решать сложные проблемы литейного производства, принимающих активное участие в создании новых, прогрессивных технологий и оборудования.

От имени коллектива ОАО «БЕЛНИИЛИТ» благодарю всех наших партнеров за взаимовыгодное и плодотворное сотрудничество, надеюсь, что оно будет успешным и в будущем.

Желаю ОАО «БЕЛНИИЛИТ» дальнейшего процветания, а всему коллективу – крепкого здоровья, благополучия, радости и счастья, любви, семейного достатка и, конечно же, эффективной работы и новых творческих достижений!

С праздником!

*С уважением,
А. П. Мельников,
директор ОАО «БЕЛНИИЛИТ»,
канд. техн. наук,
Лауреат Государственной премии БССР*



УДК 669.154

Поступила 24.01.2017

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ ЧУГУНА С ПЛАСТИНЧАТЫМ ГРАФИТОМ

NANOSTRUCTURAL PROCESSES OF MELTING AND CASTING OF CAST IRON WITH FLAKY GRAPHITE

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

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

Показано, что плавление и литье чугуна с пластинчатым графитом являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами. В них главную роль играют центры кристаллизации дендритов графита, нанокристаллы графита, растворенный и адсорбированный кислород. Роль модифицирующей лигатуры ФС75 сводится к снижению концентрации адсорбированного кислорода и обогащению расплава центрами кристаллизации дендритов графита.

It is shown that melting and casting of cast iron with flaky graphite are the complex physical and chemical nanostructural processes. The major role in these process is played by the centers of crystallization of dendrites of graphite, graphite nanocrystals, the dissolved and adsorbed oxygen. The modifying ligature of FS75 is used to decrease concentration of the adsorbed oxygen and to fusion enrichment by the centers of crystallization of dendrites of graphite.

Ключевые слова. Чугун с пластинчатым графитом, плавка, литье, модифицирование, нанокристаллы, центры кристаллизации, дендриты аустенита, дендриты графита, адсорбированный кислород.

Keywords. Cast iron with flaky graphite, melting, casting, modifying, nanocrystals, the centers of crystallization, austenite dendrites, graphite dendrites, the adsorbed oxygen.

В настоящее время в Беларуси наибольшее количество отливок получают из чугуна с пластинчатым графитом (ЧПГ). Этот сравнительно дешевый сплав имеет хорошие демпфирующие и антифрикционные свойства. Главным недостатком ЧПГ является наличие свободного эвтектического цементита, который ухудшает механические и технологические свойства отливок. Эти свойства также снижают грубые (слаборазветвленные) пластинчатые дендриты эвтектического графита. Для повышения механических и технологических свойств отливок расплав чугуна при температуре 1370–1430 °С обрабатывают модифицирующей лигатурой ФС75. Она имеет следующий состав: кремний – 75%; кальций – 0,5–1,0; алюминий – 0,1–2,5%; остальное – железо [1]. Лигатура ФС75 состоит из кристаллов кремния и интерметаллидов [2]. Последние при расплавлении и растворении в расплаве чугуна распадаются на кремний, кальций и алюминий, которые вступают в реакцию с растворенными кислородом и серой. Модифицирующая лигатура ФС75 служит хорошим раскислителем и десульфатором чугуна, поэтому считают, что ее продукты взаимодействия с растворенными кислородом и серой являются центрами кристаллизации (ЦК) графита. Однако показано, что кристаллические решетки полученных неметаллических включений (оксидов, сульфидов) и графита не удовлетворяют принципу структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского [3]. Поэтому с точки зрения общепринятой (классической) теории модифицирования не ясен механизм воздействия модифицирующей лигатуры ФС75 на микроструктуру чугуна.

Теория модифицирования сплавов должна исходить из теории жидкого состояния. В настоящее время она слабо разработана и достаточно противоречива. Современные представления о металлической жидкости основаны на том, что расплав – однофазная жидкость, состоящая из атомов. Кроме того, они по непонятному (случайному) механизму периодически и с очень высокой частотой образуют достаточно сложные упорядоченные области – кластеры. Их строение очень близко к структурам кристаллических фаз сплава. Считают, что время жизни кластеров составляет 10^{-10} – 10^{-11} с [4]. Такие крайне неста-

бильные структурные образования не могут быть центрами кристаллизации (ЦК) фаз. Поэтому классическая теория модифицирования опирается на теорию гетерогенного зародышеобразования. В ней в качестве ЦК выступают стабильные в расплаве интерметаллидные или неметаллические частицы. Но такие представления не могут объяснить механизм модифицирования чугуна лигатурой ФС75.

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

1. Между жидким и твердым кристаллическими состояниями должна быть наследственная структурная связь. Это означает, что в расплаве должны стабильно существовать как минимум элементарные кристаллические ячейки фаз.

2. Из результатов по центрифугированию жидких бинарных сплавов следует, что в расплаве существуют упорядоченные зоны (нанокристаллы) фаз с радиусом 2–5 нм [5].

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

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

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

6. Термодинамика и кинетика формирования дендритов фаз при высоких скоростях затвердевания сплавов требуют, чтобы основными строительными структурными элементами процесса кристаллизации были не атомы, а нанокристаллы фаз.

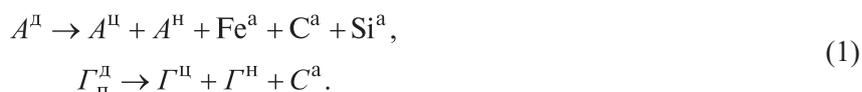
7. Прямые дифракционные исследования и эксперименты по малоугловому рассеянию рентгеновских лучей и нейтронов доказывают, что в расплавах довольно долго (стабильно) существуют кристаллические наноструктурные образования фаз (нанокристаллы) [4].

8. Высокая устойчивость нанокристаллов фаз в расплаве кинетически обеспечивается за счет относительно низких значений удельной межфазной поверхностной энергии. Ее значение для нанокристаллов Fe дисперсностью 3,6 нм составляет $0,64 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$ [6].

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

10. При плавлении металлов их коэффициенты диффузии (самодиффузии) скачкообразно увеличиваются в 1000–10 000 раз [5]. Соответственно, во столько же раз возрастают потоки веществ. Это свидетельствует о том, что в расплавах происходит кооперативный, нанокристаллический перенос веществ, а основными структурными единицами являются не атомы, а нанокристаллы.

Исходя из того, что расплавы в основном состоят из нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон, можно исследовать и понять процессы плавки и литья ЧПГ. Его плавка включает расплавление сплава и перегрев расплава, а литье – процессы модифицирования и кристаллизации фаз. Рентгенодифракционным методом было установлено, что расплав чугуна состоит из двух областей: первая – со строением аустенита, вторая – со структурой цементита [7]. При плавлении ЧПГ происходит распад дендритов аустенита (A^D) на их центры кристаллизации (A^U), нанокристаллы (A^H), атомы железа (Fe^a), углерода (C^a) и кремния (Si^a). Также происходит распад пластинчатых графитных дендритов (Γ^D) на их центры кристаллизации (Γ^U), нанокристаллы (Γ^H), атомы углерода (C^a) по следующим реакциям:



В основном (более 90%) это A^H и Γ^H . Кроме того, нанокристаллы аустенита и графита вступают в реакцию и образуют нанокристаллы цементита:



При перегреве расплава чугуна и его взаимодействии с парами воды ($H_2O(g)$) воздушной атмосферы происходит следующая реакция:



Растворенный кислород диффундирует в бесструктурные зоны расплава, а затем адсорбируется в первую очередь на ЦК дендритов аустенита и графита. При достижении определенной концентрации адсорбированного кислорода A^H и Γ^H распадаются по эффекту Ребиндера на m и n более мелких нанокристаллов аустенита и графита:



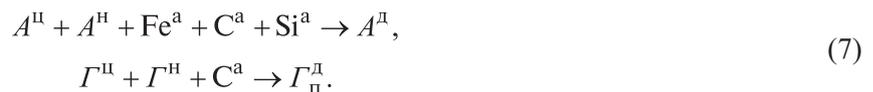
В результате концентрации A^H и Γ^H в расплаве уменьшаются и структура отливок становится крупнокристаллической. При эвтектической кристаллизации чугуна происходит реакция



в том случае, если существует достаточное количество ЦК графита, в противном случае кристаллизуется аустенитно-цементитная эвтектика (ледебурит). Повышенная в чугуне (более 2%) концентрация кремния способствует снижению растворенного, а следовательно, адсорбированного кислорода. В результате активизируются процессы коагуляции нанокристаллов аустенита и графита в их ЦК:



Реакция (6) активизирует реакцию (5). В результате увеличивается количество Γ^H , а следовательно, возрастает концентрация Γ^H , что существенно ускоряет ход реакции (5) и приводит к получению аустенитно-графитной эвтектики. Распаду цементита при эвтектической кристаллизации способствует снижение скорости затвердевания чугуна. Высокая концентрация Γ^H в расплаве перед эвтектической кристаллизацией чугуна обеспечивается процессом растворения лигатуры с большим содержанием кремния. При этом происходит локальное повышение концентрации кремния, что создает условия для формирования в расплаве кристаллов первичного графита. При их последующем распаде в условиях пониженного содержания кислорода образуется большое количество Γ^H . Все эти условия для эвтектической кристаллизации ЧПГ обеспечивает лигатура ФС75. Содержащиеся в ней кальций и алюминий снижают концентрацию адсорбированного кислорода и серы, что способствует разветвлению дендритов графита. Этим в совокупности с повышенной концентрацией Γ^H объясняется модифицирующая способность лигатуры ФС75. После обработки ею расплава чугуна он кристаллизуется по следующим реакциям:



Таким образом, плавка и литье ЧПГ являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами, в которых определяющую роль играют центры кристаллизации дендритов графита, его нанокристаллы, растворенный и адсорбированный кислород.

Литература

1. **Справочник** по чугунному литью / Под ред. Н. Г. Гиршовича. Л.: Машиностроение, 1978.
2. **Диаграммы** состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Справочник. М.: Metallurgia, 1986.
3. **Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.** Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.
4. **Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А.** Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005.
5. **Ершов Г. С., Черняков В. А.** Строение и свойства жидких и твердых металлов. М.: Metallurgia, 1978.
6. **Стеценко В. Ю.** Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 33–35.
7. **Залкин В. М.** О состоянии углерода в жидком чугуне // Литейное производство. 2002. № 3. С. 2–5.

References

1. **Spravochnik po chugunnomu lityu** [Reference book on an iron casting]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1978.
2. **Diagrammy sostoyaniya dvoynnyh i mnogokomponentnyh sistem na osnove zheleza. Spravochnik** [Charts of a condition of double and multicomponent systems on the basis of iron. Reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** *Modificirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.
4. **Brodova I. G., Popel P. S., Barbin N. M., Vatolin N. A.** *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svojstv aluminiyevykh splavov* [Initial fusions as basis of formation of structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005.

5. Ershov G. S., Chernyakov V. A. *Stroenie i svoystva zhidkih i tverdyh metallov* [Structure and properties of liquid and solid metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978.

6. Stetsenko V. Yu. *Klasteri v zhidkih metallah – stabilnye nanokristally* [Clusters in liquid metals – stable nanocrystals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 33–35.

7. Zalkin V. M. *O sostoyanii ugleroda v zhidkom chugune* [About a condition of carbon in liquid cast iron]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2002, no. 3, pp. 2–5.



РЕСПУБЛИКАНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ БИБЛИОТЕКА ПРЕДЛАГАЕТ СПЕЦИАЛИСТАМ ОЗНАКОМИТЬСЯ С НОВЫМИ ИЗДАНИЯМИ

Жданкин, Н. А. Инновационный подход к борьбе с браком в металлургии / Н. А. Жданкин, Е. В. Худина // Металлург. – 2015. – № 8. – С. 11–17. – (Экономика-менеджмент). – Библиогр.: 15 назв.

Рассмотрены пути решения актуальной проблемы брака в металлургии. Показано, что проблема носит комплексный характер, затрагивающий производство, экономику, образование, региональное развитие и др. С помощью инновационных подходов произведен разбор проблемы и выявлены ее главные причины. Генерирование идей показало основные направления решения проблемы, главные из которых заключаются во внедрении управленческих инноваций, усилении работы с персоналом, разработке эффективной стратегии развития компании, уходе от сырьевой зависимости и др.

Кудрин, В. А. Металлургические шлаки – новый материал. Использование / В. А. Кудрин // Материаловедение. – 2015. – № 1. – С. 11–14. – (Современные технологии).

Показано, что прогресс, достигнутый в последнее время в разработке технологий утилизации шлаков, и масштабы реализаций этих разработок позволяют по-новому подойти к проблеме использования продуктов металлургического производства: исключить металлургические шлаки из перечня отходов производства и включить шлаки в число продуктов производства, считать их материалом, производимым этой отраслью.

Обогащение полиметаллических марганецсодержащих руд и рациональное использование полученных концентратов / О. И. Нохрина [и др.] // Изв. высш. учеб. заведений. Чер. металлургия. – 2015. – № 5. – С. 309–315. – (Металлургические технологии).

Рассмотрена Алтае-Саянская металлогеническая провинция, в которой были выявлены проявления марганцевых руд, которые из-за высокого содержания фосфора и железа не могут быть использованы для выплавки стандартных сплавов без предварительного обогащения. Термодинамические расчеты и экспериментальные исследования по обогащению полиметаллического марганецсодержащего сырья позволили определить основные технологические параметры извлечения компонентов и разработать технологическую схему обогащения. Показано, что марганцевый концентрат целесообразно использовать для выплавки марганца металлического и сталей с низким содержанием фосфора, что позволит снизить зависимость от импорта марганецсодержащих материалов. Разработана технология легирования стали с использованием полученного концентрата никеля, при этом замена никеля металлического его концентратом значительно сократит расходы на легирование. Разработана технология получения металлизированного железа методом твердофазного восстановления из железного концентрата, что позволит снизить содержание вредных примесей в стали.

Процев, Ю. В. Расчетный метод выбора вида переплава жаропрочных никелевых сплавов по размерам зерна в структуре / Ю. В. Процев // Технология металлов. – 2015. – № 3. – С. 12–21. – (Металловедение; технологии термической и химико-термической обработки).

Предложена сравнительная оценка жаропрочного никелевого сплава ЭП742 различных видов переплава по результатам замеров изменения прироста размеров зерен в зависимости от системы режимов отжига. Это оценка позволяет обеспечить обоснованный выбор наиболее предпочтительного вида переплава.

Семенов А. Д. Влияние кремния на формирование зародышей шаровидного графита в чугунах / А. Д. Семенов // Металлург. и горноруд. пром-сть. – 2015. – № 4. – С. 53–55. – (Литейное производство).

Выведены расчетные формулы для определения температуры охлаждения чугуна при вторичном модифицировании порошкообразным ферросилицием марки ФС75 прокатных валков с шаровидной формой графита. Дополнительное охлаждение зародышей, из которых будет формироваться шаровидные включения графита позволит уменьшить скорость их расплавления и повысить степень глобулярной формы графита.

Симонов, В. К. Низкотемпературная металлизация магнетитового концентрата путем интенсифицирующих воздействий / В. К. Симонов, А. М. Гришин // Электрометаллургия. – 2015. – № 4. – С. 22–24. – (Производство черных металлов). – Библиогр.: 6 назв.

Представлены результаты экспериментальных исследований низкотемпературной энергосберегающей металлизации тонкодисперсного магнетитового концентрата глубокого обогащения в псевдооживленном слое. Реализация процесса в присутствии 1% (мас.) каталитических добавок и повышенном до 0,4 МПа давлении водорода позволила полностью металлизировать шихту при 873–923 К в течение менее получаса. Развита представления о механизме интенсифицирующего влияния примененного комплекса воздействий на реагирующую систему.

Тягунов, А. Г. Влияние микролегирования и температуры выплавки на свойства сплавов ЧС70 и ЧС88 в жидком и твердом состояниях / А. Г. Тягунов, В. В. Вьюхин, Е. Е. Барышев // Электрометаллургия. – 2015. – № 6. – С. 15–19. – (Теория металлургических процессов).

В результате комплексного исследования физических свойств жидких жаропрочных никелевых сплавов определены температурные интервалы структурных превращений, связанные с переводом расплава в гомогенное и микрооднородное состояние. Установлено влияние микролегирования на температуры перехода расплава. Установлена взаимосвязь между состоянием расплава, процессом кристаллизации, структурой и свойствами твердого металла.



УДК 621.745.551

Поступила 03.02.2017

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНОВ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ДОБАВКАМИ MODIFYING OF CAST IRON WITH ULTRADISPERSE ADDITIVES

Ф. И. РУДНИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: stl_minsk@tut.by,

С. А. КУЛИКОВ, ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29. E-mail: cyberlis@mail.ru

F. I. RUDNITSKY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: stl_minsk@tut.by,

S. A. KULIKOV, OJSC Minsk Tractor Works, Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str. E-mail: cyberlis@mail.ru

Рассмотрены состав, структура, способы получения ультрадисперсных материалов (УДМ) и перспективы их применения в технологических процессах литейного производства. Установлено положительное влияние УДМ при введении в расплав на структуру и свойства серого чугуна, предназначенного для изготовления отливок моторной группы.

The composition, structure, methods of receipt of ultradisperse materials (UDM) and the prospect of their application in engineering procedures of foundry production are considered. Positive influence of UDM when entering in fusion on structure and properties of the gray cast iron intended for production of castings of motor group is established.

Ключевые слова. Ультрадисперсные материалы, серый чугун, модифицирование, свойства, отливки моторной группы.

Keywords. Ultradisperse materials, gray cast iron, modifying, properties, castings of motor group.

В настоящее время в науке и технике расширяется применение нанотехнологий, разрабатываются и осваиваются новые способы получения и применения наноразмерных материалов. Литейное производство в этом направлении также не является исключением.

Понятие «ультрадисперсные модификаторы» (УДМ) включает в себя весь спектр добавок с размером частиц 10–100 нм. Стоит оговориться, что указанный размер достаточно условный, так как существуют определенные сложности в точном определении размеров частиц нанопорошков (табл. 1) ввиду их способности к самоорганизации, т. е. частицы порошка могут иметь наноразмерные величины, в то время как размеры их агломератов будут отличаться на порядок.

Таблица 1. Результаты определения размера частиц Fe, полученных различными методами [1]

Методы анализа	Размер частиц, нм
Сканирующая электронная микроскопия	50–80
Просвечивающая электронная микроскопия	300–1000
Рентгенография	20
Малогоугольное рассеяние нейтронов: нейтронография	24–64
Низкотемпературная адсорбция (БЭТ)	60
Статическое светорассеяние	500–8000
Динамическое светорассеяние	70

Морфология наночастиц различна – это гранулы, зерна, волокна и т. п. Именно размер частиц УДМ определяет их уникальные свойства, так как в пределах 1–100 нм резко изменяются температура плавления, электропроводность, теплоемкость, оптические свойства [2]. Строение частиц также разнообразно: простое – частица одного вещества, «ядро-оболочка» (причем оболочка может быть многослойной), частицы типа «Янус», состоящие из двух наночастиц и др. (рис. 1).



Рис. 1. Морфология биметаллических наночастиц [2]

Наноструктуры возникают в процессе кристаллизации, рекристаллизации, фазовых превращений, высоких механических нагрузок, интенсивной пластической деформации и др. Способы получения наноразмерных материалов делятся на физические, химические, биологические [1–3]. Способ получения частиц определяется конечной морфологией, размером и свойствами материала. К физическому методу относится распыление, измельчение объекта, причем этот метод можно совместить с химическим, холодное и горячее прессование, в том числе под сверхвысокими давлениями. Комбинирование методов позволяет ускорять процессы получения сложных по строению частиц. К химическим способам относят криохимический синтез, заключающийся в стабилизации активных атомов вещества при низких и сверхниз-

ких температурах; восстановление металлов из растворов их солей; получение наночастиц конденсацией из паров и газофазный синтез; плазмохимический синтез; пиролиз металлоорганических соединений и др.

Ультрадисперсные модификаторы (УДМ) уже опробованы в области приготовления противопригарных покрытий [4, 5], а также при модифицировании литья [6], в том числе высокопрочных чугунов.

Из второго закона термодинамики вытекает, что вводимые в расплав ультрадисперсные частицы аккумулируют тепло, которое расходуется на их нагрев и плавление. Это приводит к тому, что ультрадисперсные частицы в расплаве становятся так называемыми «тепlostоками» [7], позволяя убрать перегрев металла и изменять кинетику его кристаллизации. Однако применение УДМ непосредственно для модифицирования расплава сопряжено с рядом трудностей, обусловленных размером частиц. Время существования стальной дроби диаметром 1 мм в расплаве стали при $T = 1560\text{ }^\circ\text{C}$ составляет около 1 с, диаметром 3–5 мм – 10 с [7]. Из этого вытекает, что продолжительность жизни ультрадисперсных частиц в расплаве крайне мала – менее 1 с. Таким образом, по отношению к УДМ для литейного производства целесообразно проводить наноконструирование частиц для увеличения живучести.

Общее время плавления частицы можно представить выражением:

$$t_{\text{общ}} = t_{\text{н}} + t_{\text{плс}} + t_{\text{пл}}, \quad (1)$$

где $t_{\text{общ}}$ – время намерзания расплава на частице; $t_{\text{плс}}$ – время плавления намерзшего слоя; $t_{\text{пл}}$ – время плавления нагретой частицы.

Если расплав и УДМ имеют схожие теплофизические характеристики, то второй и третий периоды можно рассматривать как один процесс. Если же расплав и УДМ имеют различные химические составы, то при расчете времени плавления частицы необходимо учитывать не только теплообмен, но и массообмен. В результате чего (1) принимает вид:

$$t_{\text{общ}} = t_{\text{н}} + t_{\text{плс}} + t_{\text{пл}} + t_{\text{диф}}, \quad (2)$$

где $t_{\text{диф}}$ – время диффузионного растворения частицы.

Регулирование продолжительности каждого периода позволяет достичь необходимого строения отливки. Причем само регулирование можно проводить различными способами: изменяя количество вводимого УДМ, его химический состав, морфологию частиц и т. п. (рис. 2).

Так, количество вводимого УДМ влияет на величину переохлаждения, из чего следует, что при определенном количестве УДМ кристаллизация отливки закончится до полного растворения частиц. Это, в свою очередь, позволяет получать композиты, а также смешанные формы структурных областей. Если же наличие таких областей в конечной структуре нежелательно, изменение морфологии частицы (наличие тугоплавкой оболочки), ее химического состава (тугоплавкие соединения) позволяют увеличить общее время существования частицы в расплаве, не увеличивая количества УДМ. Следует отметить, что химический состав частицы, а также наличие градиента температур на границе раздела частица-расплав могут провоцировать образование на поверхности частицы пленок различного состава. Они

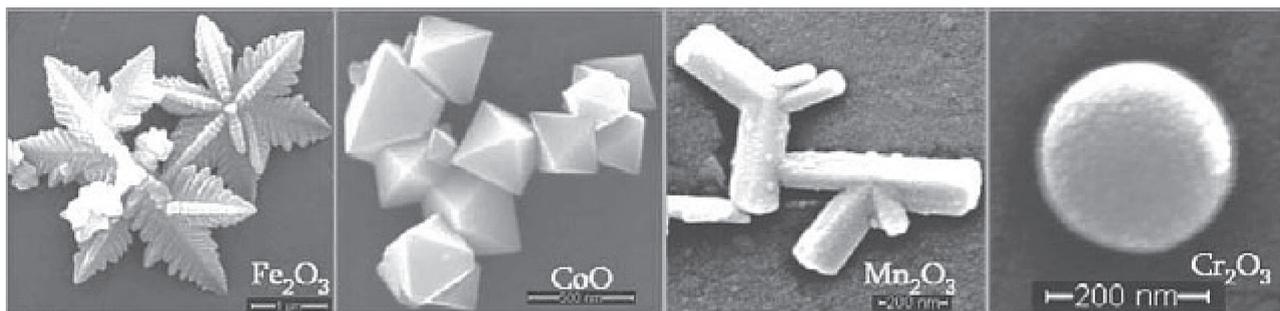


Рис. 2. Морфология наночастиц оксидов металлов [2]

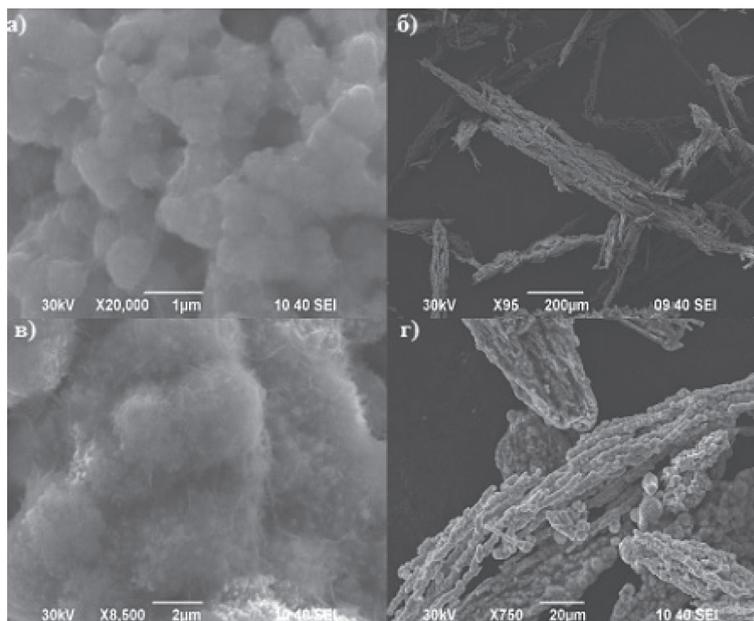


Рис. 3. Пример физического воздействия на процесс образования наночастиц никеля [8]: а – 95 °С; б – 95 °С, в магнитном поле; в – 95 °С, ультразвуковая обработка; г – 95 °С, ультразвуковая обработка, в магнитном поле

служат дополнительной оболочкой, позволяя увеличить время существования частицы до ее полного растворения.

Выбор материала частицы зависит от эффекта при модифицировании и требует дополнительного изучения. В работе [7] автор расположил соединения в ряд по величине уменьшения инокулирующей способности в расплаве: порошок, изоморфный сплаву (например, сталь–железный порошок)–интерметаллиды–карбиды–нитриды–бориды–сульфиды–оксиды. Примечательно, что оксиды расположены последними, в связи с чем автор отметил, что, например, чистый алюминий эффективно влияет на переохлаждение стали, но, будучи связанный в оксид, утрачивает эту способность. Также отмечено различное влияние порошка марганца на переохлаждение железа в зависимости от температуры, при которой в расплав вводится инокулятор.

При производстве самих наноразмерных материалов их свойства задают параметрами технологического процесса – температура, давление и т. п. Однако для достижения максимальной эффективности ультрадисперсных частиц в процессе изготовления модификатора на их основе также целесообразно применять различные воздействия (рис. 3). В этом плане вызывает большой интерес явление самоорганизации наночастиц, позволяющее при физическом воздействии на частицы добиться управляемой самоорганизации нанообъектов в кластеры [1, 8, 9]. При этом, учитывая то, что на поверхности нанокластеров наибольшей реакционной способностью обладают атомы, расположенные в вершинах объекта [2], можно ожидать той или иной направленности реакции в металлических расплавах.

Физические воздействия для получения УДМ также накладывают определенные ограничения. Компактирование нанопорошков, к примеру, не позволяет получить образцы с высокой плотностью ввиду значительной пористости. В случае применения высокотемпературной обработки нанопорошки могут выйти из наноструктурного состояния.

Само поведение частицы в расплаве требует уточнения. В работе [7] отмечено, что моделирование движения частиц в водной среде показывает погружение частиц в области дна формы с последующим конвективным подъемом в остальные части расплава. При этом были подобраны материалы с соответствующей плотностью. В то время как математическое моделирование [10] показывает, что без учета плотности объектов погружения частиц в глубину не происходит, для чего требуется дополнительная энергия – вдув порошка газом-агентом и т. п. Таким образом, определение параметров производства УДМ в настоящее время является весьма важной проблемой, требующей дополнительных исследований.

УДМ целесообразно применять комплексно, совмещая инокулирующую способность модификатора с процессом микролегирования металлической матрицы. При таком подходе применение УДМ открывает широкие перспективы для разработки новых технологических процессов получения отливок, а также позволяет повысить качество выпускаемого литья.

Учитывая перспективность применения ультрадисперсных частиц в литейных технологических процессах, в работе проведено их опробование в условиях литейного производства ОАО «Минский тракторный завод». На первом этапе, на плавильном участке ЦТСП проведены лабораторные эксперименты по модифицированию серого чугуна марки СЧ20 ультрадисперсным модификатором на основе отходов производства быстрорежущих сталей. Для удаления СОЖ применяли щадящую термическую обработку. Эксперименты проводили следующим образом: в ковш емкостью 100 кг перед заливкой металла подавали предварительно взвешенный модификатор в количестве 1; 2,5 и 5% от массы расплава. От каждого ковша в песчаные формы отливали стандартные образцы для определения механических свойств, по два в каждой форме. Получившиеся образцы были пронумерованы: 1А и 1Б – контрольные образцы без добавок УДМ, 2А и 2Б с добавкой 1% УДМ, 3А и 3Б – с добавкой 2,5% УДМ, 4А и 4Б – с добавкой 5% УДМ. После выдержки в форме в течение 10 мин образцы извлекали и охлаждали на воздухе до комнатной температуры. Далее от образцов были отделены фрагменты длиной 30 мм, на которых определяли твердость по литой поверхности и в центре среза. Затем образцы меньших размеров использовали для определения химического состава. Из оставшейся части отливок изготавливали образцы для разрывных испытаний. Химический состав образцов приведен в табл. 2. По результатам испытаний зафиксировано увеличение твердости образцов пропорционально количеству введенного УДМ: с 207 и 197 НВ (литая поверхность и сердцевина) у контрольных образцов, до 241 и 241 НВ соответственно у образцов № 4. При этом предел прочности на разрыв опытных образцов также возрастает с увеличением количества вводимого УДМ с 197 МПа у образцов № 1 до 235 МПа у образцов № 4.

Таблица 2. Химический состав исследуемого чугуна в зависимости от модифицирования УДМ

Номер образца	Массовая доля элемента, %											
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	Mo	V	P	Cu	W	S
1А	3,3	0,8	2,0	0,07	0,04	0,02	–	–	0,03	0,15	–	0,05
1Б	3,3	0,8	2,0	0,07	0,04	0,02	–	–	0,03	0,15	–	0,05
2А	3,3	0,8	1,9	0,10	0,04	0,02	0,07	0,02	0,03	0,15	0,03	0,04
2Б	3,3	0,8	1,9	0,10	0,04	0,02	0,07	0,02	0,04	0,14	0,03	0,03
3А	3,2	0,8	1,9	0,15	0,04	0,02	0,09	0,04	0,03	0,15	0,10	0,03
3Б	3,2	0,8	1,9	0,15	0,04	0,02	0,09	0,04	0,03	0,14	0,10	0,02
4А	3,3	0,8	1,8	0,17	0,04	0,02	0,11	0,05	0,03	0,15	0,13	0,02
4Б	3,3	0,8	1,8	0,17	0,04	0,02	0,11	0,05	0,03	0,15	0,14	0,03

По результатам предварительных лабораторных испытаний целью второго этапа работы явилось проведение промышленных испытаний по модифицированию УДМ чугуна СЧ20 при его выплавке для изготовления отливок моторной группы на плавильном участке ЛЦ-1. Эксперимент проводили следующим образом: в ковш емкостью 1000 кг перед заливкой металла подавали предварительно взвешенный модификатор в количестве 2,8% от массы расплава. Модифицированным расплавом были залиты формы отливки 50-1005141 «Крышка коренного подшипника». При заливке металла зафиксировано падение температуры расплава с 1420 °С на желобе печи до 1380 °С при заливке в форму, жидкотекучесть расплава при этом не изменилась. От образовавшейся партии отливок были отобраны образцы: «К» – контрольный, без добавки УДМ, «О» – опытный, с добавкой 2,8% УДМ. Далее отобранные отливки были направлены в ЦЗЛ для определения механических свойств. Полученные данные свидетельствуют

о том, что при добавке УДМ твердость отливок «К» и «О» по литой поверхности одинакова – 202 НВ, однако на глубине припуска на механическую обработку твердость отливок, модифицированных УДМ, выше – 197 и 187 НВ соответственно. При этом предел прочности на разрыв возрос от 197 до 218 МПа.

В результате проведенных лабораторных и промышленных испытаний установлено, что ультрадисперсные частицы могут быть перспективными материалами в различных технологических процессах литейного производства. Для их повсеместного внедрения необходима детальная проработка технологических аспектов их применения: изыскание наиболее благоприятной морфологии, состава и способов ввода.

Литература

1. Крушенко Г. Г., Решетникова С. Н. Проблемы определения размеров наночастиц // Вестн. СибГАУ им. М. Ф. Решетнева. 2012. № 2. С. 167–170.
2. Попов Ю. В., Мохов В. М., Небыков Д. М., Будко И. И. Наноразмерные частицы в катализе: получение и использование в реакциях гидрирования и восстановления // Изв. ВолгГТУ. 2014. Т. 12. № 7. С. 5–44.
3. Оленев П. С., Ткачев Н. В. Получение наноструктурных материалов // Ультрадисперсные порошки, наноструктуры, материалы. VI ставеровские чтения. Красноярск: СФУ, 2012. С. 116–118.
4. Кукуй Д. М., Николайчик Ю. А. Применение наноматериалов для синтеза высокотемпературной фазы в противопригарных покрытиях // Литье и металлургия. 2014. № 2. С. 5–8.
5. Комаров О. С., Волосатиков В. И., Проворова И. Б., Комарова Т. Д., Барановский К. Э. Наноразмерные и ультрадисперсные частицы в литейных технологиях // Литье и металлургия. 2014. № 2. С. 42–46.
6. Калинин В. Т., Сусло Н. В. Исследования по использованию наномодификаторов при производстве чугунных мелющих шаров // Сучасные проблемы металлургії. 2009. Т. 12. С. 59–65.
7. Затоловский С. С. Суспензионная разливка. Киев: Наукова думка, 1981. 260 с.
8. Лапсина П. В., Кагакин Е. И. Влияние внешних воздействий на образование никеля из кристаллической соли // Ультрадисперсные порошки, наноструктуры, материалы. VI ставеровские чтения. Красноярск: СФУ, 2012. С. 95–98.
9. Ципотан А. С., Лямкина Н. Э., Шамшурин А. В. Контролируемое лазерным излучением формирование наноструктур с заданной топологией // Ультрадисперсные порошки, наноструктуры, материалы. VI ставеровские чтения. Красноярск: СФУ, 2012. С. 81–84.
10. Лихошва В. П., Рейнталь Е. А., Бондарь Л. А., Тимошенко А. Н. Моделирование динамики движения частицы на границе газ-жидкость и в жидких средах // Процессы литья. 2012. № 6. С. 65–71.

References

1. Krushenko G. G., Reshetnikova S. N. Problemy opredelenija razmerov nanochastic [Problems of definition of the size of nanoparticles]. *Vestnik SibGAU im. M. F. Reshetneva = Bulletin SibSAU them. M. F. Reshetnev*, 2012, no. 2, pp. 167–170.
2. Popov Ju. V., Mohov V. M., Nebykov D. M., Budko I. I. Nanorazmernye chasticy v katalize: poluchenie i ispol'zovanie v reakcijah gidrirovaniya i vosstanovleniya [Nanoscale particles in catalysis: preparation and use in hydrogenation reactions, and recovery]. *Izvestija VolgGTU = News VSTU*, 2014, no. 7, pp. 5–44.
3. Olenev P. S., Tkachev N. V. *Poluchenie nanostrukturnyh materialov. Ul'tradispersnye poroshki, nanostrukturnye, materialy. VI staverovskie chtenija* [Preparation of nanostructured materials. Soot, nanostructure materials. VI staverovskie reading]. Krasnojarsk, SFU Publ., 2012, pp. 116–118.
4. Kukuj D. M., Nikolajchik Ju. A. *Primenenie nanomaterialov dlja sinteza vysokotemperaturnoj fazy v protivoprigarnyh pokrytyah* [Application of nanomaterials for synthesis of high-temperature phase in nonstick coverings]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 2, pp. 5–8.
5. Komarov O. S., Volosatikov V. I., Provorova I. B., Komarova T. D., Baranovski K. E. *Nanorazmernye i ul'tradispersnye chasticy v litejnyh tehnologijah* [Nanodimensional and superdispersed particles on foundry technologies]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 2, pp. 42–46.
6. Kalinin V. T., Suslo N. V. *Issledovaniya po ispol'zovaniju nanomodifikatorov pri proizvodstve chugunnych meljushhih sharov* [Research on the use nanomodifiers in the manufacture of cast-iron grinding balls]. *Suchasnye problemy metallurgii = Modern problems of metallurgy*, 2009, pp. 59–65.
7. Zatulovskij S. S. *Suspenzionnaja razlivka* [Suspension casting]. Kiev, Navukova dumka Publ., 1981, 260 p.
8. Lapsina P. V., Kagakin E. I. *Vlijanie vneshnih vozdeystvij na obrazovanie nikelja iz kristallicheskoj soli. Ul'tradispersnye poroshki, nanostrukturnye, materialy. VI staverovskie chtenija* [The impact of external influences on the formation of the nickel crystalline salt. Soot, nanostructure materials. VI staverovskie reading]. Krasnojarsk, SFU Publ., 2012, pp. 95–98.
9. Cipotan A. S., Ljamkina N. E., Shamshurin A. V. *Kontroliruemoe lazernym izlucheniem formirovanie nanostruktur s zadannoj topologiej. Ul'tradispersnye poroshki, nanostrukturnye, materialy. VI staverovskie chtenija* [Controlled formation of nanostructures by laser radiation with a given topology. Soot, nanostructure materials. VI staverovskie reading]. Krasnojarsk, SFU Publ., 2012, pp. 65–71.
10. Lihoshva V. P., Rejntal' E. A., Bondar' L. A., Timoshenko A. N. *Modelirovanie dinamiki dvizhenija chasticy na granice gaz-zhidkost' i v zhidkikh sredah* [Modeling the dynamics of particle motion at the gas-liquid and liquid media]. *Processy lit'ja = Casting Processes*, 2012, no. 6, pp. 65–71.



УДК 669.15

Поступила 26.12.2016

КОМПЛЕКСНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ СЕРОГО ЧУГУНА COMPLEX MODIFICATION OF GRAY CAST IRON

*О. С. КОМАРОВ, Е. В. РОЗЕНБЕРГ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: komarov_metolit@tut.by,
К. Э. БАРАНОВСКИЙ, ГП «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24*

*O. S. KOMAROV, E. V. ROZENBERG, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: komarov_metolit@tut.by,
K. E. BARANOWSKI, Scientific and Technological Park of the BNTU «Polytechnic», Minsk, Belarus, 24, Kolasa str.*

Исследовали влияния комплексного модификатора химически-активными и поверхностно-активными добавками серого чугуна на величину отбела и ширину зоны половинчатого чугуна. В процессе исследований определяли ширину зоны отбела и половинчатой структуры в торцевой части стержней различного диаметра, отлитых на массивной стальной плите, а также в стандартных клиновых пробах. Установлено, что дополнительное введение поверхностно-активного висмута в состав различных графитизирующих модификаторов способствовало сокращению ширины зоны полного отбела и зоны половинчатого чугуна. Установлено, что комплексные модификаторы, состоящие из химически-активных и поверхностно-активных компонентов, эффективны в борьбе с отбелом в отливках из серого чугуна и могут рекомендоваться для применения в литейных цехах предприятий машиностроительного профиля для получения качественных отливок.

The influence of the complex modifier by chemical – active and surface-active additives of gray cast iron on the size of chill and on the width of molted iron zone was researched. The width of a chill zone and molted iron zones were measured at chank ends of various diameter cores. The cores were casted on a massive steel plate and also in standard chill tests. It was established that additional adding of surface-active bismuth in structure of various graphitizing modifiers promoted to reduce the width a chill zone and molted iron zones. It was established that the complex modifiers consisting of chemical – active and surface-active components are effective in fight with chill in cast iron castings and can be recommended for application in foundry shops of the entities of a machine-building profile for production of high-quality castings.

Ключевые слова. Серый чугун, ледебурит, отбел, структура, модифицирование.

Keywords. Gray cast iron, ledeburite, chill, structure, modification.

Модифицирование является одним из наиболее простых и дешевых способов управления первичной структурой литейных сплавов. Особенно актуально оно для серого чугуна, так как позволяет устранить отбел в тонкостенных отливках, появление которого ухудшает обрабатываемость отливок и требует проведения дополнительной термической обработки с целью разложения цементита в отбеленных частях отливки.

Наибольшее распространение в качестве модификаторов получили добавки на основе кремния, дополнительно содержащие барий, стронций, кальций, редкоземельные и другие химически-активные элементы. Исследователи сходятся во мнении, что механизм действия так называемых графитизирующих добавок связан с локальными перенасыщениями, которые возникают в расплаве чугуна при растворении кремния, и с «загрязнением» расплава чугуна неметаллическими включениями (сульфиды, оксиды, нитриды и карбиды), образующимися в расплаве вследствие ввода химически-активных компонентов [1].

Помимо химически-активных модификаторов, в практике литейного производства применяются поверхностно-активные элементы (Te, Bi, Sb и др.), которые задерживают рост центров кристаллизации при охлаждении расплава, вследствие чего увеличивается его переохлаждение, что стимулирует появле-

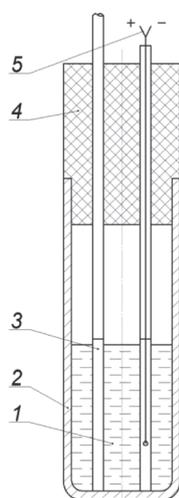


Рис. 1. Устройство для проведения экспериментов: 1 – расплав образца; 2 – ампула; 3 – кварцевая трубка; 4 – пробка; 5 – термопара

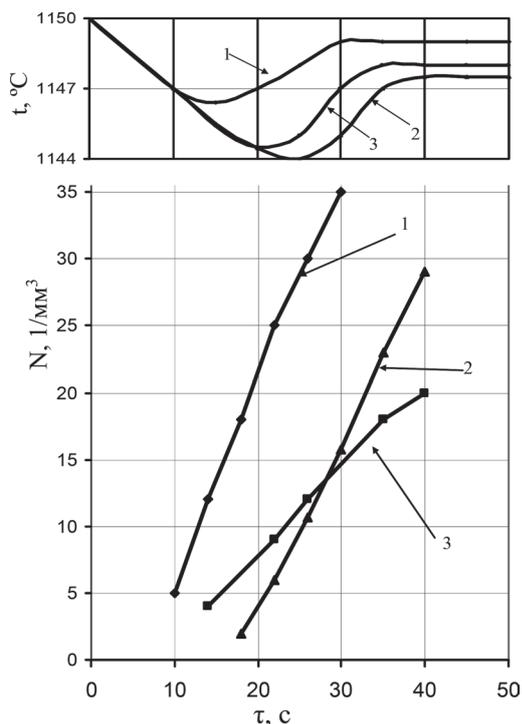


Рис. 2. Влияние добавок Се и Вi на образование центров кристаллизации в чугунах: 1 – добавка 0,1% Се; 2 – добавка 0,002% Вi; 3 – исходный чугун

ние новых зародышей. Считается, что в сером чугунах модифицирование поверхностно-активными элементами может повысить риск появления отбела в связи со снижением температуры расплава ниже температуры образования ледебурита. Можно представить такую ситуацию, что при введении комплексного модификатора (химически-активный вместе с поверхностно-активными веществами) первые уменьшат переохлаждение, увеличивая число центров, а вторые, замедляя их рост, увеличат переохлаждение, вызовут образование новых зародышей, что, в конечном итоге, делает модифицирование более эффективным [2].

С целью непосредственного изучения влияния добавок церия и висмута на процесс зарождения центров кристаллизации проведена серия экспериментов с закалкой образцов в начальной стадии кристаллизации. В ходе проведения опытов (рис. 1) образцы чугуна 1 состава 3,6% С; 1,9% Si; 0,6% Mn; 0,02% S; 0,05% P плавил в кварцевых ампулах 2 диаметром 23 мм.

При температуре 1400 °С в расплав вводили 0,1% Се или 0,02% Вi. Эталонный образец не модифицировали. Через отверстия в керамической пробке 4, закрывающей ампулу сверху, при температуре 1200 °С в чугун вводили шесть кварцевых трубок 3 внутренним диаметром 3 мм. В одной из них находилась хромель-алюмелевая термопара 5 диаметром 0,2 мм, защищенная кварцевым наконечником диаметром 1 мм. Пять трубок, не содержащих термопар, поочередно извлекали на начальных стадиях кристаллизации эвтектики и закачивали в холодной воде. Полученные образцы исследовали под микроскопом в нескольких сечениях. Результаты подсчета количества центров кристаллизации приведены на рис. 2 (в исходном чугунах 3, с добавкой церия 1, с добавкой висмута 2).

Здесь же показаны кривые изменения температуры на начальных стадиях кристаллизации. Как и следовало ожидать, добавка церия снизила переохлаждение и увеличила число центров кристаллизации (кривая 1). Висмут задержал начало процесса кристаллизации, тем не менее, он способствовал увеличению конечного числа эвтектических ячеек (кривая 2) по сравнению с исходным чугуном (кривая 3).

Важно отметить, что при превышении необходимого количества добавки поверхностно-активного вещества существует опасность повышения отбела за счет резкого увеличения переохлаждения и попадания в температурную зону образования цементита. В связи с изложенным выше представляло интерес исследовать совместное влияние химически- и поверхностно-активных добавок (современный графитизирующий модификатор для чугунов с добавкой висмута) на величину отбела в серых чугунах. Ис-

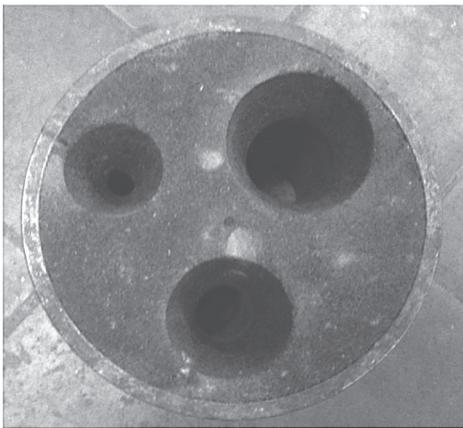
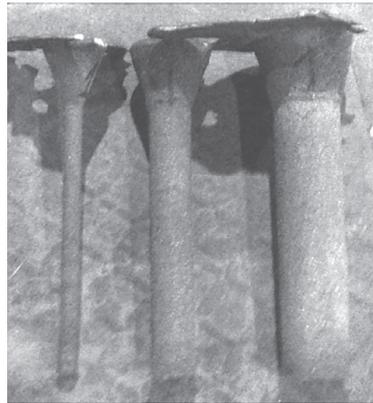
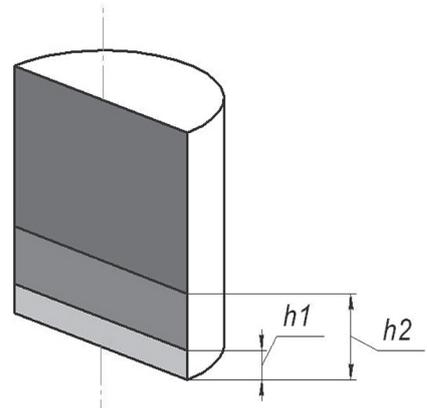


Рис. 3. Форма из холоднотвердеющей смеси

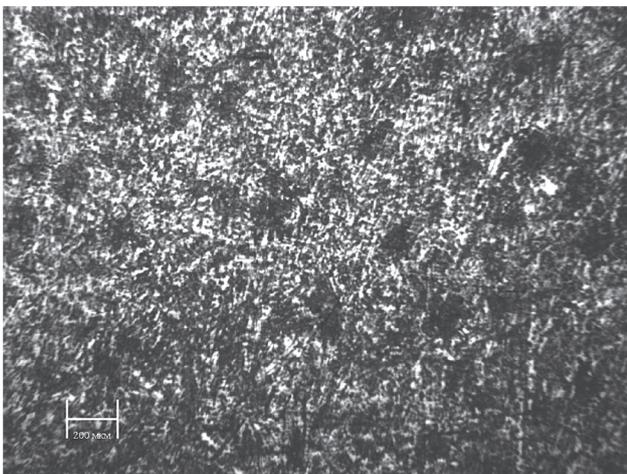


a

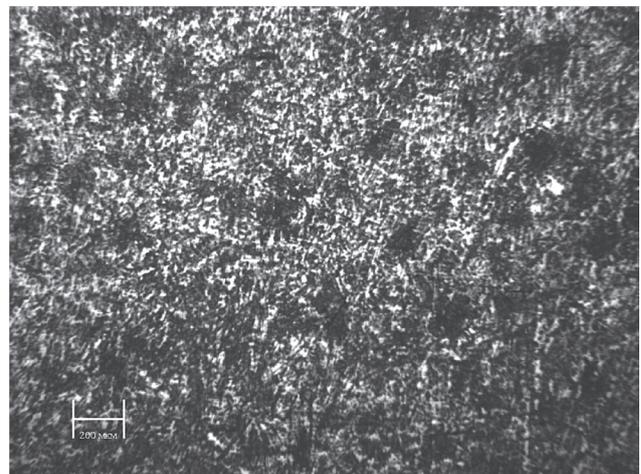


б

Рис. 4. Образцы чугуна: *a* – отливки; *б* – «шлиф»



a



б

Рис. 5. Микроструктура образцов диаметром 40 мм на одинаковом расстоянии от холодильника (3,0–3,5 мм). $\times 50$: *a* – с добавкой графитизирующего модификатора; *б* – графитизирующий модификатор с добавкой Vi

следования проводили при модифицировании чугуна (2,9% C; 2% Si; 0,82% Mn; 0,12% Cr; 0,12% S; 0,08% P; 0,15% Cu) индукционной плавки.

Расплав заливали в формы из холоднотвердеющей смеси (ХТС) со сквозными цилиндрическими образцами диаметром 40, 25 и 10 мм (рис. 3). Формы устанавливали на чугунную плиту-холодильник, предварительно окрашенную противопожарной краской.

Заливали три формы: без модифицирования; 0,2% графитизирующего модификатора «Hibacal» (Индия); 0,2% графитизирующего модификатора «Hibacal» + 0,04% поверхностно-активного элемента Vi.

Из нижней части отливок (рис. 4, *a*) изготавливали шлифы в продольном направлении (рис. 4, *б*). После травления [3] шлифов на оптическом микроскопе при увеличении 50 определяли зону полного отбела h_1 и ширину переходной зоны (содержание цементита 5%) h_2 (рис. 4, *б*). Отсчет ширины зон производили от торцевой поверхности образцов, прилегавшей к холодильнику. Результаты исследования образцов диаметром 25 мм приведены в табл. 1, а образцов диаметром 40 мм – в табл. 2.

Таблица 1. Отбел в образцах диаметром 25 мм

Отбел	Без добавок	0,2% модификатора	0,2% модификатора + 0,05% Vi
Полный отбел, мм	18–19	3	3
Переходная зона, мм	31–32	10	10

Таблица 2. Отбел в образцах диаметром 40 мм

Отбел	Без добавок	0,2% модификатора	0,2% модификатора + 0,05% Vi
Полный отбел, мм	18–19	1,5–2,0	2
Переходная зона, мм	28–29	5–6	3

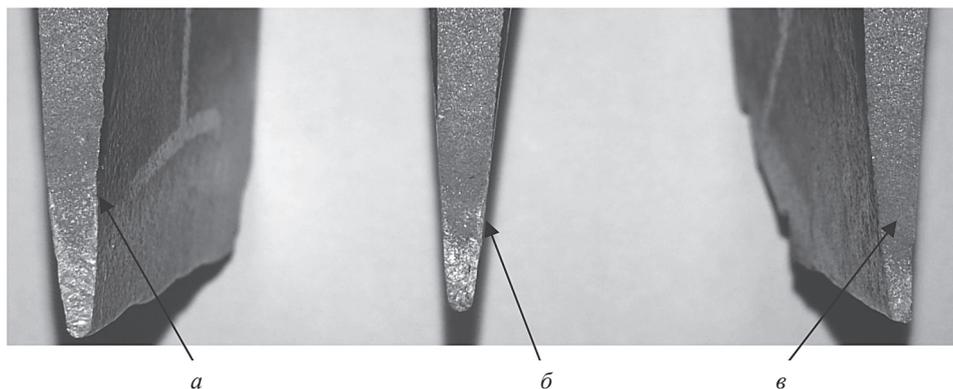


Рис. 6. Клиновидные пробы на отбел: *a* – 0,2% графитизирующего модификатора производства РФ; *б* – 0,2% графитизирующего модификатора; *в* – 0,2% графитизирующего модификатора с 0,005% висмута

В образце диаметром 10 мм (не модифицированном, модифицированном и модифицированном с добавкой висмута) по всей длине наблюдали структуру ледебурита. В образцах диаметром 25 мм в связи с большой скоростью охлаждения висмут не способствовал устранению отбела. Его положительное влияние сказалось в образце диаметром 40 мм путем резкого сокращения ширины переходной зоны. На рис. 5 приведены структуры образцов диаметром 40 мм на одинаковом удалении от холодильника (3,0–3,5 мм). В образце без добавок модификатора наблюдалась структура ледебурита, с добавкой модификатора «Нібасал» – структура цементит + графитная эвтектика (рис. 5, *a*), а в комплексно-модифицированном образце на этом участке количество цементита не превышает 5% (рис. 5, *б*).

Для проверки результатов в промышленных условиях эксперименты проводили в литейном цеху № 1 ОАО «МТЗ».

Обработку расплава серого чугуна состава 3,38% С; 2,06% Si; 0,73% Mn; 0,18% Cr; 0,17% Cu; 0,07% P; 0,08% S проводили модификаторами в заливочном ковше. Вводили смесевой графитизирующий модификатор, разработанный совместно с БНТУ и ООО «ПолитегМет», а также тот же модификатор с добавлением 0,005% Bi. Для сравнения результатов изготавливали образцы по принятой на заводе технологии модифицирования (графитизирующий модификатор производства РФ).

Величину отбела определяли на клиновидных пробах (рис. 6, табл. 3). Из рисунка и таблицы видно, что комплексное модифицирование более эффективно снижает величину отбела и ширину зоны половинчатого чугуна по сравнению с модифицированием химически-активными добавками.

Т а б л и ц а 3. Отбел в клиновидных пробах

Вводимый модификатор	Полный отбел, мм
0,3% графитизирующего модификатора производства РФ (заводская технология)	9
0,3% графитизирующего модификатора	7
0,3% графитизирующего модификатора с 0,005% висмута	4

Из таблицы следует, что добавление 0,005% Bi к модификатору снижает отбел.

Эксперименты показали, что комплексное модифицирование чугуна с высоким углеродным эквивалентом более эффективно, чем чугуна с низким содержанием углерода и кремния. Это можно объяснить тем, что, чем меньше углеродный эквивалент чугуна, тем ближе к температуре образования ледебурита протекает эвтектическое превращение в чугуне. Введение поверхностно-активной добавки замедляет рост эвтектических колоний, способствуя переохлаждению расплава и зарождению ледебурита. В связи с этим важным фактором становится величина добавки, которая должна уменьшаться для чугунов с низким углеродным эквивалентом.

Выводы

Исследования непосредственного влияния химически-активной (Ce) и поверхностно-активной добавки (Bi) на процесс зарождения центров кристаллизации аустенито-графитной эвтектики показали, что они способствуют увеличению конечного числа эвтектических ячеек, при этом химически-активные добавки снижают величину переохлаждения, а поверхностно-активные увеличивают.

Установлено, что в отливках из серого чугуна комплексное модифицирование химически- и поверхностно-активными веществами более эффективно в борьбе с отбелом, но применять его желательно для чугунов с высоким углеродным эквивалентом и для отливок со сравнительно толстыми стенками, а величину добавки висмута корректировать исходя из конкретных условий производства.

Литература

1. **Некоторые** вопросы теории встречного модифицирования чугуна / А. В. Афонаськин, О. Д. Опалихина, А. А. Жуков // Изв. вузов. Черная металлургия. 1991. № 7. С. 12–13.
2. **Комаров О. С.** Термокинетические основы кристаллизации чугуна / О. С. Комаров Мн.: Наука и техника, 1982. 262 с.
3. **Способы** металлографического травления: Справ. изд.: Пер. с нем. М. Беккерт, Х. Клемм. 2-е изд. М.: Металлургия, 1988. 400 с.

References

1. **Afonas'kin A. V., Opalihin O. D., Zhukov A. A.** Nekotorye voprosy teorii vstrechnogo modifitsirovaniya chuguna [Some questions of the theory of counter modification of cast iron]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = News of fligner Educational Institutions. Chernaya metallurgy*, 1991, no. 7, pp. 12–13.
2. **Komarov O. S.** *Termokineticheskie osnovy kristallizacii chuguna* [Thermokinetic foundations of iron crystallization]. Minsk, Nauka i tehnika Publ, 1982. 262 p.
3. **Sposoby metallograficheskogo travlenija** [Methods metallographic etching]. Spravochnik. Perevod s nemeckogo. M. Bekkert, H. Klemm. 2-e izdanie Moscow, Metallurgija Publ, 1988. 400 p.



УДК 669.046.587.4

Поступила 11.01.2017

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ШЛАКОВ ЭШП

MATHEMATICAL MODELING OF ELECTRICAL RESISTIVITY OF ESR SLAG

О. С. ИВАНОВА, В. Н. РЫБАК, Национальный технический университет Украины «КПИ им. Сикорского», г. Киев, Украина. E-mail: ivasha09007@gmail.com

O. S. IVANOVA, V. N. RYBAK, National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute», Kiev, Ukraine. E-mail: ivasha09007@gmail.com

Разработанные математические модели зависимости удельного электрического сопротивления шлаков ЭШП от их состава и температуры прошли проверку на адекватность и могут быть использованы в инженерных расчетах, АСУТП, имитационных моделях, а также в компьютерных программах, позволяющих быстро и точно определять параметры шлаков ЭШП по их составу и температуре или подбирать состав шлака для обеспечения заданных параметров.

The mathematical models of the electrical resistivity of ESR slag dependence on their composition and temperature are developed. The calculated models are tested for adequacy and can be used in engineering calculations and computer programs, APCS, simulation models and computer programs that permit quickly and accurately determine the parameters of slag in their composition and temperature, as well as to select the composition of slag for the specified parameters.

Ключевые слова. Шлак ЭШП, математическая модель, удельное электрическое сопротивление, температура.

Keywords. ESR slag, mathematical model, electrical resistivity, temperature.

Введение

Процесс электрошлакового переплава (ЭШП) заключается в расплавлении металла и его очистке при прохождении капель жидкого металла через шлаковую ванну. При обычном процессе ЭШП источником тепла служит шлак, через который проходит электрический ток, его сила может быть рассчитана по закону Ома. Важную роль при определении величины электрического тока играет удельное электрическое сопротивление (электропроводность) шлака.

Известно, что при ЭШП с увеличением удельного электрического сопротивления шлака (при прочих равных условиях) повышается температура шлаковой ванны и растет скорость расплавления электрода, определяющая производительность процесса и удельный расход электроэнергии. Поэтому исследованию удельного электрического сопротивления шлаков ЭШП посвящено большое количество работ, результаты которых обобщены в [1–3].

Данные, которые содержатся в указанных работах, представлены в виде таблиц и графиков и не могут быть использованы в автоматических системах управления технологическим процессом ЭШП, разнообразных компьютерных программах и имитационных моделях. Также затруднительно использование этих данных при проведении инженерных расчетов. Намного удобнее в этих случаях использовать готовые математические модели (формулы), связывающие удельное электрическое сопротивление шлака с его составом и температурой.

Проанализировав ряд зарубежных работ, были выделены математические модели, позволяющие рассчитывать свойства шлаков ЭШП [4], но они оказались очень громоздкими и неудобными в использовании. Кроме того, они рассчитаны для составов шлаков, которые отличаются от отечественных. Из этого следует, что проблема создания простых и адекватных математических моделей, способных определять удельное электрическое сопротивление шлаковых систем ЭШП в зависимости от их состава и температуры, актуальна.

Постановка задачи

Целью данной работы является повышение эффективности процессов ЭШП путем создания математических моделей зависимости удельного электрического сопротивления шлаков ЭШП от их состава и температуры, а также реализация полученных математических моделей в компьютерных программах «Автоматизированная система расчета параметров шлаков ЭШП» [5] и «Имитационная модель электрошлаковой тигельной плавки» [6].

Для реализации поставленной цели применяли основные положения теории металлургических процессов, практики электрошлакового производства, теории математического моделирования. Для построения и расчета математических моделей использовали литературные данные и данные, полученные в результате проведения электрошлаковых тигельных плавков. Это позволило получить математические модели с высокой степенью достоверности аппроксимации. Расчет моделей и проверку их адекватности осуществляли в пакете MS Excel 2014.

Результаты исследований

Система $\text{CaF}_2\text{-CaO}$

Шлаки на базе фтористого кальция с добавками прочных оксидов получили наибольшее распространение при ЭШП. Использование шлака из рафинированного CaF_2 приводит к снижению скорости переплава при большом расходе электроэнергии вследствие высокой электрической проводимости этого шлака. По мере снижения содержания CaF_2 удельная электропроводность шлаков падает. Добавление в шлак CaO снижает электрическую проводимость флюорита, обеспечивая при этом более высокие технико-экономические показатели процесса и увеличенную рафинирующую способность шлака.

В электрошлаковых переплавах широко используются шлаки фторидно-оксидной системы $\text{CaF}_2\text{-CaO}$ (например, АНФ-7, содержащий 70% CaF_2 и 30% CaO). Главным недостатком этих шлаков является их склонность к гидратации на воздухе, что предъявляет повышенные требования к условиям их хранения и подготовки к использованию.

Найденная математическая модель удельного электрического сопротивления шлаков данной системы:

$$\rho = 8,604 \cdot 10^{-2} + 2,72 \cdot 10^{-5} \cdot \% \text{CaO} - 1,28 \cdot 10^{-4} t + 6,39 \cdot 10^{-8} t^2 - 1,04 \cdot 10^{-11} t^3,$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление шлака, Ом·м; %CaO – содержание в шлаке CaO , %; t – температура шлака, °С.

Степень достоверности аппроксимации математической модели составляет 0,99 при уровне надежности 95%.

Для обеспечения заданной степени достоверности аппроксимации содержание компонентов и температура должны находиться в следующих диапазонах: содержание CaF_2 – от 50 до 100%; содержание CaO – от 0 до 50%; температура – от 1200 до 2000 °С.

Система $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$

Широкое распространение получили шлаки на основе системы $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (например, АНФ-6, содержащий 70% CaF_2 и 30% Al_2O_3). Замена части фтористого кальция глиноземом значительно повышает удельное электрическое сопротивление шлака, что обеспечивает высокую скорость переплава и низкий удельный расход электроэнергии. Добавки глинозема Al_2O_3 понижают электрическую проводимость флюорита, обеспечивая более высокие технико-экономические показатели и рафинирующую способность процесса.

Найденная математическая модель удельного электрического сопротивления шлаков данной системы:

$$\rho = 4,401 \cdot 10^{-2} + 1,59 \cdot 10^{-4} \cdot \% \text{Al}_2\text{O}_3 - 5,52 \cdot 10^{-5} t + 2,51 \cdot 10^{-8} t^2 - 4,56 \cdot 10^{-12} t^3,$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление шлака, Ом·м; % Al_2O_3 – содержание в шлаке Al_2O_3 , %; t – температура шлака, °С.

Степень достоверности аппроксимации математической модели составляет 0,97 при уровне надежности 95%.

Для обеспечения заданной степени достоверности аппроксимации содержание компонентов и температура должны находиться в следующих диапазонах: содержание CaF_2 – от 0 до 100%; содержание Al_2O_3 – от 0 до 100%; температура – от 1300 до 2500 °С.

Система $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$

Средними значениями электропроводности обладают шлаковые расплавы на основе фтористого кальция с добавками CaO и Al_2O_3 .

Шлаки системы $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ могут быть распределены по трем группам: кислые без свободной извести с соотношением $\text{CaO}:\text{Al}_2\text{O}_3 = 1:1$; кислые без свободной извести с соотношением $\text{Al}_2\text{O}_3 > \text{CaO}$; основные, содержащие свободную известь и мало глинозема (или без глинозема).

Найденная математическая модель удельного электрического сопротивления шлаков данной системы:

$$\rho = 5,885 \cdot 10^{-2} - 2,52 \cdot 10^{-4} \cdot \% \text{CaF}_2 - 2,39 \cdot 10^{-4} \cdot \% \text{CaO} - \\ - 6,68 \cdot 10^{-5} \cdot \% \text{Al}_2\text{O}_3 - 3,07 \cdot 10^{-5} t + 8,17 \cdot 10^{-9} t^2 - 1,22 \cdot 10^{-12} t^3,$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление шлака, Ом·м; $\% \text{CaF}_2$ – содержание в шлаке CaF_2 , %; $\% \text{CaO}$ – содержание в шлаке CaO , %; $\% \text{Al}_2\text{O}_3$ – содержание в шлаке Al_2O_3 , %; t – температура шлака, °С.

Степень достоверности аппроксимации математической модели составляет 0,96 при уровне надежности 95%.

Для обеспечения заданной степени достоверности аппроксимации содержание компонентов и температура должны находиться в следующих диапазонах: содержание CaF_2 – от 0 до 100%; содержание CaO – от 0 до 50; содержание Al_2O_3 – от 0 до 100%; температура – от 1200 до 2500 °С.

Система $\text{CaF}_2\text{-CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$

В ЭШТП очень часто используются шлаки, содержащие четыре и более компонентов.

Так, добавка MgO незначительно влияет на удельную электропроводность шлака в области температур 1100–1400 °С, однако с дальнейшим увеличением температуры электропроводность шлака значительно возрастает с увеличением добавки MgO . Добавки глинозема Al_2O_3 и в большей степени кремнезема SiO_2 приводят к снижению электропроводности шлаков независимо от температурного диапазона.

Найденная математическая модель удельного электрического сопротивления шлаков данной системы:

$$\rho = 2,272 \cdot 10^{-1} - 2,35 \cdot 10^{-4} \cdot \% \text{CaF}_2 - 1,85 \cdot 10^{-4} \cdot \% \text{CaO} - \\ - 5,09 \cdot 10^{-5} \cdot \% \text{SiO}_2 - 6,90 \cdot 10^{-5} \cdot \% \text{Al}_2\text{O}_3 - 3,05 \cdot 10^{-4} \cdot \% \text{MgO} - 2,6 \cdot 10^{-4} t + 8,36 \cdot 10^{-8} t^2,$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление шлака, Ом·м; $\% \text{CaF}_2$ – содержание в шлаке CaF_2 , %; $\% \text{CaO}$ – содержание в шлаке CaO , %; $\% \text{SiO}_2$ – содержание в шлаке SiO_2 , %; $\% \text{Al}_2\text{O}_3$ – содержание в шлаке Al_2O_3 , %; $\% \text{MgO}$ – содержание в шлаке MgO , %; t – температура шлака, °С.

Степень достоверности аппроксимации математической модели составляет 0,91 при уровне надежности 95%.

Для обеспечения заданной степени достоверности аппроксимации содержание компонентов и температура должны находиться в следующих диапазонах: содержание CaF_2 – от 0 до 100%; содержание CaO – от 0 до 50; содержание SiO_2 – от 0 до 30; содержание Al_2O_3 – от 0 до 60; содержание MgO – от 0 до 20%; температура – от 1300 до 1800 °С.

Система $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$

Замена фтористого кальция глиноземом значительно повышает электрическое сопротивление шлака. Замена 10% плавикового шпата глиноземом повышает электрическое сопротивление в большей степени, чем замена 40% плавикового шпата известью. Также эти шлаки хорошо сохраняют тепло, обеспечивают высокие скорости переплава и низкий удельный расход энергии на единицу массы переплавленного металла.

Найденная математическая модель удельного электрического сопротивления шлаков данной системы:

$$\rho = 2,839 \cdot 10^{-1} + 3,58 \cdot 10^{-4} \cdot \% \text{Al}_2\text{O}_3 - 3,44 \cdot 10^{-4} t + 1,28 \cdot 10^{-7} t^2 - 1,62 \cdot 10^{-11} t^3,$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление шлака, Ом·м; $\% \text{Al}_2\text{O}_3$ – содержание в шлаке Al_2O_3 , %; t – температура шлака, °С.

Степень достоверности аппроксимации математической модели составляет 0,94 при уровне надежности 95%.

Для обеспечения заданной степени достоверности аппроксимации содержание компонентов и температура должны находиться в следующих диапазонах: содержание Al_2O_3 – от 50 до 100%; содержание CaO – от 0 до 50%; температура – от 1400 до 2500 °С.

Система Al_2O_3 -CaO-MgO

В последнее время часто используют безфтористые шлаки. Так, были разработаны шлаки, состоящие из извести и глинозема с небольшими добавками оксида магния. Однако при достаточно высокой рафинирующей способности они не обеспечивают качественную поверхность слитков. В ряде случаев применяют шлаки с высоким содержанием SiO_2 или FeO для получения металла с низким содержанием углерода, фосфора и других примесей.

Найденная математическая модель удельного электрического сопротивления шлаков данной системы:

$$\rho = 3,912 + 2,44 \cdot 10^{-4} \cdot \%Al_2O_3 + 1,26 \cdot 10^{-4} \cdot \%CaO - 6,73 \cdot 10^{-3}t + 3,86 \cdot 10^{-6}t^2 - 7,39 \cdot 10^{-10}t^3,$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление шлака, Ом·м; $\%Al_2O_3$ – содержание в шлаке Al_2O_3 , %; $\%CaO$ – содержание в шлаке CaO, %; t – температура шлака, °C.

Степень достоверности аппроксимации математической модели составляет 0,98 при уровне надежности 95%.

Для обеспечения заданной степени достоверности аппроксимации содержание компонентов и температура должны находиться в следующих диапазонах: содержание Al_2O_3 – от 30 до 60%; содержание CaO – от 30 до 50; содержание MgO – от 0 до 20%; температура – от 1400 до 1900 °C.

Система CaO- SiO_2 - Al_2O_3

В настоящее время, особенно за рубежом, в процессах ЭШП все чаще применяют безфтористые шлаки. Так, разработаны шлаки, состоящие из извести и глинозема с небольшими добавками оксида кремния, что позволяет получить сплав с низким содержанием углерода. Также используются кислые шлаки различных составов, с добавлением оксидов редкоземельных элементов и хлоридов, но, как показали исследования, шлаки такого состава обладают меньшей проводимостью, чем шлаки с фторсодержащими компонентами.

Найденная математическая модель удельного электрического сопротивления шлаков данной системы:

$$\rho = 13,03 + 2,27 \cdot 10^{-2} \cdot \%SiO_2 + 2,60 \cdot 10^{-2} \cdot \%Al_2O_3 - 1,82 \cdot 10^{-2}t + 5,68 \cdot 10^{-6}t^2,$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление шлака, Ом·м; $\%SiO_2$ – содержание в шлаке SiO_2 , %; $\%Al_2O_3$ – содержание в шлаке Al_2O_3 , %; t – температура шлака, °C.

Степень достоверности аппроксимации математической модели составляет 0,93 при уровне надежности 95%.

Для обеспечения заданной степени достоверности аппроксимации содержание компонентов и температура должны находиться в следующих диапазонах: содержание CaO – от 20 до 60%; содержание SiO_2 – от 30 до 70; содержание Al_2O_3 – от 0 до 25%; температура – от 1300 до 1700 °C.

Система CaO- SiO_2 - Al_2O_3 -MgO

Шлаки данной системы обладают удовлетворительным комплексом физических и физико-химических свойств. Электропроводность шлаков возрастает с увеличением добавки MgO. Высокое содержание оксида кремния при низком содержании оксида кальция, оксида магния обеспечивает низкую водородопроницаемость шлаков.

Безфтористый шлак такого состава имеет свойство быстрого наведения шлаковой ванны из-за большого электрического сопротивления. Используется для переплава инструментальных и коррозионно-стойких сталей.

Найденная математическая модель удельного электрического сопротивления шлаков данной системы:

$$\rho = 1,463 - 3,55 \cdot 10^{-3} \cdot \%CaO + 1,90 \cdot 10^{-2} \cdot \%SiO_2 + 1,73 \cdot 10^{-2} \cdot \%Al_2O_3 - 1,66 \cdot 10^{-3}t,$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление шлака, Ом·м; $\%SiO_2$ – содержание в шлаке SiO_2 , %; $\%Al_2O_3$ – содержание в шлаке Al_2O_3 , %; t – температура шлака, °C.

Степень достоверности аппроксимации математической модели составляет 0,88 при уровне надежности 95%.

Для обеспечения заданной степени достоверности аппроксимации содержание компонентов и температура должны находиться в следующих диапазонах: содержание CaO – от 0 до 50%; содержание SiO_2 – от 30 до 70; содержание Al_2O_3 – от 0 до 30; содержание MgO – от 0 до 25%; температура – от 1400 до 1700 °C.

Выводы

Полученные математические модели зависимости удельного электрического сопротивления шлаков ЭШП от их состава и температуры показали свою высокую эффективность (степень достоверности аппроксимации для математических моделей различных шлаковых систем составляет от 0,88 до 0,99). Это позволяет применять их при проведении разнообразных инженерных расчетов, построении автоматических систем управления технологическим процессом ЭШП, в компьютерных программах расчета параметров шлаков ЭШП по их составу и температуре или подбора состава шлака для обеспечения заданных параметров процесса, имитационных моделях ЭШП и т. д.

Литература

1. Атлас шлаков. Справ. изд. / Пер. с нем. М.: Metallurgija, 1985. 208 с.
2. Дакуорт У. Э. Электрошлаковый переплав / У. Э. Дакуорт, Д. Хойл. М.: Metallurgija, 1973. 192 с.
3. Казачков Е. А. Электрошлаковый переплав. Ч. 1. / Е. А. Казачков, А. Д. Чепурной. Мариуполь: ПГТУ, 1995. 83 с.
4. Mills K. C. Estimating the physical properties of slags / K. C. Mills, L. Yuan, R. T. Jones // *The Journal of The Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. October, 2011. Vol. 111. P. 649–658.
5. Літвяков О. С. Автоматизована система розрахунку параметрів шлаків електрошлакового переплаву / О. С. Літвяков, О. С. Іванова, В. М. Рибак, Р. О. Лисюк, І. Г. Куцик // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра: матеріали XIII Всеукр. наук.-практ. конф., Київ, 21 квітня 2015 р. Режим доступу: <http://www.fhotm.kpi.ua/labours/labours-2015.pdf>
6. Іванова О. С. Імітаційна модель електрошлакової тигельної плавки на рідкому старті / О. С. Іванова, В. М. Рибак, Р. О. Лисюк // Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 5: Матеріали V Міжн. наук. конф. Київ, 03–05 грудня 2015 р. С. 296–299.

References

1. *Atlas shlahkov. Sprav. izd.* [Atlas slag. Reference book]. Moscow, Metallurgija Pub., 1985, 208 p.
2. Duckworth W. E., Hoyle G. Electro-slag Refining Chapman and Hall LTD new fetter lane London, 1969. 180 p. (Russ. ed.: Dakuort U. Je., Dj. Hojl. *Elektroshlahkovyj pereplav*. Moscow, Metallurgija Publ, 1973, 192 p.)
3. Kazachkov E. A., Chepurnoj D. *Elektroshlahkovyj pereplav*. Part 1. [Electro-slag Refining]. Mariupol', PGTU Publ., 1995, 83 p.
4. Mills K. C., Yuan L., Jones R. T. Estimating the physical properties of slags. *The Journal of The Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. October, 2011, vol. 111, pp. 649–658.
5. Litvjakov O. S., Ivanova O. S., Ribak V. M., Lisjuk R. O., Kucik I. G. *Avtomatizovana sistema rozrahunku parametriv shlahiv elektroshlahkovogo pereplavu* [Automated system for calculating the parameters of slag ESR] Special'na metalurgija: vchora, s'ogodni, zavtra: materialy XIII Vseukr. nauk.-prakt. konf., Kiiv, 21 kvitnya 2015 [Special Metallurgy: Yesterday, Today and Tomorrow: materials XIII National scientific and practical Conference, Kyiv, 21 april 2015. Kiev: NTUU «KPI», 2015, pp. 533–538. Available at: <http://www.fhotm.kpi.ua/labours/labours-2015.pdf>
6. Ivanova O. S., Rybak V. M., Lysuk R. O. *Imitacijna model' elektroshlahkovoї tigel'noї plavki na ridkomu starti* [Simulation model of electroslag crucible melting on liquid start]. *Materiali dlja roboti v ekstremal'nih umovah – 5: materialy V Mizhn. nauk. konf.* Kiiv, 03–05 grudnja 2015 r. [Materials for work under extreme conditions – 5 materials V Nat. Science. Conf., Kyiv]. Kiev: NTUU «KPI», 2015, pp. 296–299.



УДК 621.74.04

Поступила 16.01.2017

РАЗРАБОТКА ТЕПЛОИЗОЛИРУЮЩИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ПРЕСС-ФОРМ ЛИТЬЯ ПОД НИЗКИМ ДАВЛЕНИЕМ

DEVELOPMENT OF HEAT-INSULATING COATINGS FOR DIE MOULD OF LOW-PRESSURE CASTING

*А. А. КОСОВИЧ, Т. Р. ГИЛЬМАНШИНА, Сибирский федеральный университет, E-mail: gtr1977@mail.ru,
Т. А. БОГДАНОВА, ООО «КиК», Е. Г. ПАРТЫКО, Д. Ю. КРИЦКИЙ, Сибирский федеральный
университет, Красноярск, Россия, пр. Свободный, 79. E-mail: elforion@mail.ru*

*A. A. KOSOVICH, T. R. GILMANSHINA, Siberian Federal University, E-mail: gtr1977@mail.ru,
T. A. BOGDANOVA, K&K LTD, E. G. PARTYKO, D. Yu. KRITSKY, Siberian Federal University,
Krasnoyarsk, Russia, 79, Svobodny ave. E-mail: elforion@mail.ru*

Рассмотрено влияние теплоизолирующих разделительных покрытий на качество легкосплавных колес. Проведено сравнение свойств разработанных составов и зарубежных аналогов. Выполнено компьютерное моделирование литья колеса методом низкого давления в окрашенную пресс-форму. Представлены результаты опробования разработанного состава в условиях действующего производства.

Influence of heat-insulating release coatings on quality of light-alloy wheels is considered. Comparison of properties of the developed compositions and foreign analogues is carried out. Computer simulation of wheel casting by low pressure method in the painted die mould is executed. Results of approbation of the developed composition under the conditions of existing industry are presented.

Ключевые слова. Покрытие, пресс-форма, литье под низким давлением, легкосплавное колесо.

Keywords. Coating, die mould, low-pressure casting, light alloy wheel.

Введение

В настоящее время в мире существует более 200 производителей легкосплавных автомобильных колес. Методом литья под низким давлением изготавливается подавляющее большинство (до 82%) в их суммарном объеме выпуска [1]. Безопасная эксплуатация алюминиевых колес обеспечивается соответствием принятым стандартам качества, определяющим их механические свойства: ГОСТ Р 50511-93, ГОСТ Р 52390-2005, ISO 3006:2015, ISO 3894:2015, ISO 7141:2005, DIN EN 1706 и др.

Несоответствие отливки принятым стандартам обычно вызвано возникновением различных дефектов, связанных с конструкцией колеса (сложный профиль сечения, тепловые узлы) и режимами литья (соблюдение гидродинамического и теплового режимов, ненаправленная кристаллизация и т. д.) [2].

Борьба с дефектами легкосплавных колес реализуется путем оптимизации их конструкции, совершенствования технологии приготовления и очистки расплава, оборудования, оснастки и методов защиты пресс-форм от воздействия металла. Перспективным решением данной задачи, не требующим больших экономических затрат, является применение специализированных покрытий, создающих на поверхности пресс-форм разделительный слой с требуемыми физико-химическими свойствами [3, 4].

Цель данной работы – разработка эффективных теплоизолирующих покрытий пресс-форм для повышения качества легкосплавных автомобильных колес.

Методика эксперимента

Работа выполнена на ООО «КиК» (г. Красноярск) и в лабораториях ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет». Были взяты образцы серийно применяемого (D2) и альтернативного (H2) зарубежных покрытий, а также составов, разработанных на кафедре Литейного производства (Ж16).

Исследование общих и рабочих свойств серийно применяемого и разработанных покрытий проводили по ГОСТ 10772-78. Влияние покрытий на жидкотекучесть силумина АК12, являющегося наиболее распространенным в производстве колес, установлено при помощи спиральной пробы по ГОСТ 16438-70.

Сравнительная оценка газотворности исследуемых образцов получена по данным их дифференциально-термического анализа на термоанализаторе TA Instruments SDT Q600, совмещенном с ИК-Фурье спектрометром и газовой кюветой. Для замера теплопроводности покрытий в интервале температур 200–710 °С применяли метод лазерной вспышки.

Для оценки влияния серийного и разработанного покрытий на время кристаллизации и пористость отливок в программном пакете ProCAST выполнено моделирование литья в окрашенную пресс-форму. Расчет производили на основе геометрической модели колеса с оснасткой и нанесенным слоем покрытия.

Обсуждение результатов

На основе проведенных ранее исследований [5, 6] разработан ряд теплоизолирующих покрытий Ж16. Композиции содержат различное количество Al_2O_3 , являющегося достаточно плотным и теплопроводным компонентом.

Сравнение экспериментальных покрытий с зарубежными аналогами приведено в таблице.

Свойства зарубежных и разработанных теплоизолирующих покрытий

Свойство	Покрытие					
	альтернативное	серийное	разработанные составы			
			Н2	D2	Ж160	Ж161
Содержание Al_2O_3 , %	–	–	10	8	6	4
Содержание связующего, %	–	–	60			
Соотношение с водой	2:1	3:1	3:1			
Плотность, кг/м ³	1110	1090	1115	1115	1110	1110
Вязкость, с	11,7	10,8	11,4	11,3	11,2	11
Седиментационная устойчивость, %, отметки через, ч:						
0,5	57	38	35	39	44	51
1	51	32	30	34	38	47
3	42	25	27	31	36	42
7	36	20	22	26	29	38
24	29	20	22	24	27	35
Приведенная прочность слоя, кг/мм покрытия	26,04	29,40	129,52	129,37	129,22	129,08
Шероховатость поверхности слоя, мкм	8,15	7,58	9,73	9,71	9,68	9,65
Жидкотекучесть сплава АК12 по окрашенной форме, см	77	75	79	80	82	84
Относительная оптическая плотность выделяемых газов в интервале 690 ± 720 °С	–	0,04	0,03			

Отличительной особенностью разделительных покрытий серии Ж16 является высокая приведенная прочность, превосходящая зарубежные аналоги до 4,5 раз.

В наполнителе разработанных составов средний размер твердых частиц оксида алюминия составляет 2,63 мкм, а плотность – около 3800 кг/м³. В связи с этим последовательное уменьшение его количества приводит к незначительному снижению плотности и вязкости суспензий, а также прочности на истирание нанесенного слоя, сглаживанию его профиля неровностей.

За счет большого количества связующего седиментационная устойчивость повышена до 20% относительно получасовой отметки, что позволяет дольше хранить готовые покрытия без образования плотного осадка.

Содержание Al_2O_3 , являющегося наиболее теплопроводным компонентом предложенных составов, сказывается на длине пробы жидкотекучести расплава. Увеличение длины спиральной пробы прямо указывает на повышение их изоляционных свойств, т. е. на уменьшение коэффициента теплопроводности (рис. 1). Изменение характера кривой, наблюдаемое при понижении концентрации оксида с 8 до 6%, по-видимому, связано с ослаблением роли данного компонента в формировании теплофизических характеристик покрытия.

Относительная оптическая плотность газов в интервале 690–720 °С у разработанного покрытия на 1/4 меньше, чем у серийного. При прочих равных условиях меньшая газотворность дает основания предполагать снижение количества газовых дефектов в области обода и бортовой закраины колеса.

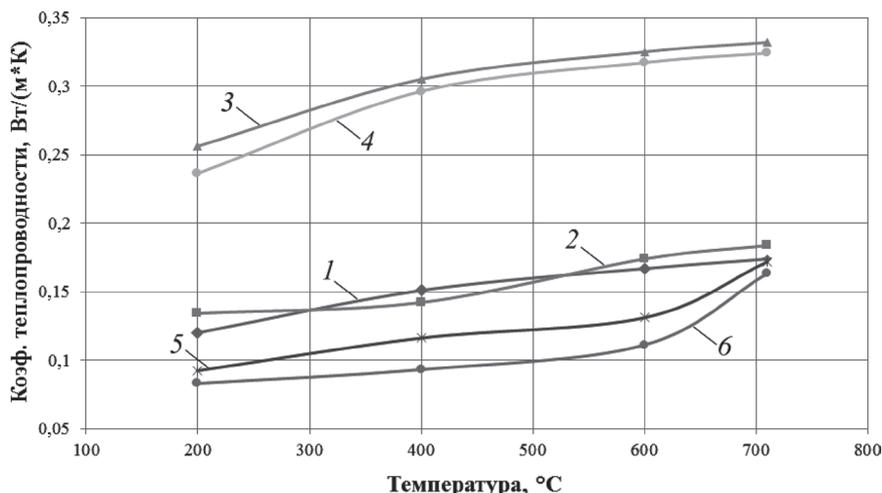


Рис. 1. Зависимость коэффициентов теплопроводности покрытий от температуры: 1 – альтернативное Н2; 2 – серийное D2; 3 – Ж160; 4 – Ж161; 5 – Ж162; 6 – Ж163

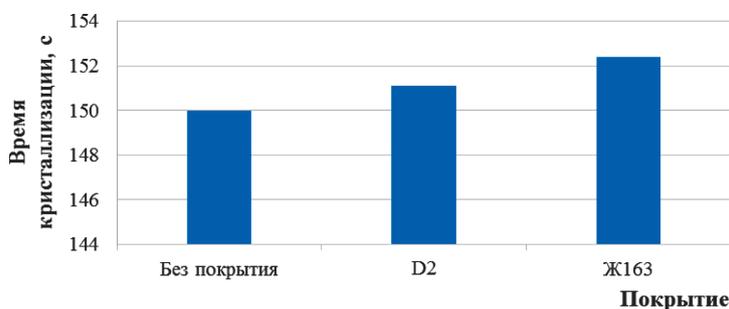


Рис. 2. Влияние разделительных покрытий на затвердевание колеса из сплава АК12

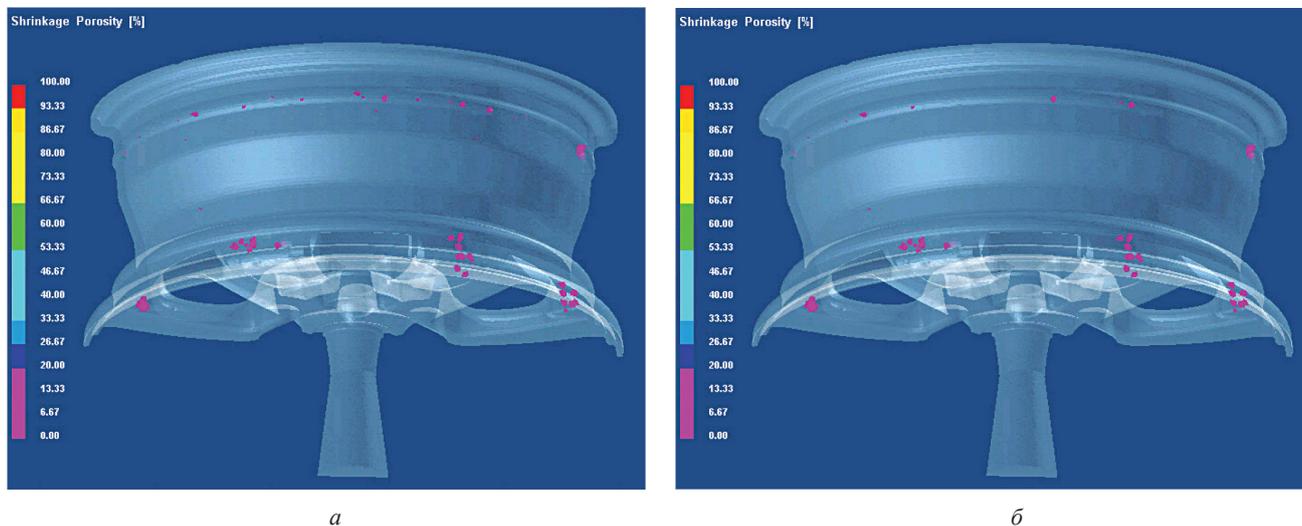


Рис. 3. Пористость легкосплавного колеса в зависимости от покрытия пресс-формы: а – D2; б – Ж163

Сравнение влияния покрытий на теплообмен в системе «расплав – разделительное покрытие – пресс-форма» основано на выполненных расчетах для серийного состава D2 и разработанного Ж163, обладающего лучшей теплоизолирующей способностью среди предложенных.

По результатам компьютерного моделирования, следствием регулирования интенсивности отвода теплоты от затвердевающего расплава к форме является изменение времени кристаллизации колеса. Снижение теплопроводности на 0,021 Вт/(м·К) относительно значения серийного покрытия дает увеличение времени кристаллизации на 1,3 с при полной окраске пресс-формы (рис. 2).

Влияние исследуемых покрытий на образование пористости легкосплавного колеса показано на рис. 3.

Как видно, разработанное покрытие не изменяет характерные зоны распределения пористости колеса, но несколько снижает ее количество. В большей степени устраняется пористость по ободу и в области хампа, т. е. обеспечиваются лучшие условия заполнения и питания тонких сечений.

Оценку влияния серийного и предлагаемого покрытий на качество литых колес осуществляли на производственных мощностях ООО «КиК». Промышленное опробование разработанного состава Ж163 проводили на трех моделях колес (Брент, Беринг и Creed) диаметром 16 дюймов, общий объем выборки превысил 2000 шт. Увеличение выхода годных отливок, прошедших рентген-контроль, составило: Брент – 2,59%; Беринг – 6,12; Creed – 8,90%.

Выводы

Таким образом, среди разработанных покрытий наименьшим коэффициентом теплопроводности при сохранении высокого уровня других свойств обладает композиция Ж163. Данный состав положительно влияет на жидкотекучесть расплава, способен улучшить газовый режим пресс-форм.

С помощью компьютерного моделирования подтверждена возможность использования предложенного состава для снижения интенсивности теплообмена в тонких сечениях отливок из алюминиевых сплавов при литье под низким давлением. По результатам опытно-промышленных испытаний установлено повышение выхода годного для колес диаметром 16 дюймов от 2,6 до 9,0%.

Литература

1. **Богданова Т. А.** Современные технологии изготовления дисков автомобильных колес [Электронный ресурс] / Т. А. Богданова, Н. Н. Довженко, Т. Р. Гильманшина, В. Н. Баранов, А. В. Чеглаков, Г. А. Меркулова, С. И. Лыткина, С. А. Худоногов, А. А. Косович, Е. Г. Партыко // Современные проблемы науки и образования – 2014. № 5. Режим доступа: <http://www.science-education.ru/pdf/2014/5/567.pdf>
2. **Богданова Т. А., Довженко Н. Н., Гильманшина Т. Р.** [и др.]. Структурообразование литейных алюминиевых сплавов при литье под низким давлением. Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2015. 164 с.
3. **Hamasaiid A.** Effect of mold coating materials and thickness on heat transfer in permanent mold casting of aluminum alloys / A. Hamasaiid, M. S. Dargusch, C. J. Davidson, S. Tovar, T. Loulou, F. Rezai-Aria, G. Dour // Metallurgical and Materials Transactions A. 2007. Vol. 38. № 6. pp. 1303–1316.
4. **Nwaogu U. C.** Foundry Coating Technology: A Review / U. C. Nwaogu, N. S. Tiedje // Material Sciences and Application. 2011. № 2. pp. 1143–1160.
5. **Kosovich A. A.** Development experience of effective die mold coatings for low-pressure casting: prospects of using Krasnoyarsk region resources / A. A. Kosovich, T. R. Gilmanshina, T. A. Bogdanova, S. V. Belyaev, E. G. Partyko // Proceedings of the Eighth International conference on Eurasian scientific development. Vienna, 2016. pp. 148–150.
6. **Косович А. А.** Импортозамещающие разделительные покрытия для пресс-форм литья под низким давлением / А. А. Косович, Т. Р. Гильманшина, Т. А. Богданова, А. В. Чеглаков, П. Ю. Барбицкий, С. И. Лыткина, Е. Г. Партыко // Журн. Сиб. федер. ун-та. Сер. Техника и технологии. 2016. Т. 9. № 5. С. 686–692.

References

1. **Bogdanova T. A., Dovzhenko N. N., Gilmanshina T. R., Baranov V. N., Cheglakov A. V., Merkulova G. A., Lytkina S. I., Khudonogov S. A., Kosovich A. A., Partyko E. G.** Modern manufacturing techniques disc auto-mobile wheel. Advances in modern science, 2014, no. 5. Available at: <http://www.science-education.ru/pdf/2014/5/567.pdf> (Accessed 10 May 2016) (in Russian).
2. **Bogdanova T. A., Dovzhenko N. N., Gilmanshina T. R.** [at al.]. *Strukturoobrazovanie litejnyh aljuminievyh splavov pri lit'e pod nizkim davleniem* [Structure formation of aluminum casting alloy for casting under low-pressure]. Krasnoyarsk, 2015. 164 p. (in Russian).
3. **Hamasaiid A., Dargusch M. S., Davidson C. J., Tovar S., Loulou T., Rezai-Aria F., Dour G.** Effect of mold coating materials and thickness on heat transfer in permanent mold casting of aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2007, vol. 38, no. 6, pp. 1303–1316.
4. **Nwaogu U. C., Tiedje N. S.** Foundry Coating Technology: A Review. *Material Sciences and Application*, 2011, no. 2, pp. 1143–1160.
5. **Kosovich A. A., Gilmanshina T. R., Bogdanova T. A., Belyaev S. V., Partyko E. G.** *Development experience of effective die mold coatings for low-pressure casting: prospects of using Krasnoyarsk region resources*. Proc. 8th Int. Conf. «Eurasian scientific development». Vienna, 2016, pp. 148–150.
6. **Kosovich A. A., Gilmanshina T. R., Bogdanova T. A., Cheglakov A. V., Barbitsky P. Yu., Lytkina S. I., Partyko E. G.** Importozameshchajushhie razdelitel'nye pokrytija dlja press-form lit'ja pod nizkim davleniem [Import-substituting release coatings for molds of low-pressure casting]. *Zhurnal Sibirskogo Federal'nogo Universiteta. Serija Tehnika i tehnologii = Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*, 2016, vol. 9, no. 5, pp. 686–692 (in Russian).



УДК 621.74

Поступила 17.01.2017

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ВЫТЯХНЫХ СТЕРЖНЕВЫХ ЯЩИКОВ DESIGNING OF TURN-OUT CORE BOXES WITH LOOSE SIDES

В. А. СКВОРЦОВ, А. А. СКВОРЦОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Тел. моб. +375 29 673 77 05.

V. A. SKVORTSOV, A. A. SKVORTSOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Tel. +375 29 673 77 05.

Рассматриваются конструкции вытяжных стержневых ящиков. Даны стандартные конструкции элементов вытяжных стержневых ящиков в зависимости от их размеров. Приведены табличные данные размеров элементов и их крепежных деталей в соответствии с действующими ГОСТами. Приведенные материалы позволяют значительно сократить сроки проектирования вытяжных ящиков при подготовке новых технологических процессов получения литых деталей.

Designs of the turn-out core boxes with loose sides are given. Standard designs of elements of the turn-out core boxes with loose sides depending on their sizes are given. Tabular data of the sizes and fasteners of these elements of turn-out core with loose sides according to the existing state standard specifications are provided. Content of the article allows to reduce considerably duration of designing of the turn-out core boxes with loose sides in preparation of new technological processes of cast details production.

Ключевые слова. *Стержневая оснастка, вытяжные стержневые ящики, вкладыши, корпус, элементы транспортировки, ребра жесткости стержневых ящиков, размеры крепежных деталей.*

Keywords. *Core equipment, turn-out core boxes with loose sides, die inserts, case, elements of transportation, reinforcement beans of turn-out core boxes with loose sides, sizes of fasteners.*

Основными элементами вытяжных стержневых ящиков являются корпус с узлами для транспортировки и установки, вкладыши, отбуртовки, ребра жесткости, бронепокрытия, вентиляционные каналы, элементы герметизации и др. [1, 2].

Основным элементом, определяющим прочность стержневого ящика, служит его стенка, толщина которой зависит от среднего габаритного размера ящика $((L+B)/2$ или D). Жесткость стержневого ящика обеспечивается вертикальными ребрами жесткости (рис. 1). Величина толщины стенок и ребер жесткости ящика, их уклоны должны соответствовать размерам, приведенным в табл. 1, 2.

Таблица 1. Размеры толщины стенок и ребер жесткости вытяжных стержневых ящиков

Средний габаритный размер стержневого ящика $(L+B)/2$ или D , мм	S (предельное отклонение ± 1)	h , мм, не менее
До 250	7	15
Свыше 250 до 400	8	20
Свыше 400 до 630	10	25
Свыше 630 до 850	12	30
Свыше 850 до 1000	14	40

Примечание. L, B, D – соответственно длина, ширина, диаметр стержня.

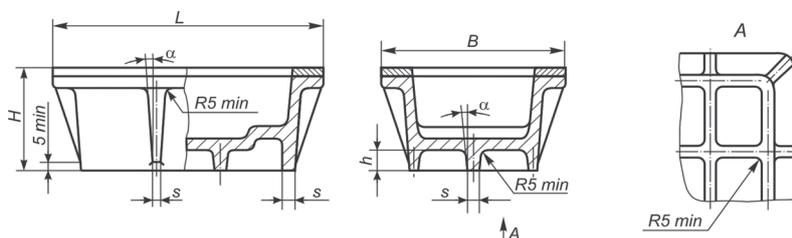


Рис. 1. Вытяжной стержневой ящик

Таблица 2. Уклоны ребер жесткости

H , мм	α , град, не более
До 50	3
Свыше 50 до 100	2
Свыше 100 до 200	1°30'
Свыше 200	1

Расположение ребер жесткости и их количество зависят от конфигурации стержневого ящика и его габаритных размеров. Рекомендуемые конструкции ребер жесткости для прямоугольных, круглых и цилиндрических стержневых ящиков показаны на рис. 2–4, а их количество и необходимые конструктивные размеры приведены в табл. 3, 4.

Таблица 3. Количество ребер жесткости прямоугольных стержневых ящиков

L или B , мм	Количество ребер (равномерно расположенных)
Свыше 160 до 250	2; 3
Свыше 250 до 400	3; 4
Свыше 400 до 630	4; 5
Свыше 630 до 1000	5; 6

Таблица 4. Расположение ребер жесткости цилиндрических стержневых ящиков

D , мм	b , мм	b_1 , мм, не менее
Свыше 160 до 200	90–120	15
Свыше 200 до 250	110–160	20
Свыше 250 до 320	150–200	25
Свыше 320 до 400	180–250	30
Свыше 400 до 500	230–300	40
Свыше 500 до 630	280–380	

Цилиндрические стержневые ящики могут изготавливаться из нескольких отдельных частей, которые соединяются с помощью крепежных деталей. Размеры литых стенок и их крепление приведены на рис. 5 и в табл. 5.

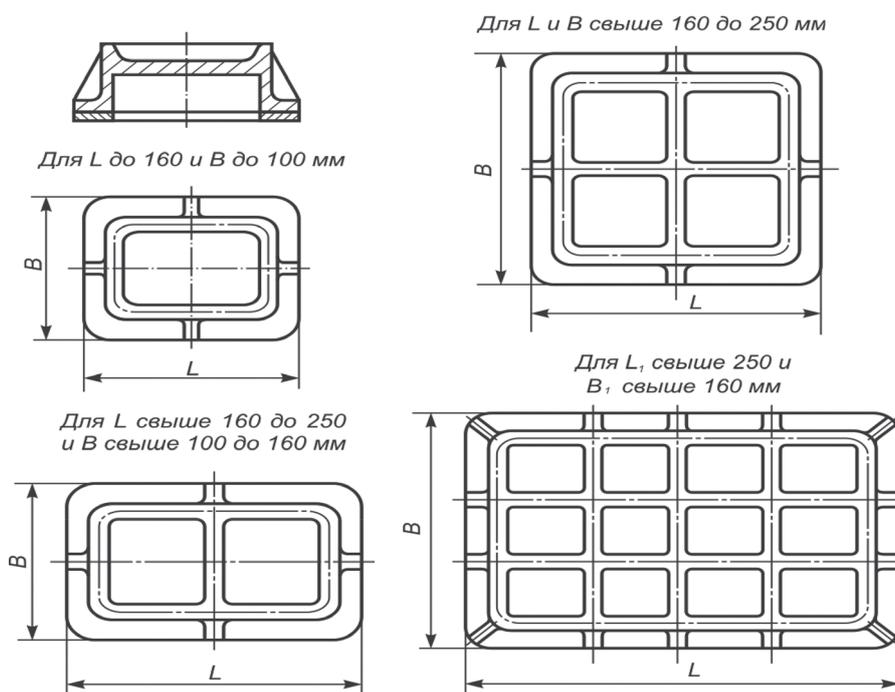


Рис. 2. Вертикальные ребра прямоугольных стержневых ящиков

Таблица 5. Размеры крепежных деталей сборных стержневых ящиков

$(B+H)/2$ или D , мм	d , мм	D_1 , мм	Поз. 1.	Поз. 2.	Поз. 3.	Поз. 4.
			Болт по ГОСТ 7798-70	Гайка по ГОСТ 5915-70	Шайба по ГОСТ 6402-70	Штифт по ГОСТ 3128-70
обозначение детали						
До 160	6,6	14	M6-6g	M6-6H	6 65Г05	8×20
Свыше 160-400	9,0	20	M8-6g	M8-6H	8 65Г05	8×20

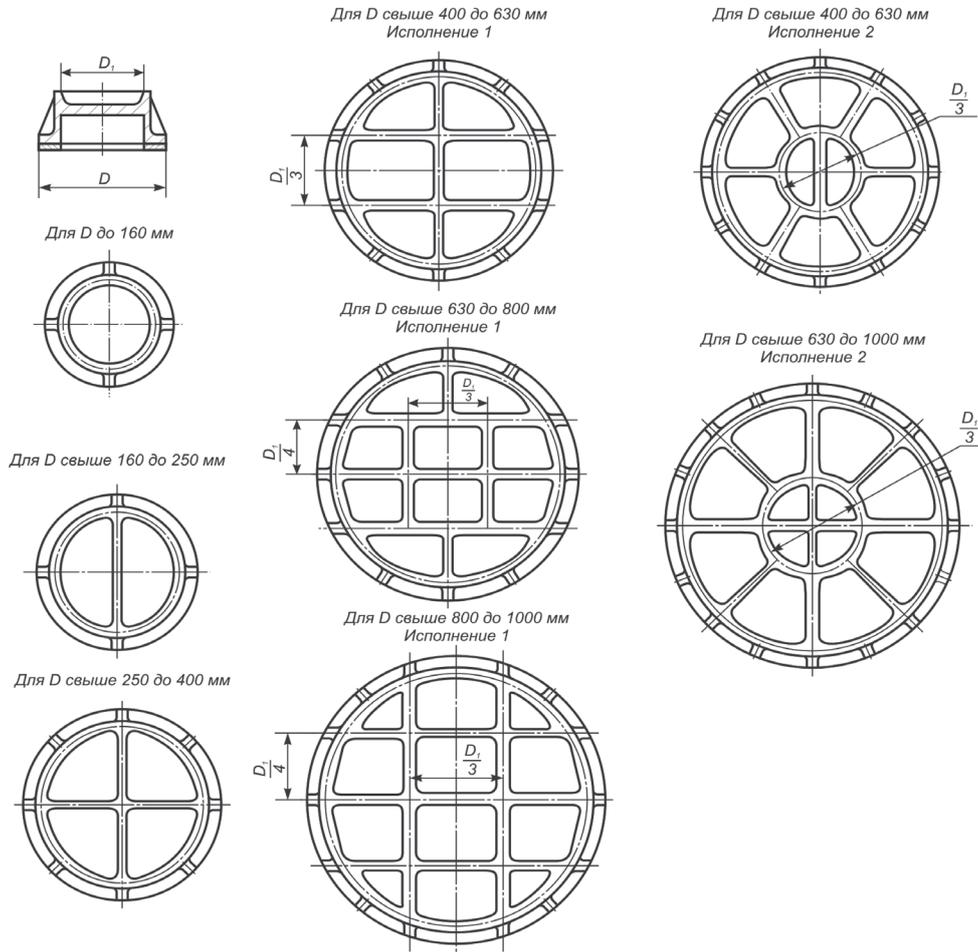


Рис. 3. Вертикальные ребра круглых стержневых ящиков

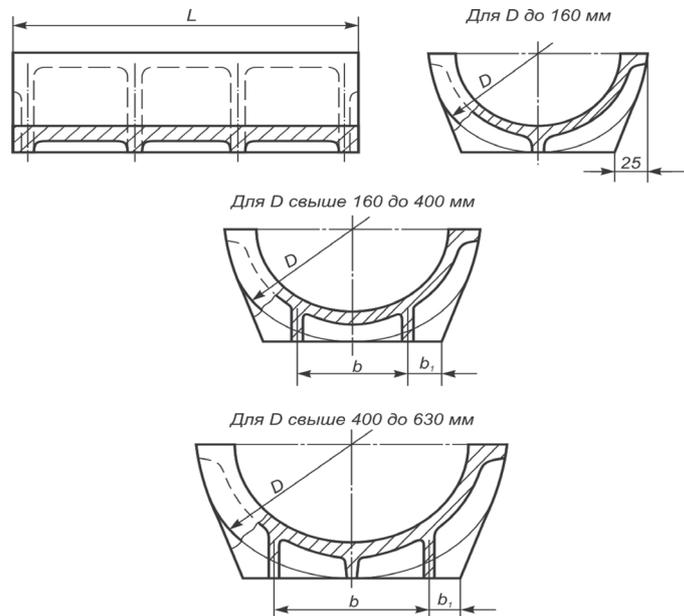


Рис. 4. Ребра цилиндрических стержневых ящиков

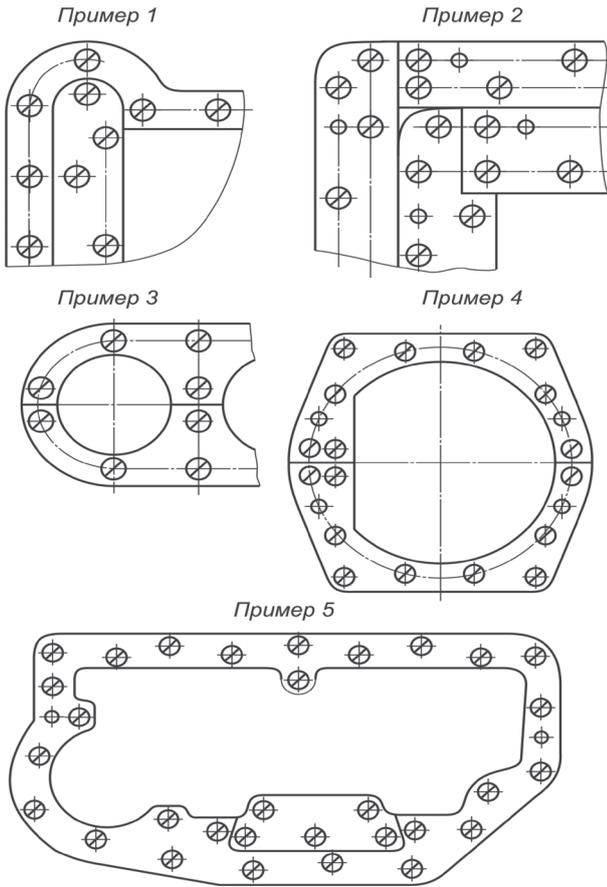


Рис. 7. Примеры крепления брони

Крепление вкладышей в корпусе стержневого ящика может осуществляться путем врезки их в корпус ящика (рис. 8, исполнение 1, 2 и 4) или между собой (рис. 8, исполнение 3). Размеры вкладышей приведены в табл. 7.

Таблица 7. Размеры вкладышей стержневых ящиков

Средний габаритный размер вкладыша $(L+H)/2$, мм	b , мм, не менее	S , мм		i , мм
		номинальное	предельное отклонение	
До 100	15	8	+1,5	10
Свыше 100 до 160	20		-0,5	12
Свыше 160 до 250	25			16
Свыше 250 до 400	32	10	+2,0 -1,0	20
Свыше 400 до 630	40	12	+3,0 -2,0	

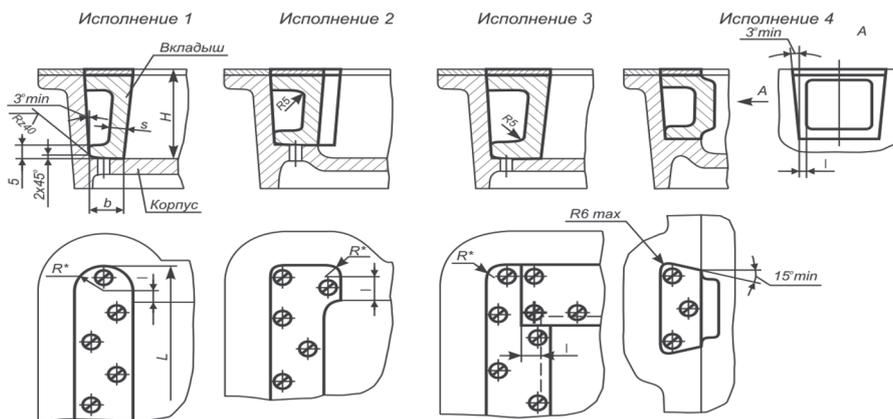


Рис. 8. Примеры крепления вкладышей в корпусе стержневого ящика

Таблица 6. Размеры бортов стержневых ящиков

Средний габаритный размер стержня $(L+B)/2$ или D , мм	b , мм, не более	h , мм	A , мм
До 160	18,22*	12	40–55
Свыше 160 до 250	22		
Свыше 250 до 400	26	15	
Свыше 400 до 630	32	18	
Свыше 630 до 800	40	22	
Свыше 800 до 1000	50	25	

Примечание. L, B – соответственно сумма длины и ширины всех стержней для многогнездного стержневого ящика; * для пескоструйного способа изготовления стержней.

При ширине бортов $b < 22$ мм крепежные винты располагаются по центру борта через каждые 40–55 мм (рис. 6, а). Для более широких бортов ($b > 22$ мм) крепление осуществляется в два ряда (рис. 6, б).

Примеры крепления брони к корпусу стержневого ящика приведены на рис. 7.

В местах сложного контура стержневых ящиков, а также в местах стыка частей брони расположение крепежных винтов на бронирующей поверхности определяется конструктивно. Допускается броню фиксировать к корпусу стержневого ящика штифтами и винтами (рис. 7, примеры 2, 4, 5). Размеры штифтов и их расположение определяются конструктивно.

В стержневых ящиках с вкладышами, бронированными по всему контуру, допускается борта не бронировать.

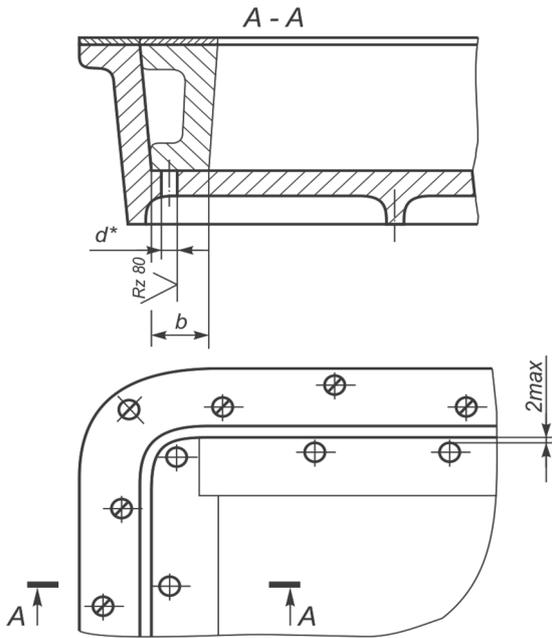


Рис. 9. Отверстие для удаления остатков смеси

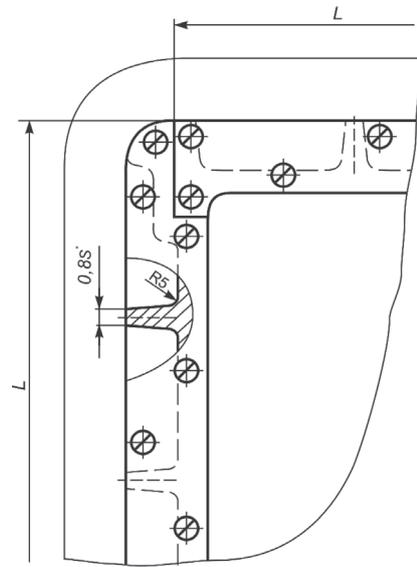


Рис. 10. Ребра жесткости вкладышей

Для удаления остатков стержневой смеси из ящика в корпусе необходимо предусмотреть отверстия, которые располагаются под вкладышами. Отверстия располагают равномерно по длине вкладыша (рис. 9). Диаметр отверстий и их количество зависят от ширины основания вкладыша b и его длины (табл. 8, 9).

Таблица 8. Размеры отверстий под вкладышами

b , мм	d , мм
15	10
20	12
25	16
32	20
40	

Таблица 9. Количество отверстий в корпусе стержневого ящика

Длина вкладыша L , мм	Количество отверстий, не менее
До 160	2
Свыше 160 до 250	3
Свыше 250 до 400	4
Свыше 400 до 630	5
Свыше 630 до 1000	6

Жесткость вкладышей обеспечивается вертикальными ребрами жесткости, размеры и количество которых приведены на рис. 10 и в табл. 10. Ребра располагаются равномерно по длине вкладыша.

Таблица 10. Количество ребер жесткости по длине вкладыша

L , мм	Количество ребер, не менее
До 160	–
Свыше 160 до 320	1
Свыше 320 до 500	2
Свыше 500 до 700	3
Свыше 700 до 1000	4

При высоте вкладыша H свыше 500 мм дополнительно вводятся горизонтальные ребра жесткости, которые располагаются в центральной части вкладыша (рис. 11).

Для транспортировки стержневых ящиков предусматриваются специальные элементы, конструкция которых зависит от среднего габаритного размера ящика. Для мелких стержневых ящиков со средним габаритным размером до 250 мм предусматривают сплошные литые ручки (рис. 12, исполнения 1 и 2).

Для стержневых ящиков со средним габаритным размером более 250 мм конструкция литых ручек показана на рис. 13.

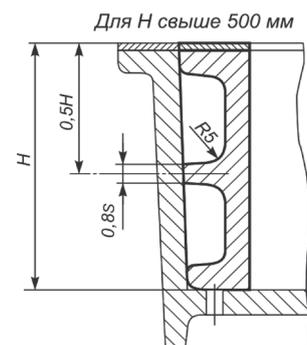


Рис. 11. Конструкция высоких вкладышей

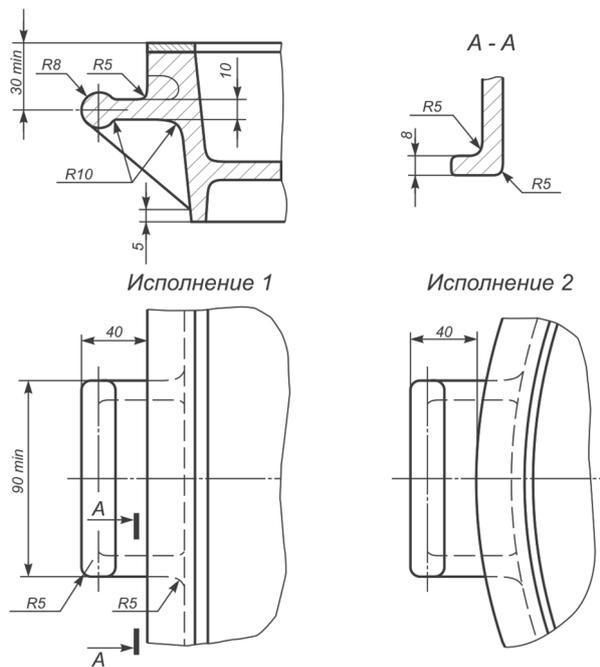


Рис. 12. Сплошные литые ручки для стержневых ящиков со средним габаритным размером до 250 мм

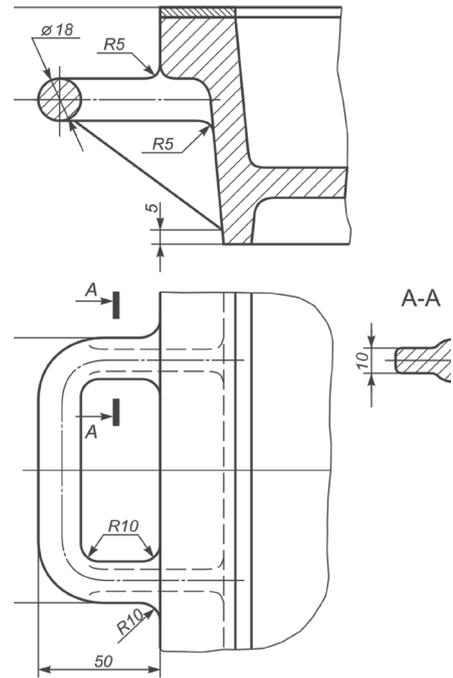


Рис. 13. Литые ручки для стержневых ящиков со средним габаритным размером свыше 250 мм

Средние стержневые ящики для установки ручек имеют специальные приливы, конструкция которых зависит от высоты стержневого ящика. Ручки выполняются в виде штырей или скоб, которые, в свою очередь, могут быть цельными или сварными. Штыри и сварные ручки крепятся к корпусу стержневого ящика с помощью резьбового соединения (рис. 14, 15). Размеры приливов для резьбовых и сварных ручек приведены в табл. 11, а для скоб под заливку (рис. 16) – в табл. 12.

Таблица 11. Размеры приливов для установки штыревых ручек

d , мм	d_1 , мм (предельное отклонение по ТН)	d_2 , мм	l , мм, не менее	l_1 , мм	l_2 , мм	l_3 , мм	Поз. 1. Ручка по ГОСТ 19387-74. Кол-во 2, обозначение детали
8	M8	25	32	22	26	65	0292–0601
12	M12	35	38	28	33	80	0292–0602
16	M16	40					0292–0603

Таблица 12. Размеры приливов для установки сварных ручек

d , мм	d_1 , мм	l , мм	l_1 , мм, не менее	l_2 , мм	Поз. 1. Скоба по ГОСТ 19386-74. Кол-во 1, обозначение детали
8	30	20	30	65	0292–0551
12	38	25	35	80	0292–0552
16	45	32	45		0292–0553

Крупные стержневые ящики имеют специальные приливы, в которых располагаются цапфы, предназначенные для транспортировки и кантовки ящиков. Количество цапф и их расположение определяется конструктивно (по оси центра тяжести стержневого ящика с учетом массы стержневой смеси и сушильной плиты). Размеры ребер жесткости приливов под цапфы должны соответствовать размерам ребер, принятым в стержневом ящике. На рис. 17 показаны конструкции приливов для стержневых ящиков высотой до 100 мм (рис. 17, а) и свыше 100 мм (рис. 17, б), а их размеры должны соответствовать данным табл. 13.

Таблица 13. Размеры приливов для цапф

d , мм	d_1 , мм	l , мм	l_1 , мм (предельное отклонение +5 –3)	Допускается нагрузка на цапфу, кгс	Поз. 1. Цапфа по ГОСТ 15020-69, обозначение детали
20	44	50	35	200	0298–0251
25	52	55	40	300	0298–0252
32	70	65	50	450	0298–0253
40	90	75	60	1000	0298–0254

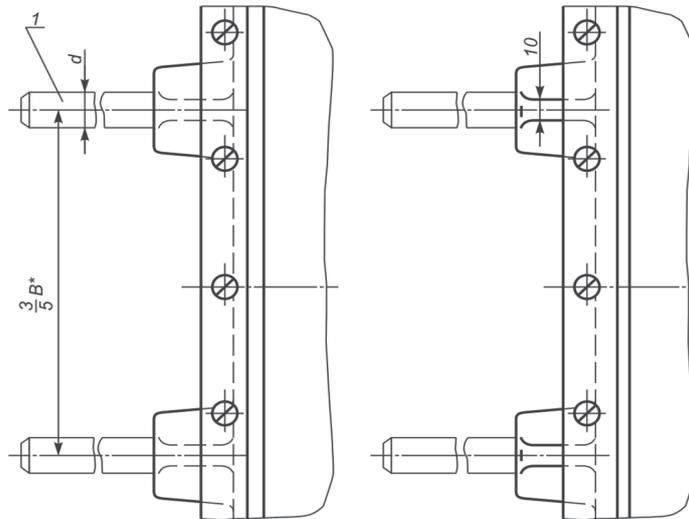
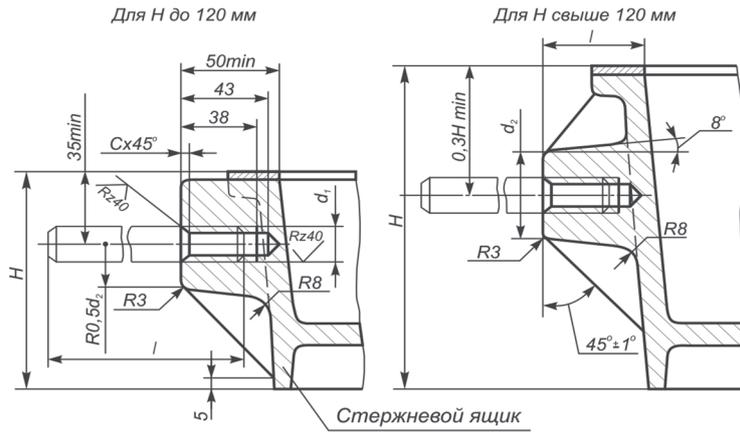


Рис. 14. Способы крепления штыревых ручек

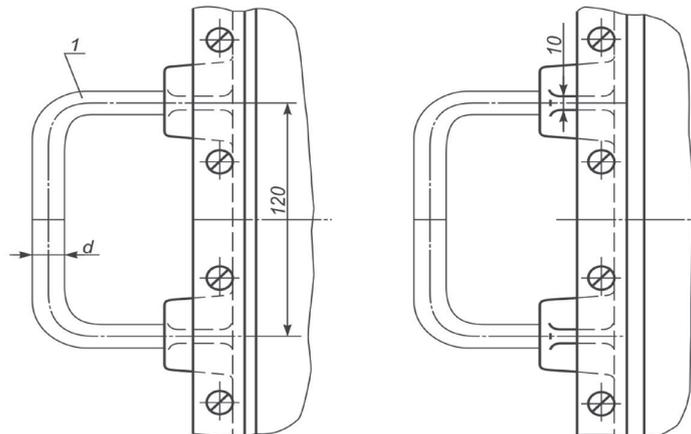
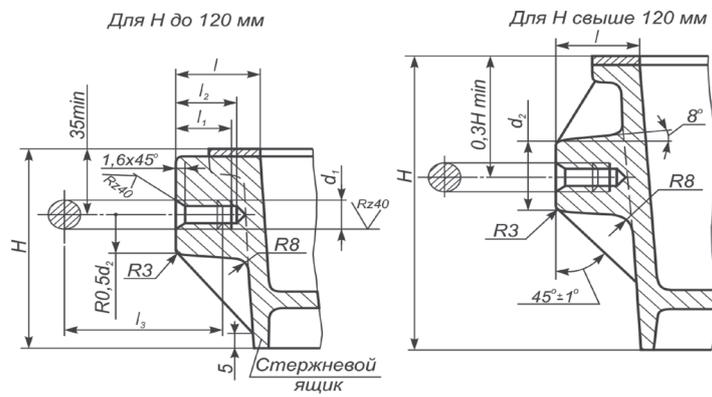


Рис. 15. Способы крепления сварных ручек

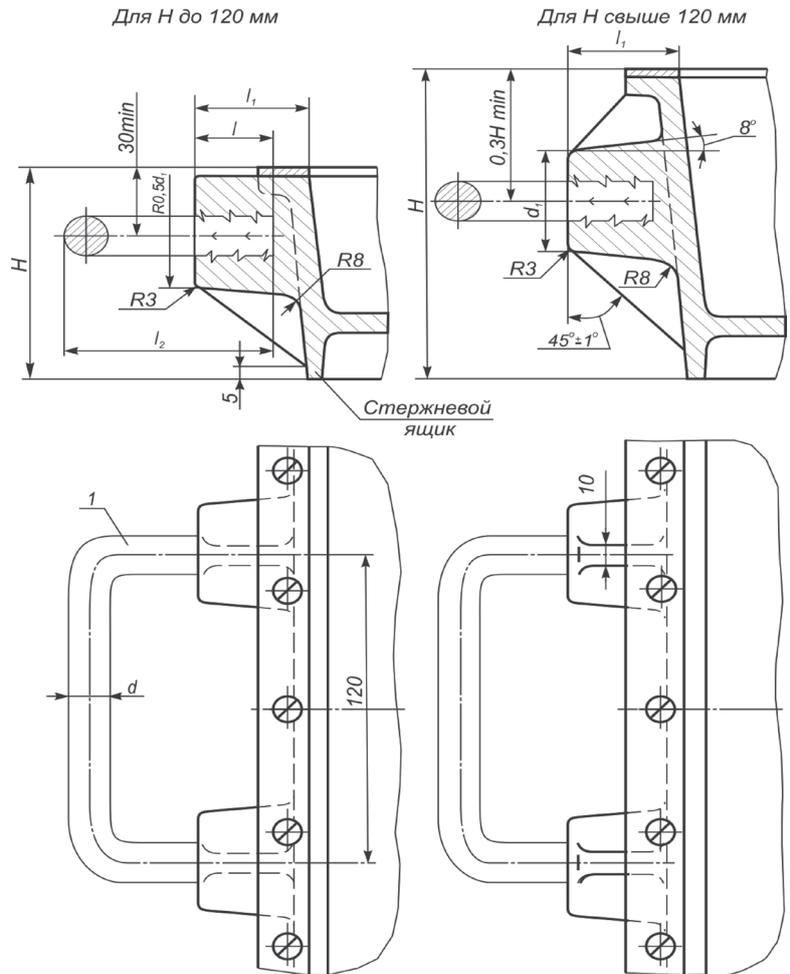


Рис. 16. Способы крепления залитых скоб

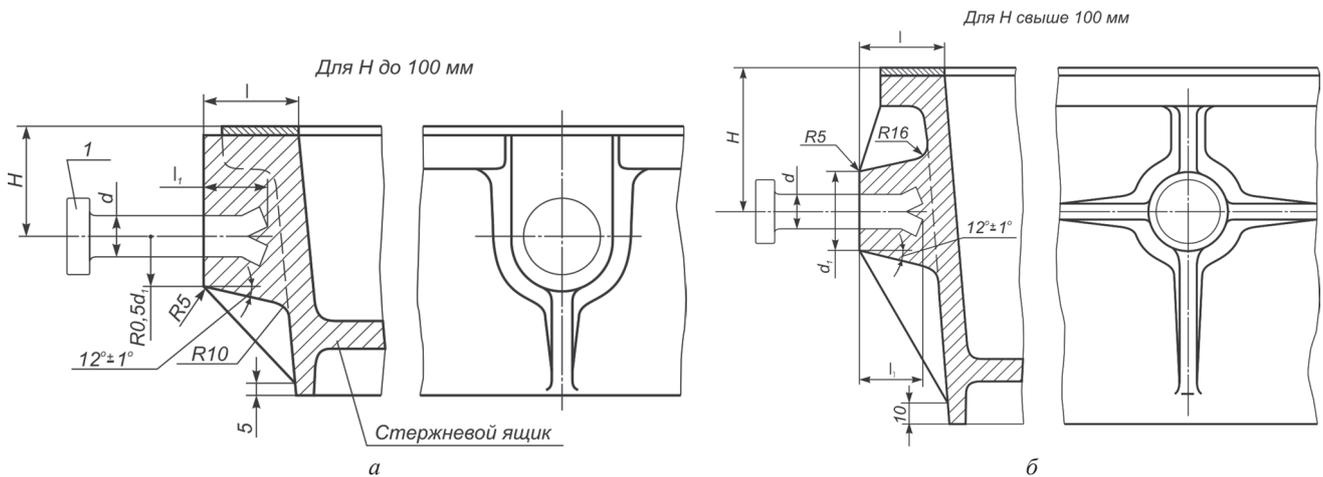


Рис. 17. Приливы для цапф

При изготовлении стержней на машинах в стержневых ящиках предусматриваются специальные элементы, позволяющие закрепить стержневой ящик на столе стержневой машины.

Крепление стержневых ящиков к столу стержневой машины может осуществляться двумя способами: непосредственное крепление стержневого ящика к столу машины и с помощью стержневой плиты. При непосредственном креплении стержневого ящика к столу машины в его корпусе выполняются специальные элементы – ушки, позволяющие произвести крепление ящика к столу стержневой машины. Ушки могут быть выполнены в специальных боковых приливах (рис. 18, исполнения 1 и 4) или непосредственно в корпусе стержневого ящика (рис. 18, исполнения 2 и 3). Размеры ушков приведены в табл. 14.

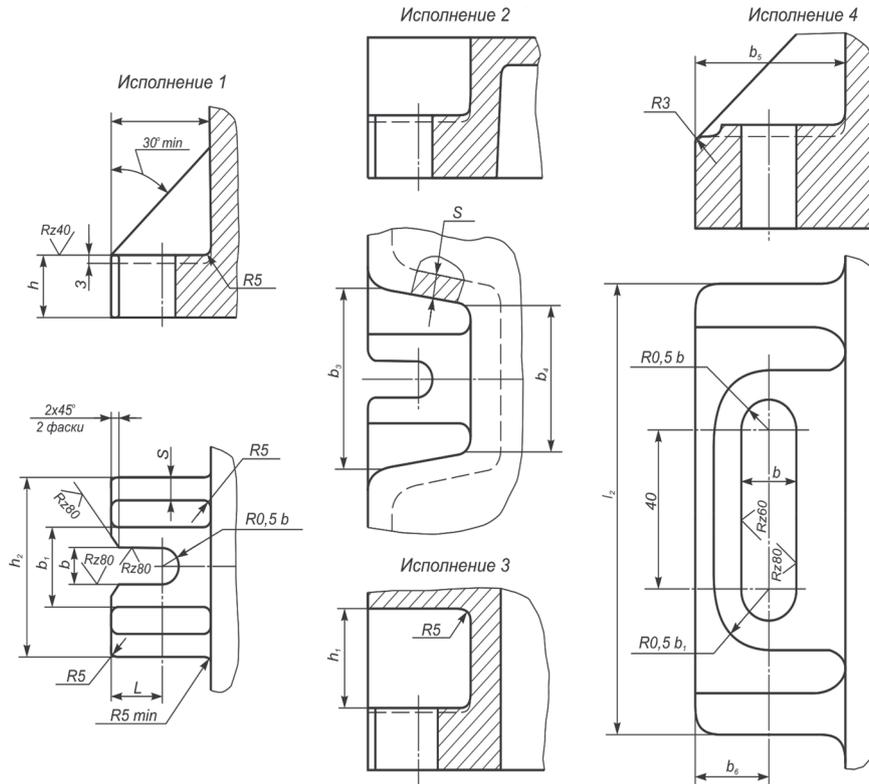


Рис. 18. Ушки крепления стержневых ящиков

Таблица 14. Размеры ушков крепления стержневых ящиков

Средний габаритный размер стержневого ящика $(L + B)/2$ или D , мм	b , мм	b_1 , мм	b_2 , мм	b_3 , мм	b_4 , мм	b_5 , мм, не менее	b_6 , мм	l , мм	l_1 , мм, не менее	l_2 , мм	h , мм	h_1 , мм, не менее	s , мм
До 400	14	34	90	70	60	40	20	25	50	120	25	35	10
Свыше 400 до 630	18	40	110	90	70	48	24	30	60	140-	30	40	12
Свыше 630 до 1000	22	45	130	110	80	-	-	35	70	-	35	50	15

При креплении стержневого ящика к столу машины с использованием промежуточной стержневой плиты, в нижней части ящика, предусматриваются специальные приливы (рис. 19), в которых изготавливаются резьбовые отверстия для крепления ящика с промежуточной плитой. Размеры приливов для крепления стержневого ящика к промежуточной плите приведены в табл. 14.

Таблица 14. Размеры приливов для крепления стержневых ящиков

Средний габаритный размер стержневого ящика $(L + B)/2$ или D , мм	d , мм	d_1 , мм	l , мм	h , мм	c , мм
Свыше 250 до 400	M16	40	35	43	2,0
Свыше 400 до 630	M20	60	45	55	
Свыше 630 до 1000	M24	70	50	60	

Примеры крепления стержневых ящиков к столу стержневой машины показаны на рис. 20, а размеры крепежных деталей приведены в табл. 15.

Таблица 15. Размеры крепежных деталей

b , мм	Поз. 1.	Поз. 2.	Поз. 3.	Поз. 4.	Поз. 5.	Поз. 6.
	Болт по ГОСТ 13152-67	Гайка по ГОСТ 5915-79	Шайба по ГОСТ 6402-70	Шайба по ГОСТ 11371-70	Болт по ГОСТ 7798-79	Шайба по ГОСТ 6402-70
обозначение детали						
14	M42×L.58.05	M12.8.05	12 65Г 05	M12.8.05	M16×L.58.05	16 65Г 05
18	M16×L.58.05	M16.8.05	16 65Г 05	M16.8.05	M20×L.58.05	20 65Г 05
22	M20×L.58.05	M20.8.05	20 65Г 05	M20.8.05	M24×L.58.05	24 65Г 05

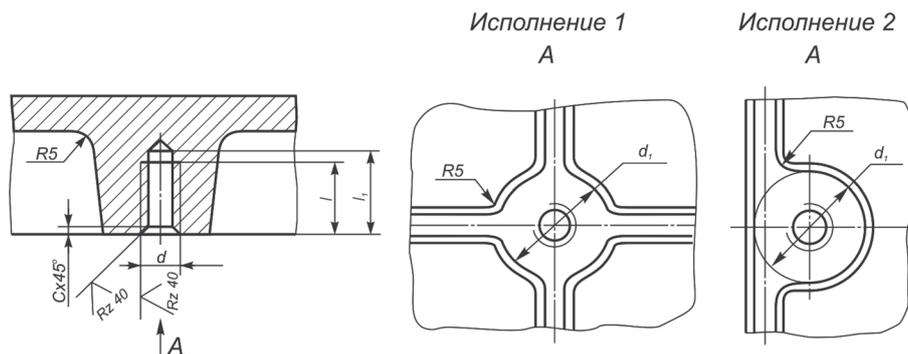


Рис. 19. Приливы для крепления стержневых ящиков к промежуточной плите

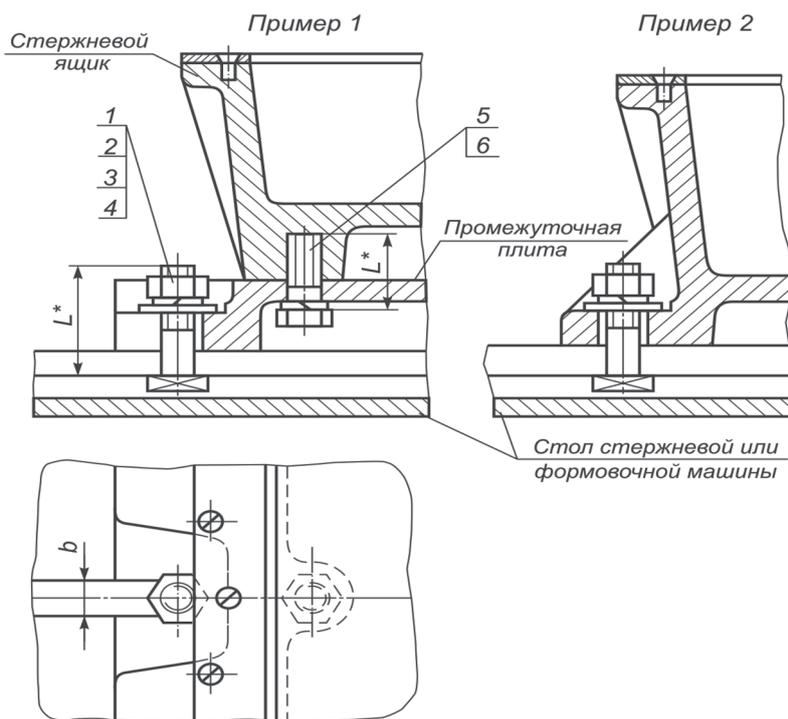


Рис. 20. Примеры крепления стержневых ящиков

Количество и расположение мест крепления определяется конструктивно.

Литература

1. Кукуй Д. М. Теория и технология литейного производства / Д. М. Кукуй, В. А. Скворцов, Н. В. Андрианов. В 2-х ч. Ч. 2. Технология изготовления отливок в разовых формах Минск: Новое знание; М.: ИНФРА-М, 2011. 406 с.
2. Скворцов В. А. Проектирование оснастки для разовых форм / В. А. Скворцов, Ю. А. Николайчик. Минск: БНТУ, 2015. 119 с.

References

1. Kukuj D. M., Skvortsov V. A., Andrianov N. V. *Teorija i tehnologija litejnogo proizvodstva* [Theory and Technology foundry]. Ch. 2. *Tehnologija izgotovlenija otlivok v razovyh formah* [The technology of manufacture of castings in one-off forms]. Minsk, Novoe znanie Publ., Moscow, INFRA-M Publ., 2011, 406 p.
2. Skvortsov V. A., Nikolajchik Ju. A. *Proektirovanie osnastki dlja razovyh form* [Design tooling for single forms]. Minsk, BNTU Publ., 2015, 119 p.



УДК 674.21

Поступила 16.02.2017

ПРИМЕНЕНИЕ АЛГОРИТМА ОЦЕНКИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СЛОЖНОСТИ ОТЛИВОК ДЛЯ УСКОРЕНИЯ ПРОЦЕССА ВЕРИФИКАЦИИ КАЧЕСТВА ПРОЕКТИРОВАНИЯ ЛИТНИКОВО-ПИТАЮЩИХ СИСТЕМ

THE USE OF THE ALGORITHM EVALUATION OF TECHNOLOGICAL COMPLEXITY OF CASTINGS TO ACCELERATE THE QUALITY OF THE VERIFICATION PROCESS OF GATING SYSTEMS DESIGNING

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

I. B. ODARCHENKO, V. A. ZHARANOV, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: oda2009@gmail.com

Выполнен выбор параметров и произведен анализ их уровня соответствия для оценки технологической сложности отливок. Предложен вариант организации технологического проектирования для отливок различной сложности, определяемой по комплексу геометрических параметров.

The parameters were selected and the analysis of their compliance to assess the processing complexity of castings was made. A variant of the organization of process design for the castings of varying difficulty, defined on a set of proposed geometrical parameters was proposed.

Ключевые слова. Алгоритм оценки, технологическая сложность, верификация качества, проектирование технологии.

Keywords. Estimation algorithm, processing complexity, quality verification, process design.

До настоящего времени наиболее распространенными являются технологии получения отливок в разовую песчаную форму. Эффективность обеспечения качества и решения задач ресурсосбережения, в первую очередь, связана с проектированием оптимальных, с точки зрения их массы и качества отливки, литниковых систем.

Для отливок различного назначения требования к качеству и расходу металла могут быть несопоставимы между собой. При этом качество не всегда может быть приоритетным показателем. Например, может допускаться некоторый уровень пористости в определенной области отливки (некритичной к физическим нагрузкам) при значительной экономии металла в литниковой системе.

Базовой информацией, которая служит основой для выбора технологии производства и конструкции элементов литниково-питающих систем, является геометрическое и технологическое описание конструкции отливки.

Теория, которая позволяет на базе такого описания выбирать начальное приближение литниковой системы для заданного набора функций, находится в стадии разработки. Поэтому при изготовлении одной и той же отливки с близкой эффективностью могут использоваться принципиально различные литниковые системы, а принимаемое решение обычно является компромиссом между расходом металла; качеством отливки; сложностью изготовления литниковой системы; технологическими возможностями производства; затратами на механическую обработку готовых деталей.

Как следствие, принимаемые решения часто не являются универсальными и оптимальными и с этой точки зрения разработка подходов и методики автоматизированного выбора литниковых систем на основе классификации объектов типа «отливка–литниковая система–литейная форма–стержни» – актуальная научная задача (рис. 1). Отсутствие на отечественных предприятиях специализированных программных продуктов, позволяющих использовать методы классификации отливок для выбора оптимальной литниковой системы, придают ей практическую значимость.

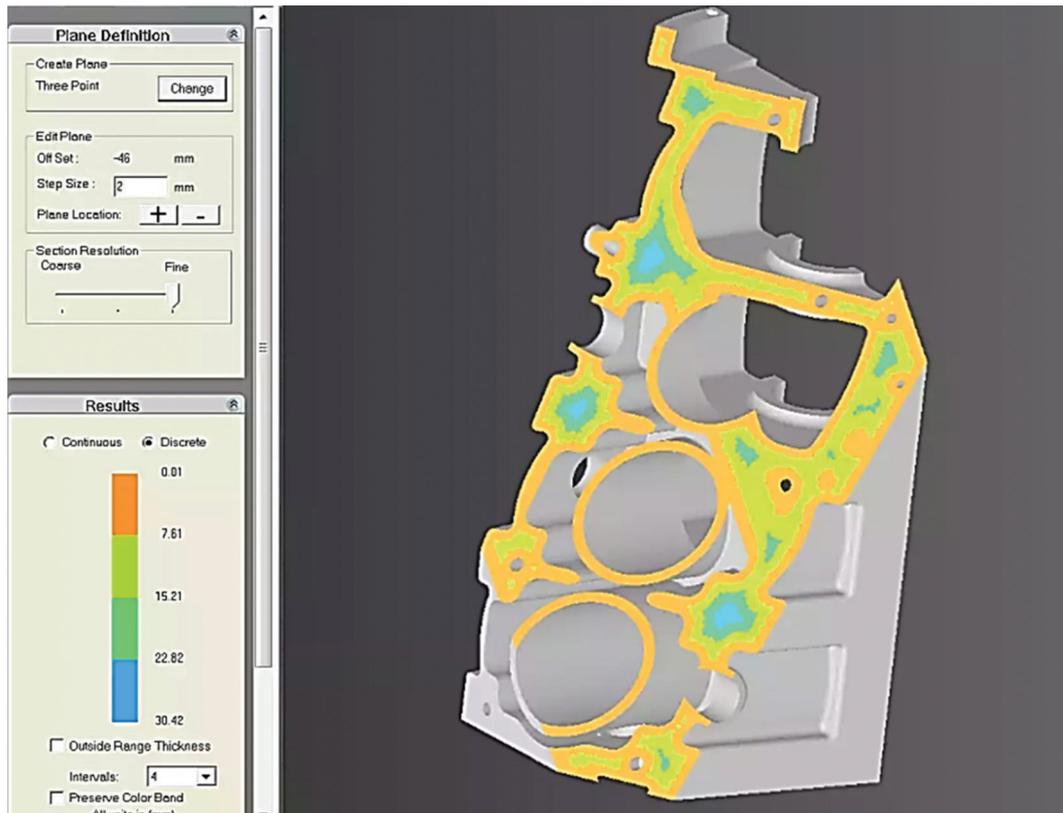


Рис. 1. Автоматизированное определение геометрических параметров отливки

При решении данной задачи следует учитывать два основных аспекта. Компьютерные системы геометрического моделирования позволяют проводить оперативное определение, по сути, любых геометрических характеристик сложных деталей, в том числе отливок, для использования получаемых данных в системах технологической подготовки производства литья и вычисления комплексной характеристики потенциала сложности изготовления анализируемой детали.

Современные технологии изготовления литейной оснастки дают возможность создавать элементы геометрии ЛПС, ранее недоступные в серийном производстве. Сегодня практически отсутствуют какие бы то ни было рекомендации по проектированию литниковых систем с учетом новых возможностей (3d-печать, аддитивные процессы) и технологий станков ЧПУ при изготовлении модельных комплектов для получения отливок в разовых песчаных формах. Определенные наработки по данной проблеме реализованы в проектировании пресс-форм процесса литья под давлением, где без гидравлически гладких профилей литников невозможно обеспечить даже минимальную пригодность ЛПС к эксплуатации. Геометрия же ЛПС в песчано-глинистых формах практически не изменилась за последние 50 лет. При этом технологи литейного производства при возникновении дефектов литья стараются в первую очередь изменять параметры питания отливки и конфигурацию ЛПС.

С учетом изложенного выше были предложены классификационная система оценки технологической сложности отливок и сформированный на ее основе алгоритм организации технологического проектирования. В основу классификационной системы были положены физические, геометрические и технологические параметры отливок, доступные в области компьютерных систем технологического моделирования (см. таблицу). Эти параметры имеют значимую корреляцию с технологической сложностью получения литья.

Группа параметров для классификации отливок по технологической сложности

Масса отливки $M(\text{cast})$	Площадь поверхностей со средней толщиной стенки отливки $F(\text{cast}) \text{ mid}$
Объем отливки $V(\text{cast})$	Объем параллелепипеда габаритов детали $V(\text{box})$
Площадь внешней поверхности отливки (без учета стержней) $F(\text{core})$	Плотнупакованность элементов конструкции отливки $V(\text{box})/V(\text{cast})$
Количество стержней $N(\text{core})$	Коэффициент сложности формы поверхности $F(r)/F(\text{cast})$, где $F(r)$ – площадь сферы, равной по объему объему детали



Рис 3. Алгоритм организации технологического проектирования с применением разработанной методики классификации

Третья группа (С) – все остальные отливки. Фактически – это детали сложной конструкции с высокой вероятностью возникновения дефектов. Кроме того, к этой группе можно отнести отливки высокой серийности, для которых сокращение удельных затрат на производственный процесс является наиболее рентабельным.

Предлагаемый алгоритм организации процесса технологической подготовки производства отливок с трехступенчатой системой определения оптимальных параметров позволяет качественно классифицировать задачи подготовки производства и соответственно повысить эффективность применения специализированных программных продуктов для моделирования технологических процессов получения отливок.

Литература

1. Медведев В. С. Нейронные сети / В. С. Медведев, В. Г. Потемкин. М.: ДИАЛОГ-МИФИ, 2002. 496 с.
2. Пучков Е. В., Лиля В. Б. Применение градиентных методов оптимизации для обучения искусственных нейронных сетей на примере задачи прогнозирования временного ряда. Нечеткие системы и мягкие вычисления: сб. Третьей Всерос. науч. конф.: В 2-х т. Т. 1. Волгоград, 2009. 214 с.
3. Круглов В. В., Борисов В. В. Искусственные нейронные сети. Теория и практика. М.: Горячая линия – Телеком, 2002. 382 с.

References

1. Medvedev V. S., Potemkin V. G. *Neuronnye seti* [Neural networks]. Moscow, DIALOG-MIFI Publ., 2002. 496 p.
2. Puchkov E. V., Leela V. B. The Use of gradient methods of optimization for training of artificial neural networks to the problem of forecasting time series. – Fuzzy systems and soft computing: collection of articles of the Third Russian scientific conference: In 2 t. T. 1. Volgograd, 2009. 214 p.
3. Kruglov V. V., Borisov V. V. *Iskusstvennye neuronnye seti. Teoriya i praktika* [Artificial neural network. Theory and practice]. Moscow, Goryachaya liniya – Telecom Publ., 2002. 382 p.



УДК 669.15

Поступила 26.12.2016

ВЛИЯНИЕ МАКРОСТРУКТУРЫ НА ЛИКВАЦИЮ В СТАЛЬНОМ СЛИТКЕ INFLUENCE OF THE MACROSTRUCTURE ON SEGREGATION OF THE STEEL INGOT

*О. С. КОМАРОВ, Е. В. РОЗЕНБЕРГ, Н. И. УРБАНОВИЧ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: komarov_metolit@tut.by,
К. Э. БАРАНОВСКИЙ, ГП «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, Я. Коласа, 24*

*O. S. KOMAROV, E. V. ROZENBERG, N. I. URBANOVICH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: komarov_metolit@tut.by,
K. E. BARANOWSKI, Scientific and Technological Park of the BNTU «Polytechnic», Minsk, Belarus, 24, Kolasa str.*

Проведен теоретический анализ влияния содержания углерода в стали и характера макроструктуры на ликвацию примесей в процессе кристаллизации. Показано, что с увеличением содержания углерода и при образовании транскристаллитной макроструктуры растет степень сегрегации. Проведено сравнение ликвации серы в слитке с равноосной и транскристаллитной структурой, подтвердившее теоретические положения.

A theoretical analysis of the influence of carbon content in the steel and nature of macrostructure on segregation of impurities in the crystallization process were made. It is shown that increase of carbon content and transgranular macrostructure creation degree of segregation is being increased. A comparison of sulfur segregation in the ingot with equiaxial and transgranular structure was carried out and the theoretical points were confirmed.

Ключевые слова. Модифицирование стали, внепечная обработка, транскристаллитная структура, равноосная структура, ликвация примесей, сера, кристаллизация.

Keywords. Modification of steel, ladle treatment, transgranular structure, equiaxial structure, segregation of impurities, sulfur, crystallization.

В практике производства стальных слитков и крупных отливок часто сталкиваются с явлением транскристаллизации, при котором дендриты растут направленно: от поверхности к термическому центру. На ширину зоны столбчатых кристаллов влияют скорость теплоотвода, природа и химический состав, а также модифицирование стали. При установленном технологическом процессе производства и фиксированном составе стали основным фактором ликвидации транскристаллизации и измельчения первичной структуры служит модифицирование. Разработано большое количество комбинаций различных элементов, способствующих измельчению размеров дендритов. В работе [1] наблюдали резкое уменьшение размеров дендритов при совместной добавке кальция и бария. При этом происходило увеличение содержания серы в их центральных частях, т. е. наблюдалось уменьшение сегрегации серы на поверхность дендритов. Аналогичная картина наблюдается и при модифицировании стали редкоземельными элементами [2]. Авторы считают, что эти элементы, связывая часть серы в прочные тугоплавкие соединения, снижают ее концентрацию перед фронтом кристаллизации.

Особенно эффективно устраняется транскристаллизация при использовании комплексного модификатора, в состав которого входят химически активные элементы (Ca, Al), поверхностно-активный висмут и карбидообразующий бор [3, 4]. Совместное действие различных по своим свойствам элементов усиливает эффект, получаемый при введении в сталь каждого из них в отдельности. В то время как химически-активные и карбидообразующие элементы создают подложки для образования центров кристаллизации, поверхностно-активный компонент, замедляя их рост в зоне концентрационного переохлаждения, и тем самым, увеличивая переохлаждение, способствует зарождению новых центров.

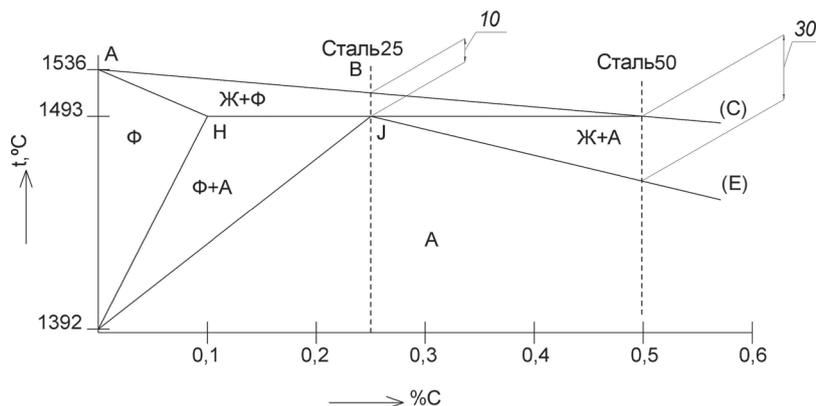


Рис. 1. Часть диаграммы Fe-C

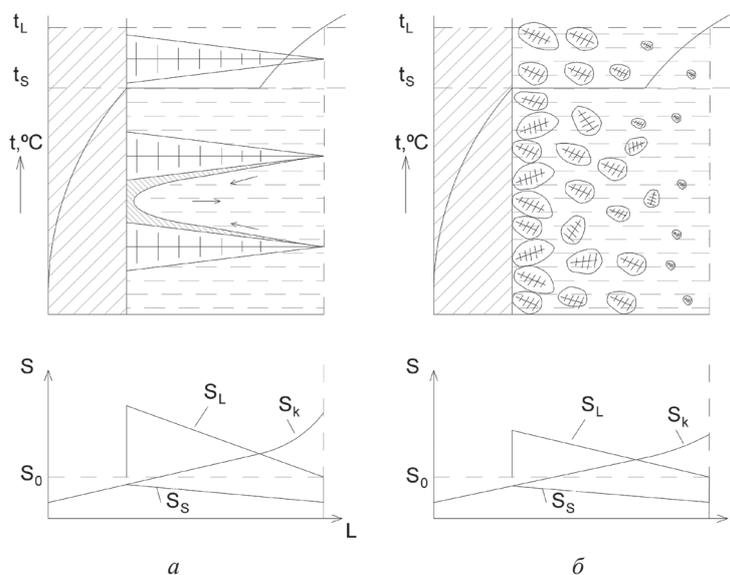


Рис. 2. Схема образования ликвации в стали 25: а – транскристаллитная; б – равноосная структура

Изменяя характер кристаллизации, модифицирование не может не влиять на сегрегацию в слитке примесей (S, P, N и др.). Причиной же сегрегации, в конечном итоге, является перераспределение примесей между твердой и жидкой фракцией в процессе роста кристаллов.

По данным [5], коэффициент распределения в железе в процессе кристаллизации составляет по сере 0,425, углероду – 0,455 и фосфору – 0,078. По другим данным [6], коэффициенты несколько отличаются: по сере – 0,05, фосфору – 0,07 и углероду – 0,13.

В жидком состоянии сера, фосфор и углерод растворимы в больших количествах, но в процессе кристаллизации происходит их оттеснение в центральную часть слитка, в результате в тепловом центре слитка или отливки содержание углерода может быть в 1,5–5,0 раз, серы в 3–4 и фосфора в 1,5–2,0 раза выше, чем вблизи поверхности [7]. Вследствие сегрегации примесей свойства стали существенно различаются в разных частях слитка. Углерод и фосфор влияют на качество стали путем изменения свойств металлической матрицы. Сера вызывает загрязнение межзеренных зон сульфидной фазой, нарушая сплошность структуры.

В процессе кристаллизации слитка можно выделить три характерные зоны: затвердевший металл, переходная двухфазная зона и жидкий расплав [8]. Ширина двухфазной зоны зависит от интервала кристаллизаций сплава и скорости охлаждения слитка. В этой зоне растут дендриты и происходит перемещение примесей под действием градиента температур, сил капиллярного давления и разности концентраций ликвирующих примесей.

В связи с тем что макроструктура слитка может быть равноосной и транскристаллитной, характер протекания ликвационных процессов в двухфазной зоне может быть разным.

На рис. 1 показана верхняя часть диаграммы Fe-C и в качестве объектов для рассмотрения выбраны две стали с различным содержанием углерода (0,25 и 0,5%). Схематично кристаллизация стали 25 в условиях формирования транскристаллитной (а) и равноосной макроструктуры (б) показана на рис. 2. При

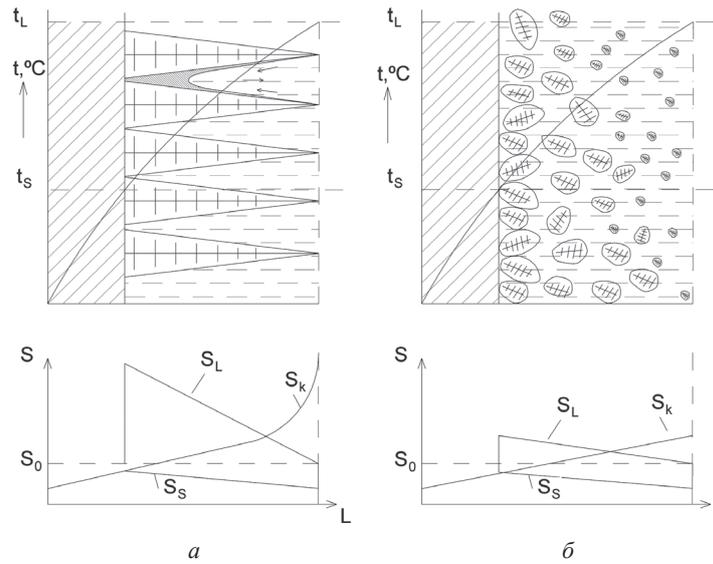


Рис. 3. Схема образования ликвации в стали 45: а – транскристаллитная; б – равноосная структура

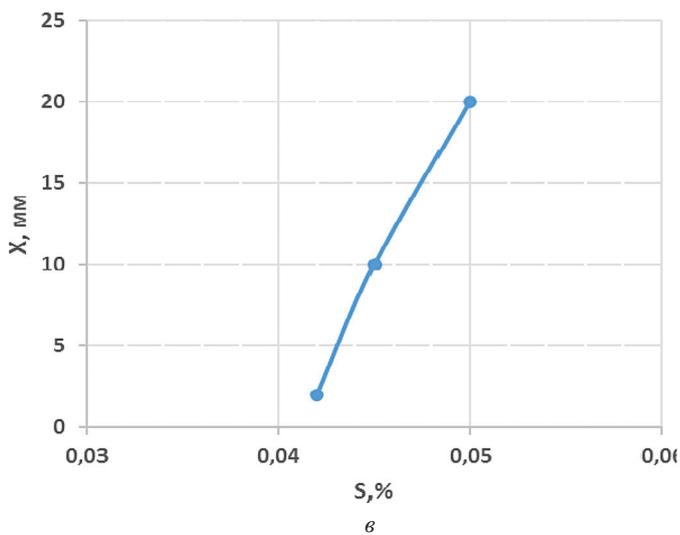
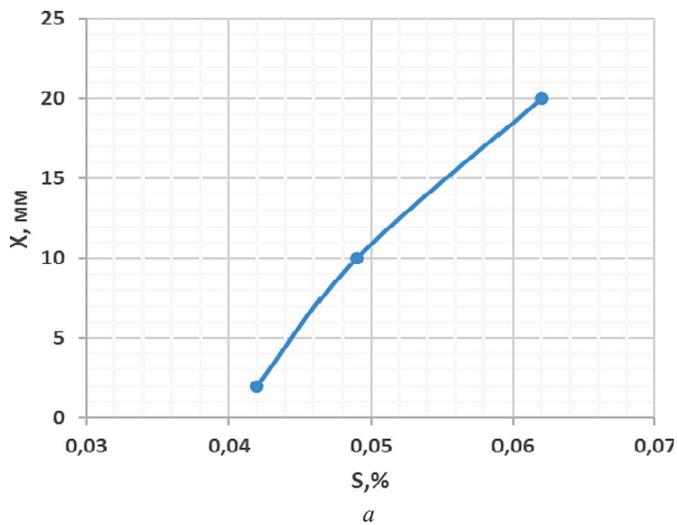


Рис. 4. Макроструктура и распределение серы по сечению слитка с транскристаллитной (а, б) и равноосной структурой (в, г)

образовании транскристаллитной структуры в двухфазной зоне в интервале температур между линиями *AB* и *HJ* происходит направленный рост дендритов феррита (см. рис. 1). На изолидусе к моменту достижения температуры линии *HJ* в равновесии в соотношении примерно 50×50 находятся дендриты феррита и жидкость. Параллельно с протеканием перитектического превращения происходит утолще-

ние дендритов и оттеснение примесей в вертикальном направлении. Перед фронтом твердой фазы за счет его перемещения по горизонтали также скапливаются примеси, которые оттесняются к центру слитка по мере его затвердевания. Стрелками показана фильтрация расплава в двухфазной зоне. Внизу рис. 2, а схематически показано распределение серы в жидкости двухфазной зоны (S_c) и в твердой фазе в рассматриваемый момент (S_s) и к концу затвердевания (S_k).

На рис. 2, б приведена схема роста дендритов в двухфазной зоне при условии формирования равноосной макроструктуры.

Так как большая часть расплава затвердевает в двухфазной зоне, сегрегация примесей происходит в основном за счет их оттеснения в расплав хаотично ориентированными дендритами, в связи с чем концентрация примеси на фронте твердой фазы невелика. Оттеснение примеси в горизонтальном направлении происходит в меньшей степени, чем в случае транскристаллизации, в связи с чем в слитках с равноосной структурой зональная ликвация происходит менее выражено, чем в слитке с транскристаллитной структурой.

Сталь 50 кристаллизуется в широком интервале температур (см. рис. 1), что обуславливает внутрикристаллическую ликвацию и большую концентрацию углерода и серы на фронте кристаллизации. На рис. 3 показана схема сегрегации примесей для случая формирования транскристаллитной и равноосной макроструктуры. Как и для стали 25, формирование равноосной структуры способствует более равномерному распределению ликвирующих примесей.

Как следует из рисунка, при прочих равных условиях склонность к сегрегации зависит от содержания углерода в стали и характера макроструктуры. Сегрегация растет по мере увеличения содержания в стали углерода и при образовании транскристаллитной структуры. Как следствие, модифицирование стали, устраняющее транскристаллизацию в слитке, должно способствовать уменьшению сегрегации. С целью проверки этого положения проведен эксперимент, в ходе которого в чугунную изложницу заливали немодифицированную сталь 25 и модифицированную комплексом 0,04% Al + 0,05% Ca + 0,006% В + 0,002% Вi. На рис. 4, б, в приведены макроструктуры исходного и модифицированного слитка, а на рис. 4, а, в – распределение серы по сечениям до середины слитка, которое подтверждает положение о том, что устранение транскристаллизации способствует снижению сегрегации примесей.

Выводы

1. Для снижения степени сегрегации стали необходимо применять эффективное модифицирование стали с целью устранения транскристаллизации.

2. По мере роста содержания углерода в стали увеличивается склонность к сегрегации примесей.

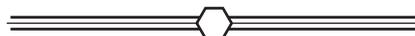
Литература

1. Влияние металлического кальция и бария на дендритную структуру и неметаллические включения стали 20Л / С. В. Коваленко, В. И. Кучин, В. С. Коваленко // Изв. вузов. 1990. № 5. С. 15–21.
2. Влияние редкоземельных элементов на кристаллизацию стали / В. Б. Бессонов, В. А. Буклан, В. А. Ефимов // Проблемы сталеного слитка. 1976. С. 25–29.
3. Комаров О. С. Комплексное модифицирование стали / О. С. Комаров, В. И. Волосатиков // МИТОМ. 2013. № 3. С. 48–51.
4. Модификатор для стали: Пат. РФ. № 15497 от 14.11.2011.
5. Затвердевание и разливка стали под жидкой средой / А. М. Мадянов, Р. В. Чуднер, В. Е. Пермитин. М.: Металлургия, 1965. 215 с.
6. Гуляев Б. Б. Затвердевание и неоднородность стали. М.: Металлургия, 1958. 392 с.
7. Хворинин Н. Н. Кристаллизация и неоднородность слитка / Пер. с чеш. М.: Металлургия, 1958. 392 с.
8. Ефимов В. А. Влияние условий затвердевания на образование и распределение неметаллических включений в стали // Процессы раскисления и образования неметаллических включений в стали. М.: Наука, 1977. С. 136–197.

References

1. Kovalenko S. V., Kuchin V. I., Kovalenko V. S. Vlijanie metallichesogo kal'cija i barija na dendritnuju strukturu i nemetallicheskie vkljucheniya stali 20L [Influence of metallic calcium and barium in the dendritic structure and non-metallic inclusions steel 20L]. *Izvestiya vuzov = News of fliagner Educational Institutions*, 1990, no. 5, pp. 15–21.
2. Bessonov V. B., Buklan V. A., Efimov V. A. Vlijanie redkozemel'nyh jelementov na kristallizaciju stali [Effect of rare earth elements on the crystallization of steel]. *Problemy stal'nogo slitka = Problems of steel ingots*, 1976, pp. 25–29.
3. Komarov O. S., Volosatikov V. I. Kompleksnoe modifitsirovanie stali [Comprehensive modification of steel]. *MITOM*, 2013, no. 3, pp. 48–51.
4. Modifikator dlja stali [The modifier for steel]. Patent RB, no. 15497, 2011.

5. Madjanov A. M., Chudner R. V., Permitin V. E. *Zatverdevanie i razlivka stali pod zhidkoj sredoj* [The solidification and casting of steel under the liquid medium]. Moscow, Metallurgija Publ., 1965. 215 p.
6. Guljaev B. B. *Zatverdevanie i neobnorodnost' stali* [Solidification and neobnorodnost steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1958, 392 p.
7. Hvorinov N. N. *Kristallizacija i neodnorodnost' slitka* [Crystallization and heterogeneity of the ingot.]. Moscow, Metallurgija Publ., 1958, 392 p.
8. Efimov V. A. Vlijanie uslovij zatverdevanija na obrazovanie i raspredelenie nemetallicheskih vključenij v stali [Influence of curing conditions on the formation and distribution of non-metallic inclusions in steel deoxidation]. *Processy raskislenija i obrazovanija nemetallicheskih vključenij v stali = Problems of deoxidation and formation of non-metallic inclusions in steel*. Moscow, Nauka Publ., 1977, pp. 136–197.



РЕСПУБЛИКАНСКАЯ НАУЧНО–ТЕХНИЧЕСКАЯ БИБЛИОТЕКА ПРЕДЛАГАЕТ СПЕЦИАЛИСТАМ ОЗНАКОМИТЬСЯ С НОВЫМИ ИЗДАНИЯМИ

Балакин, Юрий Александрович. Термодинамика начала процессов гомогенной и гетерогенной кристаллизации при внешнем модифицирующем воздействии на расплавы металлов / Ю. А. Балакин, С. Н. Жеребцов, М. И. Гладков // Электрометаллургия. – 2015. – № 2. – С. 15–20. – (Теория металлургических процессов). – Библиогр.: с. 20 (18 назв.).

Рассмотрена термодинамика гомогенной и гетерогенной кристаллизации при внешнем модифицирующем воздействии на расплавы металлов. Проведен поиск экстремумов характеристических функций, входящих в термодинамические модели разных вариантов влияния модификатора на кристаллизацию расплавов. Получены оригинальные выражения параметров указанных выше процессов. Сравнение параметров показало, что модификатор изменяет параметры состояния процесса кристаллизации, его ход и результат. Структура литого металла становится более мелкозернистой, что повышает качество слитков и отливок.

Влияние микролегирования и температуры выплавки на свойства сплавов ЧС70 и ЧС88 в жидком и твердом состояниях / А. Г. Тягунов [и др.] // Электрометаллургия. – 2015. – № 6. – С. 15–19. – (Теория металлургических процессов). – Библиогр.: с. 19 (6 назв.).

В результате комплексного исследования физических свойств жидких жаропрочных никелевых сплавов определены температурные интервалы структурных превращений, связанные с переводом расплава в гомогенное и микрооднородное состояние. Установлено влияние микролегирования на температуры перехода расплава. Установлена взаимосвязь между состоянием расплава, процессом кристаллизации, структурой и свойствами твердого металла.

Получение железоксидного пигмента из пыли металлургического производства для использования в строительстве / Е. Н. Федосеева [и др.] // Металлург. – 2015. – № 5. – С. 31–35. – (Энерго- и ресурсосбережение). – Библиогр.: с. 35 (10 назв.).

Предложена нетрудоемкая технология получения красного железоксидного пигмента из пылевидных железосодержащих отходов металлургической промышленности. Проведен анализ сырьевой базы и рентабельности его производства. Исследованы химические и красящие свойства пигмента, а также представлены некоторые свойства силикатного кирпича и бетонов, окрашенных этим пигментом.

Разработка нового способа термического упрочнения для решения экологических задач металлургического производства / Ю. Г. Ярошенко [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2015. – № 4. – С. 221–225. – (Ресурсосбережение в черной металлургии). – Библиогр.: с. 224 (9 назв.).

Охлаждение в объеме масла тел сложной формы с разномассивными элементами является пожароопасным, дорогостоящим и неуправляемым процессом с точки зрения отвода тепла от разномассивных элементов. Одним из таких изделий несимметричной конфигурации, для которых применяется такой вид термической обработки, является рельсовая накладка. В ОАО «ВНИИМТ» впервые предложена экологичная технология, а также разработано устройство водяного регулируемого охлаждения рельсовых накладок. Благодаря использованию воды в качестве охлаждающего агента полностью исключается образование вредных выбросов в атмосферу, отсутствует необходимость в постоянных затратах на покупку масла, его замену и утилизацию. Стендовые эксперименты на опытно-промышленном агрегате определили условия получения уровня механических свойств накладок, удовлетворяющие требованиям нормативной документации. Прямолинейность готового изделия обеспечивается раздельной подаче воды на каждый коллектор каждой секции устройства. Представленные результаты стендовых экспериментов послужили основой выбора режимов работы промышленного устройства при освоении рассматриваемой технологии в условиях производства, которая может с успехом заменить традиционную – закалку в объеме масла.

Сизяков, Виктор Михайлович. Активизация инновационной деятельности при образовании кластера металлургических предприятий Красноярского края / В. М. Сизяков, А. А. Власов, В. Ю. Бажин // Металлург. – 2015. – № 5. – С. 11–14. – (Экономика. Менеджмент).

Обоснована кластеризация металлургических предприятий на примере металлургических предприятий Красноярского края. Рассмотрены способы активизации инновационной активности при интеграции науки и производства. Предложено объединение алюминиевых предприятий с созданием центра переработки и утилизации их эксплуатационных техногенных отходов.

Симонов, В. К. Низкотемпературная металлизация магнетитового концентрата путем интенсифицирующих воздействий / В. К. Симонов, А. М. Гришин // Электрометаллургия. – 2015. – № 4. – С. 22–24. – (Производство черных металлов). – Библиогр.: с. 24 (6 назв.).

Представлены результаты экспериментальных исследований низкотемпературной энергосберегающей металлизации тонкодисперсного магнетитового концентрата глубокого обогащения в псевдоожиженном слое. Реализация процесса в присутствии 1% (мас.) каталитических добавок и повышенном до 0,4 МПа давлении водорода позволила полностью металлизировать шихту при 873–923 К в течение менее получаса. Развита представления о механизме интенсифицирующего влияния примененного комплекса воздействий на реагирующую систему.



УДК 621.74:539

Поступила 10.02.2017

ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ ИЗОБРАЖЕНИЙ МИКРОСТРУКТУР ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ НА ОСНОВЕ ФУНКЦИИ ПЛОТНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ГРАФИТА ПО РАЗМЕРАМ ВКЛЮЧЕНИЙ

PARAMETERIZATION OF MICROSTRUCTURES IMAGES OF SPHEROIDAL GRAPHITE CAST IRON ON THE BASIS OF THE GRAPHITE DISTRIBUTION DENSITY FUNCTION OF THE INCLUSIONS SIZE

О. А. САЧЕК, А. Н. ЧИЧКО, С. Г. ЛИХОУЗОВ, Т. В. МАТЮШИНЕЦ, О. И. ЧИЧКО,
Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.
E-mail: osachok@mail.ru

O. A. SACHEK, A. N. CHICHKO, S. G. LIKHOUZOV, T. V. MATYUSHINETS, O. I. CHICHKO,
Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: osachok@mail.ru

На основе микроструктур чугуна с различным диаметром включений шаровидного графита, приведенных в ГОСТ 3443-87, показаны возможности параметризации микроструктур типа ШГ2, ШГ4, ШГ6, ШГ10, ШГ12, Шгд15, Шгд25, Шгд45, Шгд90, Шгд180, Шгд360. Предложено для классификации микроструктур чугуна с шаровидным графитом использовать функцию плотности распределения графита по размеру включений. Показано, что функция плотности распределения графитовых включений может быть использована в качестве критерия классификации микроструктур чугуна с шаровидным графитом, что открывает новые возможности количественного анализа связей «микроструктура-свойства» для чугунов с шаровидным графитом.

The possibilities of parameterization of microstructures such as SHG2, SHG4, SHG6, SHG10, SHG12, SHgd15, SHgd25, SHgd45, SHgd90, SHgd180, SHgd360 according to GOST (State All-union standard) 3443-87 based on the microstructures of cast iron with different diameter spheroidal graphite are shown. It is proposed to use the function of the density distribution of graphite inclusions in size for the classification of cast iron microstructures with spheroidal graphite. It is shown that density function of graphite inclusions can be used as a criterion of classification of microstructures of cast iron with spheroidal graphite, that offers new opportunities for the quantitative analysis of relations «microstructure-property» for cast iron with spheroidal graphite.

Ключевые слова. Микроструктура, чугун, шаровидный графит, обработка изображений.

Keywords. Microstructure, cast iron, spheroidal graphite, image processing.

Введение

Математическое моделирование микроструктур сплавов с целью их параметризации является новым научным направлением, которое создано на стыке двух отраслей знаний – металлостроения и информационных технологий в Белорусском национальном техническом университете на кафедре «Машины и технология литейного производства». Необходимость решения задач параметризации связана с развитием методов автоматизации и повышения уровня исследований связей «микроструктура – свойства». Современный уровень развития металлостроения для решения задач по установлению взаимосвязей между параметрами микроструктуры и свойствами сплавов до сих пор остается на низком уровне. Например, нет математических зависимостей между пределом прочности, твердостью и параметрами микроструктуры, хотя известно, что механические свойства определяются именно структурными факторами, такими, как распределение фазовых составляющих и их соотношения в микроструктуре. Анализ особенностей строения фаз – это качественный анализ микроструктуры и, как показывает практика, он далеко не всегда является информативным для установления взаимосвязей между микроструктурой и свойствами сплава.

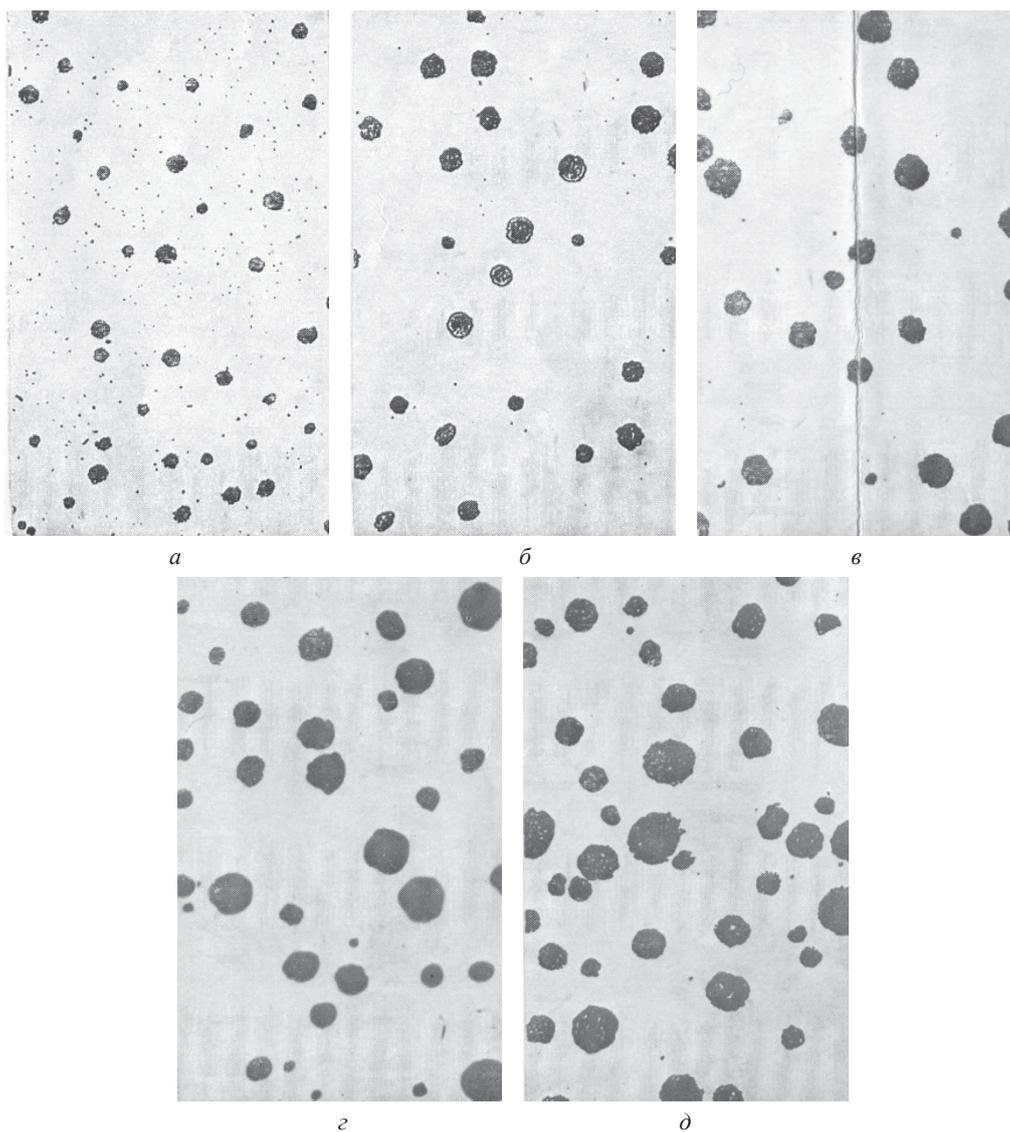


Рис. 1. Изображения микроструктур чугуна с шаровидным графитом ШГ2 (а), ШГ4 (б), ШГ6 (в), ШГ10 (г), ШГ12 (д), ГОСТ 3443-87

Развитие компьютерных технологий открывает новые возможности для анализа микроструктур промышленных сплавов. В [1–5], посвященных обработке изображений микроструктур, было показано, что методы обработки изображений микроструктур позволяют с новых позиций анализировать процессы структурообразования в сплавах, что дает новый инструмент металлуведу для исследования взаимосвязей «микроструктура-свойства сплава».

Цель настоящей работы – разработка метода параметризации микроструктур чугуна с шаровидным графитом с помощью функций плотности распределения графита по размерам его включений на основе оцифрованных изображений микроструктур, представленных в ГОСТ 3443-87 «Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры».

Настоящая работа является развитием исследований, выполненных по заданиям Государственной научной прикладной программы «Металлургия» НАН Беларуси.

Исходные данные и алгоритм исследования микроструктур ШГ2, ШГ4, ШГ6, ШГ10, ШГ12, ГОСТ 3443-87

В качестве исходных данных были использованы микроструктуры чугуна с шаровидным графитом. На рис. 1 представлены изображения микроструктур чугуна с различным количеством включений шаровидного графита ШГ2 (площадь, занятая графитом до 3%), ШГ4 (от 3 до 5%), ШГ6 (от 5 до 8%), ШГ10 (от 8 до 12%), ШГ12 (больше 12%) согласно ГОСТ 3443-87.

Для обработки микроструктур был использован следующий компьютерный алгоритм, разработанный на основе методов, описанных в [1–5].

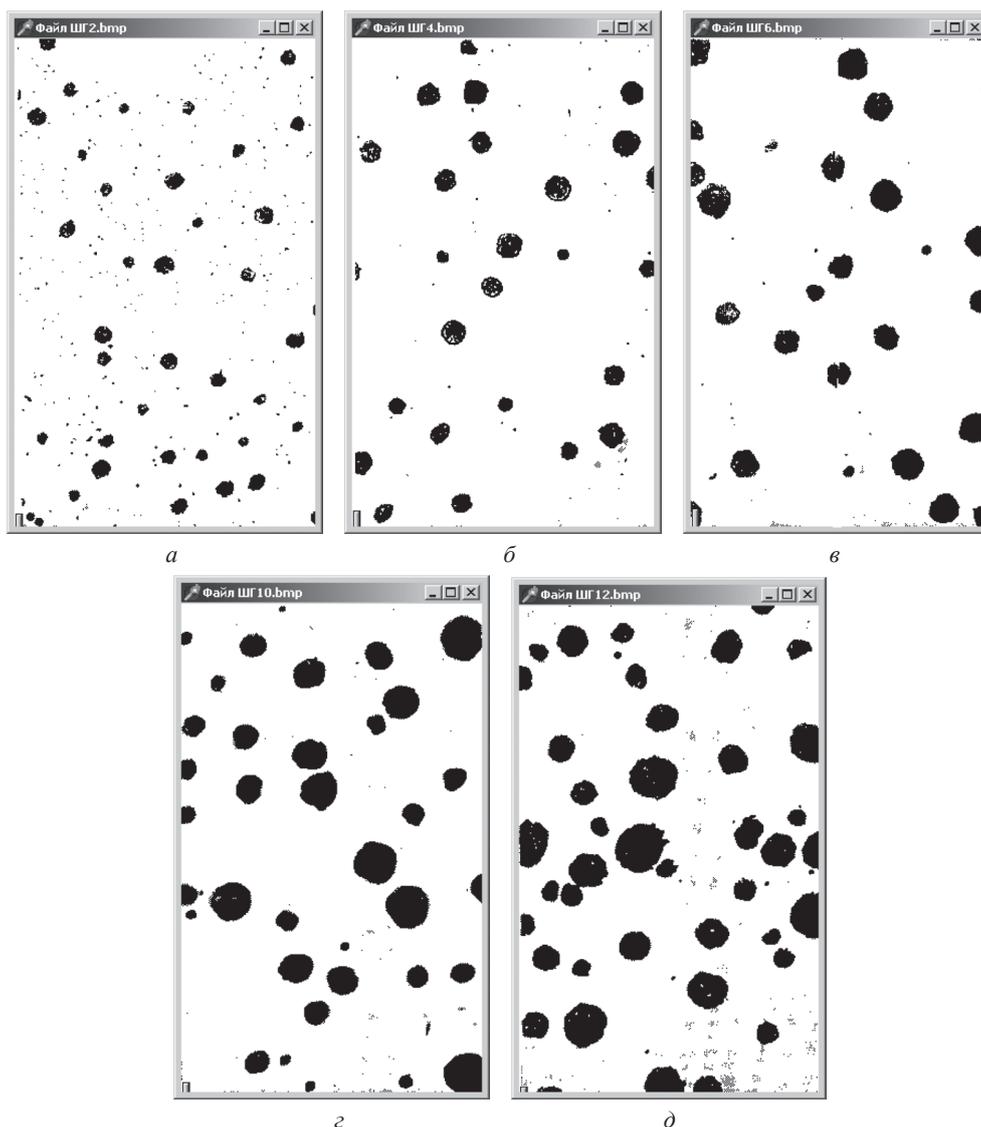


Рис. 2. Бинаризованные изображения микроструктур чугуна с шаровидным графитом ШГ2 (а), ШГ4 (б), ШГ6 (в), ШГ10 (г), ШГ12 (д)

Шаг 1. Сканирование изображения микроструктуры.

Шаг 2. Бинаризация изображения микроструктуры с различным пороговым значением.

Шаг 3. Математическая обработка изображений микроструктур с целью определения функции плотности распределения размеров графитных включений.

Шаг 4. Нормирование функций плотности распределения по результатам бинаризации для анализа микроструктур.

На рис. 2 показаны исходные бинаризованные микроструктуры (порог бинаризации 0,75) чугуна с шаровидным графитом, использованные для расчета плотности распределения графитных включений.

Результаты параметризации микроструктур, ГОСТ 3443-87

На рис. 3–6 представлены гистограммы функции плотности распределения включений шаровидного графита для микроструктур согласно ГОСТ 3443-87. Как видно из рисунков, для каждой пары структур с близкими баллами функция плотности распределения графита для структуры с большим баллом имеет тенденцию к смещению вправо по оси абсцисс, что говорит о возможности использования функции плотности распределения графита в качестве критерия оценки балльности структур чугуна по характеристике «Количество включений шаровидного графита».

Рассчитанные распределения показывают возможности параметризации микроструктур высокопрочных чугунов с помощью функции плотности распределения графитовых включений, что может быть использовано в заводских лабораториях для повышения точности микроструктурного анализа чу-

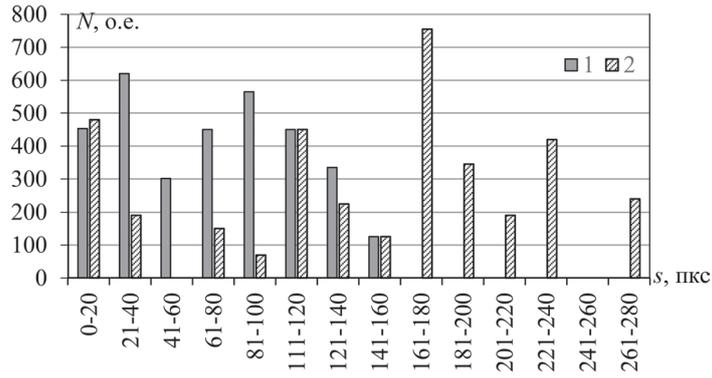


Рис. 3. Функции плотности распределения графита от размера включений, показывающие возможности количественной классификации промежуточных микроструктур, находящихся в интервале ШГ2 (1) и ШГ4 (2)

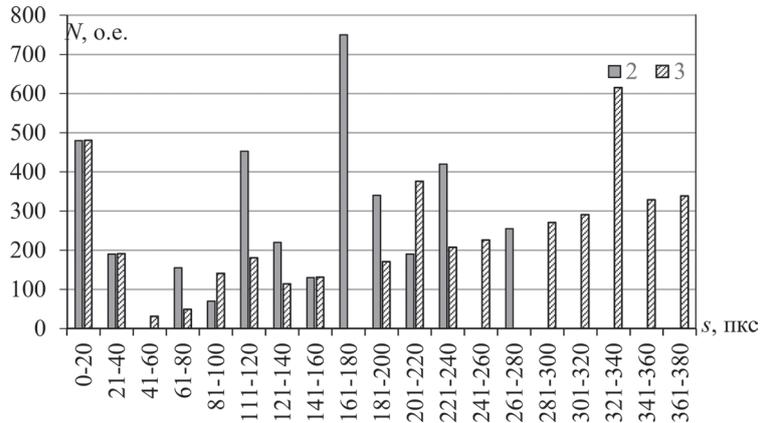


Рис. 4. Функции плотности распределения графита от размера включений, показывающие возможности количественной классификации промежуточных микроструктур, находящихся в интервале ШГ4 (2) и ШГ6 (3)

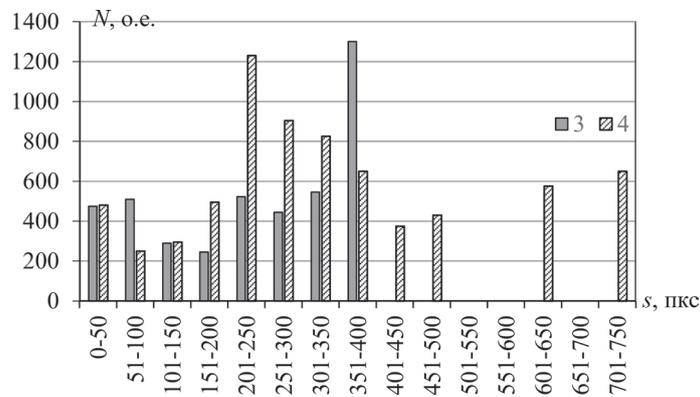


Рис. 5. Функции плотности распределения графита от размера включений, показывающие возможности количественной классификации промежуточных микроструктур, находящихся в интервале ШГ6 (3) и ШГ10 (4)

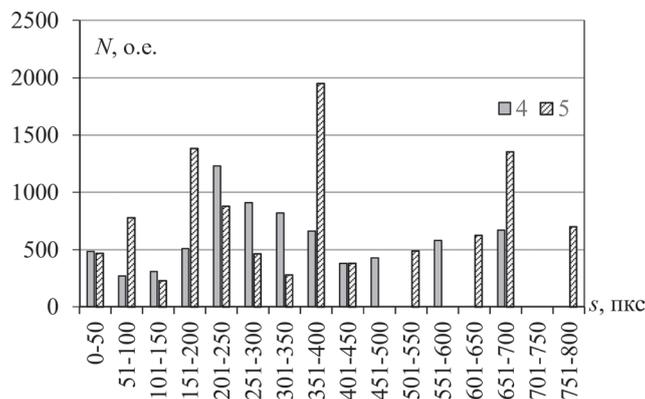


Рис. 6. Функции плотности распределения графита от размера включений, показывающие возможности количественной классификации промежуточных микроструктур, находящихся в интервале ШГ10 (4) и ШГ12 (5)

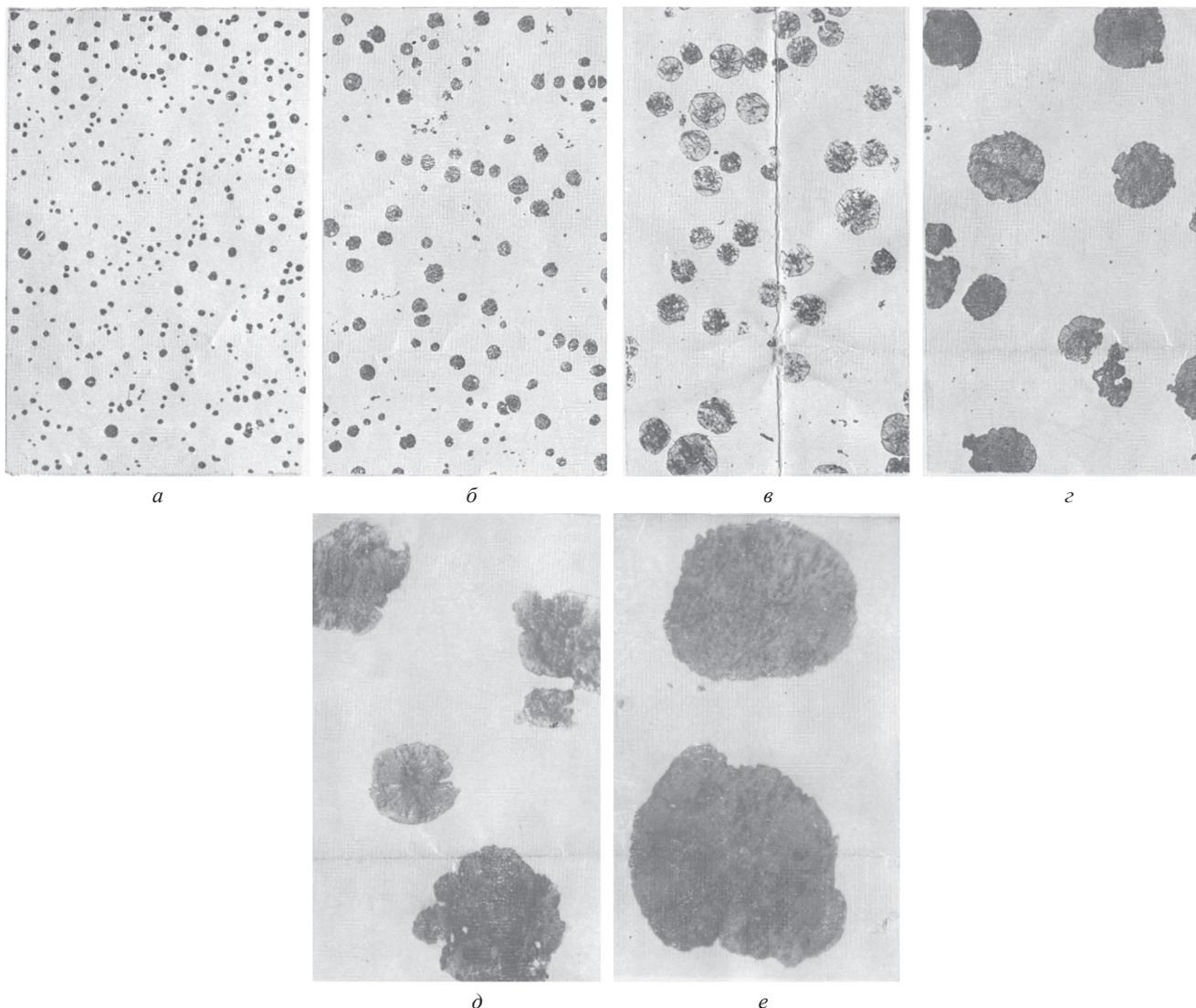


Рис. 7. Изображения микроструктур чугуна с шаровидным графитом, ГОСТ 3443-87, с различным диаметром включений графита ШГд15 (а); ШГд25 (б); ШГд45 (в); ШГд90 (г); ШГд180 (д); ШГд360 (е)

гунов за счет перехода от качественного анализа к количественным оценкам, что открывает новые возможности для исследования взаимосвязей «микроструктура – механические свойства чугуна».

Результаты параметризации микроструктур ШГд15, ШГд25, ШГд45, ШГд90, ШГд180, ШГд360, ГОСТ 3443-87

На рис. 7 представлены изображения микроструктур чугуна с различными размерами включений графита ШГд15 (диаметр включений до 15 мкм), ШГд25 (от 15 до 30 мкм), ШГд45 (от 30 до 60 мкм), ШГд90 (от 60 до 120 мкм), ШГд180 (от 120 до 250 мкм), ШГд360 (от 250 до 500 мкм) согласно ГОСТ 3443-87. На рис. 8 показаны бинаризованные с порогом 0,75 микроструктуры ШГд15, ШГд25, ШГд45, ШГд90, ШГд180, ШГд360.

На рис. 9–12 представлены гистограммы для сравнения распределений диаметров шаровидных графитовых включений различной величины для микроструктур ГОСТ 3443-87. Как видно из рис. 9, расчетные функции плотности распределения по диаметрам графитной фазы для микроструктур ШГд15 и ШГд25 существенно различаются. В частности, для структуры ШГд25 функция плотности распределения графитных включений смещена в сторону больших размеров графита. Аналогичная ситуация наблюдается при сравнительном анализе функций распределения для микроструктур ШГд25 и ШГд45 (рис.10), ШГд45 и ШГд90 (рис.11), ШГд90 и ШГд180 (рис. 12).

Каждая пара микроструктур с близкими баллами может быть легко классифицирована и вычислена с помощью критериев функции плотности распределения графитовых включений, что говорит о воз-

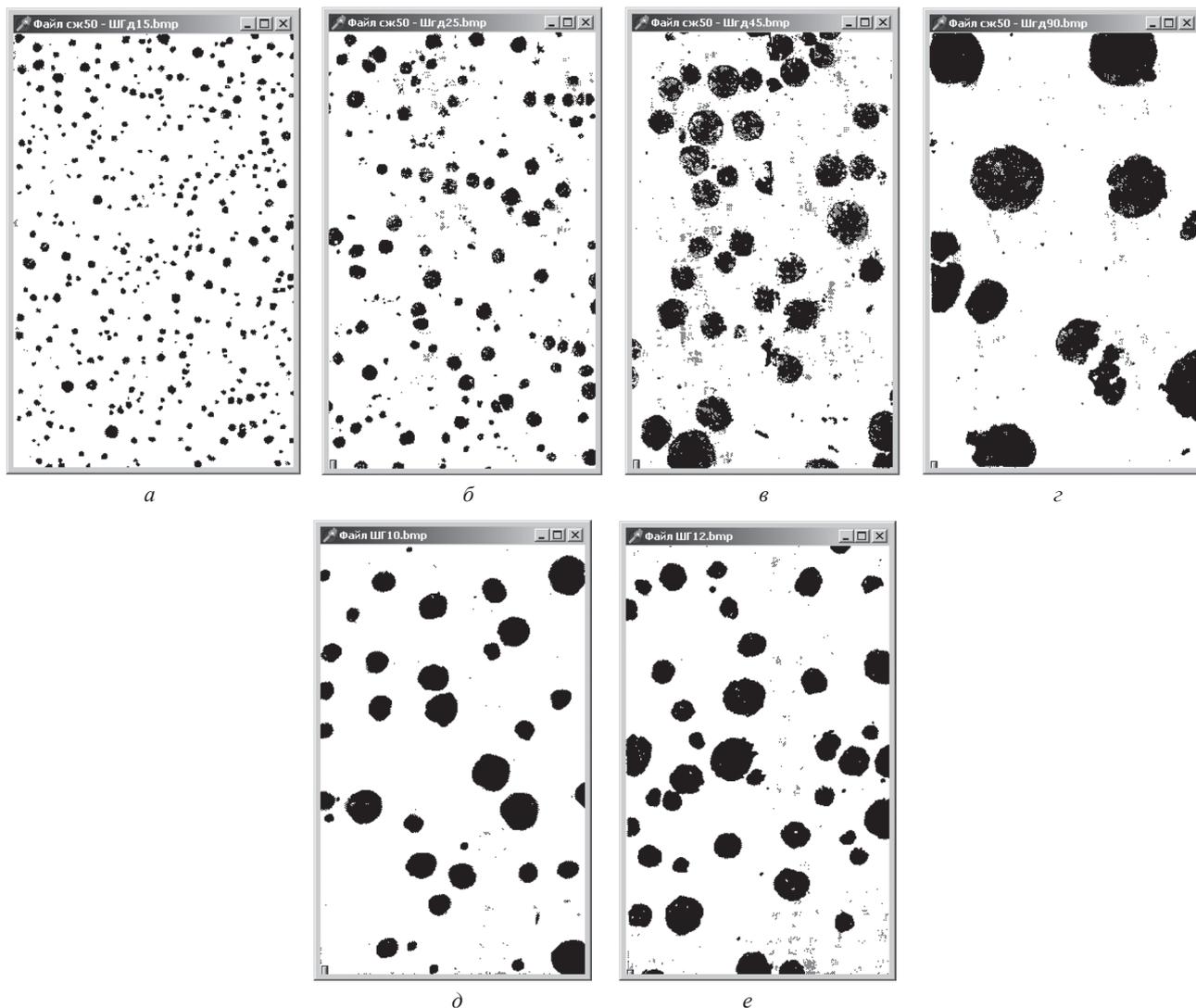


Рис. 8. Бинаризованные изображения микроструктур чугуна с шаровидным графитом, ГОСТ 3443-87, с различным диаметром включений графита ШГд15 (а); ШГд25 (б); ШГд45 (в); ШГд90 (г); ШГд180 (д); ШГд360 (е)

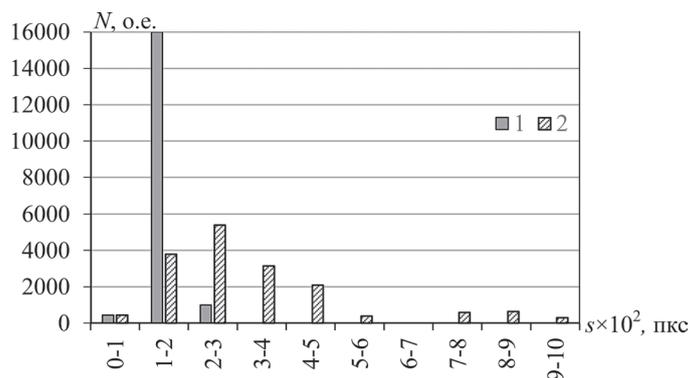


Рис. 9. Функции плотности распределения графита от размера включений, показывающие возможности количественной классификации промежуточных микроструктур, находящихся в интервале ШГд15 (1) и ШГд25 (2)

возможности использования функции распределения графита в качестве критерия оценки балльности структур чугуна с шаровидным графитом.

Для простейшего примера можно использовать величины P_1 и P_2 , характеризующие максимальный и средний диаметры включений графита как рассчитанные количественные характеристики функции плотности распределения графитной фазы.

Параметры P_1 и P_2 определяли по следующим формулам:

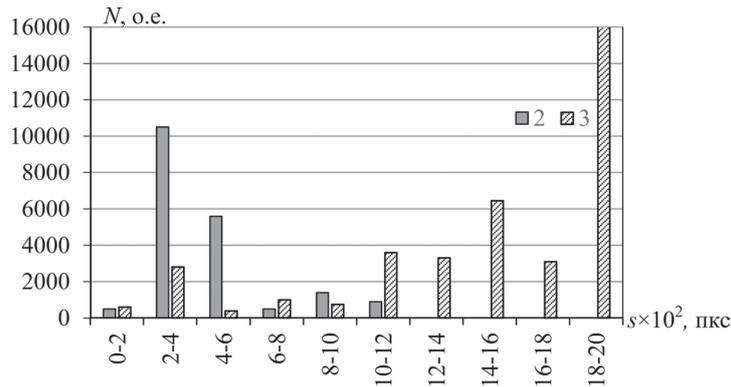


Рис. 10. Функции плотности распределения графита от размера включений, показывающие возможности количественной классификации промежуточных микроструктур, находящихся в интервале ШГд25 (2) и ШГд45 (3)

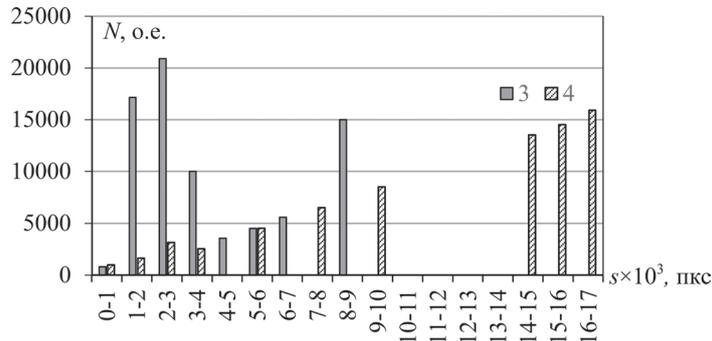


Рис. 11. Функции плотности распределения графита от размера включений, показывающие возможности количественной классификации промежуточных микроструктур, находящихся в интервале ШГд45 (3) и ШГд90 (4)

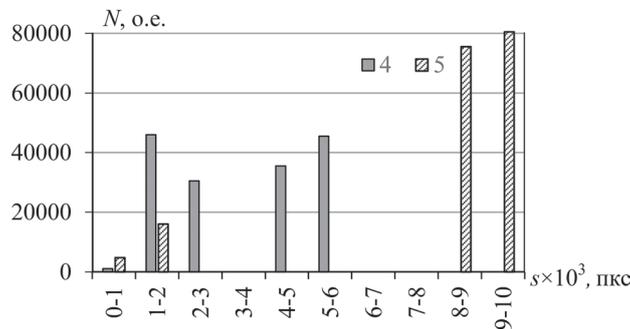


Рис. 12. Функции плотности распределения графита от размера включений, показывающие возможности количественной классификации промежуточных микроструктур, находящихся в интервале ШГд90 (4) и ШГд180 (5)

$$P_1 = \frac{\sum_{k=m}^q d_k}{q - m + 1}, \quad (1)$$

$$P_2 = \sum_{k=1}^q F_d(d_k) d_k, \quad (2)$$

где $F_d(d_k)$ – нормированная функция распределения диаметров включений микроструктуры для q интервалов дискретизации; $d_k = \Delta dk$, $k = 1, q$ – дискретные значения диаметров включений функции $F_d(d_k)$; Δd – шаг дискретизации диаметров включений; m – интервал дискретизации, для которого выполняется условие $t_{m-1}\Delta d < 0,9 \sum_{k=1}^q F_d(d_k) d_k \leq t_m \Delta d$, $m < q$.

На рис. 13, 14 представлены графики зависимости значений критериев P_1 и P_2 от микроструктур ШГд15; ШГд25; ШГд45; ШГд90; ШГд180; ШГд360. Как видно из рисунков, существует четкая корреляция между балльностью графитной фазы в чугунах с шаровидным графитом и изменением значений количественных критериев функции плотности P_1 и P_2 . Это свидетельствует о возможности применения

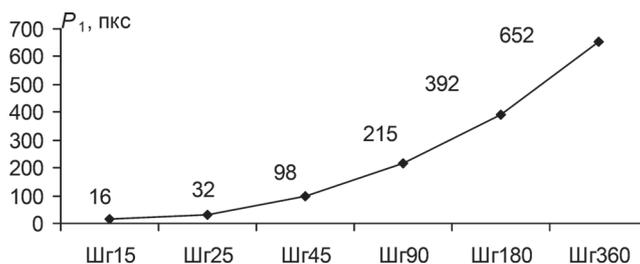


Рис. 13. Рассчитанная зависимость значений критерия P_1 от типа микроструктуры чугунов с различным размером включений графитной фазы

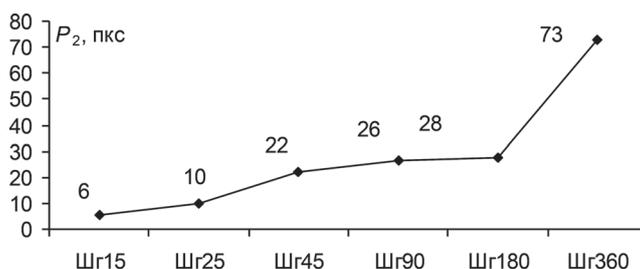


Рис. 14. Рассчитанная зависимость значений критерия P_2 от типа микроструктуры чугунов с различным размером включений графитной фазы

критериев P_1 и P_2 для единой комплексной автоматизированной оценки микроструктуры с присвоением ей необходимого балла по характеристике «Диаметр шаровидного графита».

Полученные закономерности (рис. 13, 14) позволяют сделать вывод о количественной взаимосвязи между параметрами изображений микроструктур чугуна с шаровидным графитом, представленными в ГОСТ 3443-87, и критериями функции плотности распределения графитовых включений.

Таким образом, микроструктуры ШГд15, ШГд25 и ШГд45, ШГд90, ШГд180 и ШГд360 могут быть параметризованы с помощью функций плотности распределения графитовых включений, что может быть использовано для разработки методов автоматизации в задачах оценки классификации свойств чугуна с шаровидным графитом.

Выводы

На основе микроструктур чугуна с различным размером включений шаровидного графита, приведенных в ГОСТ 3443-87 «Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры», показаны возможности параметризации (функция плотности распределения) микроструктур ШГ2, ШГ4, ШГ6, ШГ10, ШГ12, ШГд15, ШГд25, ШГд45, ШГд90, ШГд180, ШГд360 на основе методов цифровой обработки изображений, что позволяет разработать методики для перехода от качественной шкалы микроструктур, используемой для анализа графитной фазы, к количественной.

Предложенный подход может быть использован для создания методов автоматизированной обработки микроструктур чугуна с шаровидным графитом с целью повышения точности и производительности работ в заводских лабораториях.

Литература

1. Лихоузов С. Г. О методах компьютерной обработки микроструктур сталей с различной дисперсностью перлита / С. Г. Лихоузов, О. А. Сачек, А. Н. Чичко // Информатика и системы управления. 2010. № 1. С. 19–29.
2. Чичко А. Н. О методах математического описания изображений микроструктур перлитных сталей / А. Н. Чичко, О. А. Сачек // Вест. Полоц. гос. ун-та. Сер. С. Фундаментальные науки. 2010. № 3. С. 15–22.
3. Чичко А. Н. Программное обеспечение и алгоритмы для анализа изображений микроструктур перлитных сталей / А. Н. Чичко, О. А. Сачек, С. Г. Лихоузов // Программные продукты и системы. 2010. № 4. С. 123–127.
4. Чичко А. Н. Методы автоматизации обработки изображений микроструктур перлитных сталей / А. Н. Чичко, О. А. Сачек, С. Г. Лихоузов // Информационные технологии. 2010. № 7. С. 71–77.
5. Чичко А. Н. Компьютерная обработка изображений микроструктур серых чугунов как инструмент количественного анализа распределения графита / А. Н. Чичко, О. А. Сачек, С. Г. Лихоузов, О. И. Чичко // Литье и металлургия. 2013. № 2. С. 62–67.

References

1. Lihousov S. G., Sachek O. A., Chichko A. N. O metodah komp'yuternoy obrabotki mikrostruktur staley s razlichnoy disperstnoy'u perlita [About methods the computer processing of steel microstructures with different dispersability of perlite]. *Informatika i sistemy upravleniya = Informatics and control systems*, 2010, no. 1, pp. 19–29.

2. **Chichko A. N., Sachek O. A.** O metodah matematicheskogo opisaniya izobrazheniy mikrostruktur perlitnyh staley [About methods of mathematical description of the image of the microstructure of pearlite steels]. *Vestnik Polotskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya C. Fundamental'nye nauki = Herald of Polotsk State University. Series C. The Fundamental Sciences*, 2010, no. 3, pp. 15–22.

3. **Chichko A. N., Sachek O. A., Lihousov S. G.** Programmnoe obespechenie i algoritmy dlya analiza izobrazheniy mikrostruktur perlitnyh staley [Software and algorithms for the analysis of microstructures images pearlite steels]. *Programmnye produkty i sistemy = Software products and systems*, 2010, no. 4, pp. 123–127.

4. **Chichko A. N., Sachek O. A., Lihousov S. G.** Metody avtomatizatsii obrabotki izobrazheniy mikrostruktur perlitnyh staley [Automated methods for image processing microstructures of pearlite steels]. *Informatsionnye tehnologii = Information technologies*, 2010, no. 7, pp. 71–77.

5. **Chichko A. N., Sachek O. A., Lihousov S. G., Chichko O. I.** Komp'yuternaya obrabotka izobrazheniy mikrostruktur seryh chugunov kak instrument kolichestvennogo analiza raspredeleniya grafita [Computer image processing of microstructures of gray cast iron as a tool for quantitative analysis of graphite distribution]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 62–67.



УДК 621.74:539

Поступила 10.02.2017

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ УСАДОЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ОТЛИВКЕ С ПРИБЫЛЯМИ НА ОСНОВЕ УРАВНЕНИЙ НАВЬЕ–СТОКСА И ФУРЬЕ–КИРХГОФА

SIMULATIONS OF DISTRIBUTIONS OF SHRINKAGE DEFECTS IN THE CASTING WITH THE PROFITS BASED ON THE NAVIER–STOKES AND FOURIER–KIRCHHOFF EQUATIONS

*А. Н. ЧИЧКО, С. Г. ЛИХОУЗОВ, О. А. САЧЕК, Ю. В. ЯЦКЕВИЧ, Т. В. МАТЮШИНЕЦ,
О. И. ЧИЧКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65. E-mail: chichko_a_n@mail.ru*

*A. N. CHICHKO, S. G. LIKHOUZOV, O. A. SACHEK, YU. V. JATSKEVICH, T. V. MATYUSHINETS,
O. I. CHICHKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: chichko_a_n@mail.ru*

Проведено численное моделирование процесса получения стальной отливки «Корпус подшипника» для двух вариантов технологии. Рассчитаны трехмерная динамика движения стали в системе литник-отливка, трехмерные поля температур и плотностей в процессе формирования отливки. Показаны возможности компьютерного моделирования для выбора наилучших технологических решений в задачах литейного производства.

Numerical simulations of the process of obtaining a cast steel of bearing cases were performed for two options of technical processing. Three-dimensional motion dynamics of steel was calculated in the gate-casting system, three-dimensional temperature fields and densities in the process of casting were calculated as well. The possibilities of computer simulation were shown in order to find the best technical processing in the foundry production.

Ключевые слова. *Отливка, усадочная пористость, моделирование.*

Keywords. *Casting, shrinkage porosity, simulation.*

Введение

Моделирование как метод оптимизации технологических решений по отливкам и слиткам в литейном и металлургическом производствах известен ученым и производственникам давно. Однако до сих пор значительная часть технологических решений при разработке технологии изготовления, например отливок, формируется методом прототипирования с большим и часто неоправданным запасом металла на литниковую систему и прибыли. Все это приводит к повышенному расходу энергоносителей на производство отливок.

Одной из проблем, с которой сталкиваются все технологии в литейном производстве, является проблема разработки технологии, позволяющей выводить усадочную пористость в прибыли, а также уменьшать размеры зон отливок, пораженных пористостью [1, 2]. Несмотря на большую актуальность этой проблемы, по-прежнему опыт и промышленные испытания являются основным инструментом технолога в литейном производстве. В то же время современные компьютерные технологии служат мощным инструментом для выбора оптимальных технологических решений в части имитационного моделирования процессов течения и кристаллизации металла. Более 15 лет мы пропагандируем компьютерные технологии моделирования процессов формирования отливок и слитков для производственников [3–7].

В данной работе развивается метод моделирования усадочной пористости, основанный на компьютерных системах типа «ПроЛит-п», в которых реализовано математическое ядро, основанное на совместном численном решении уравнений теплопроводности и Навье–Стокса.

Настоящая работа является развитием и продолжением работ [8–11], в том числе выполненных по заданиям Государственной научной прикладной программы «Металлургия» НАН Беларуси.

Цель статьи – моделирование процесса образования усадочной пористости для двух вариантов технологии изготовления отливки «Корпус подшипника» на основе детерминированных физических моделей, которые разрабатываются в Белорусском национальном техническом университете для выбора оптимальных технологических решений в задачах проектирования литейной оснастки.

Общая постановка задачи и исходные данные

Для математического описания конвекции тепловых потоков в кристаллизующемся металле используется система уравнений Навье-Стокса [3–6]:

$$\begin{cases} \rho \left(\frac{\partial V}{\partial t} + V \frac{\partial V}{\partial x} + U \frac{\partial V}{\partial y} + W \frac{\partial V}{\partial z} \right) = -\frac{\partial P}{\partial x} + \eta \left(\frac{\partial^2 V}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 V}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 V}{\partial z^2} \right), \\ \rho \left(\frac{\partial U}{\partial t} + V \frac{\partial U}{\partial x} + U \frac{\partial U}{\partial y} + W \frac{\partial U}{\partial z} \right) = \rho g - \frac{\partial P}{\partial y} + \eta \left(\frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial z^2} \right), \\ \rho \left(\frac{\partial W}{\partial t} + V \frac{\partial W}{\partial x} + U \frac{\partial W}{\partial y} + W \frac{\partial W}{\partial z} \right) = -\frac{\partial P}{\partial z} + \eta \left(\frac{\partial^2 W}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 W}{\partial z^2} \right). \end{cases} \quad (1)$$

Система (1) дополнена уравнением неразрывности:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \rho \left(\frac{\partial V}{\partial x} + \frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial W}{\partial z} \right) = 0, \quad (2)$$

где V, U, W – проекция скорости соответственно на ось X, Y, Z ; g – ускорение свободного падения; ρ и η – плотность и динамическая вязкость жидкости (расплава); t – время; P – давление в рассматриваемой точке потока.

Процесс кристаллизации моделировали на основе уравнения теплообмена Фурье-Кирхгофа:

$$c\rho \left(\frac{\partial T}{\partial t} + V \frac{\partial T}{\partial x} + U \frac{\partial T}{\partial y} + W \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \lambda \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + q(x, y, z, T). \quad (3)$$

Теплообмен на поверхности твердого тела с жидкостью описывался как:

$$\alpha \Delta T = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x}, \quad (4)$$

где ρ – плотность жидкости (расплава); $q(x, y, z, T)$ – функция, учитывающая теплоту кристаллизации; t – время; T – температура в рассматриваемой точке потока (x, y, z) ; λ и c – теплопроводность и теплоемкость расплава; α – коэффициент теплоотдачи на граничной поверхности «металл-форма».

На основе разработанной системы уравнений (1)-(4) при проведении моделирования используются конечно-разностные аппроксимации, которые дополняются в каждом конкретном техническом случае объекта «отливка-литник-форма» своей специфической системой граничных условий, отражающей пространственные области пересечений непрерывных физических сред «расплав», «форма», «воздух» «закристаллизованный металл» со своими теплофизическими характеристиками. В компьютерных расчетах использовали шесть типов объектов: Ω_1 – жидкий металл; Ω_2 – форма или закристаллизовавшийся металл; Ω_3 – воздух; Ω_4 – ось симметрии; Ω_5 – источник ($\rho(\Omega_5) = \text{const}$; $T(\Omega_5) = \text{const}$); Ω_6 – граница первого рода ($T(\Omega_6) = \text{const}$).

При моделировании использованы следующие начальные условия для $t = 0$:

$$\begin{aligned} V_x(\Omega_1) = 0; V_y(\Omega_1) = 0; V_z(\Omega_1) = 0; \rho(\Omega_1) = \rho_0(\Omega_1); P(\Omega_1) = 0; T(\Omega_1) = T_{\text{зал}}, \\ V_x(\Omega_2) = 0; V_y(\Omega_2) = 0; V_z(\Omega_2) = 0; \rho(\Omega_2) = \rho_0(\Omega_2); P(\Omega_2) = 0; T(\Omega_2) = T_2, \\ V_x(\Omega_3) = 0; V_y(\Omega_3) = 0; V_z(\Omega_3) = 0; \rho(\Omega_3) = \rho_0(\Omega_3); P(\Omega_3) = 0; T(\Omega_3) = T_3, \\ V_x(\Omega_4) = 0; V_y(\Omega_4) = 0; V_z(\Omega_4) = 0; \rho(\Omega_4) = \rho_0(\Omega_1); P(\Omega_4) = 0; T(\Omega_4) = T(\Omega_1), \\ V_x(\Omega_5) = 0; V_y(\Omega_5) = 0; V_z(\Omega_5) = 0; \rho(\Omega_5) = \rho_0(\Omega_1); P(\Omega_5) = 0; T(\Omega_5) = T_{\text{зал}}, \\ V_x(\Omega_6) = 0; V_y(\Omega_6) = 0; V_z(\Omega_6) = 0; \rho(\Omega_6) = \rho_0(\Omega_2); P(\Omega_6) = 0; T(\Omega_6) = T_6. \end{aligned} \quad (5)$$

Для $t \neq 0$ использовали следующие граничные условия:

$$\begin{aligned}
 &V_x(\Omega_1) = V_x(\Omega_{1n}); V_y(\Omega_1) = V_y(\Omega_{1n}); V_z(\Omega_1) = V_z(\Omega_{1n}); \rho(\Omega_1) = \rho(\Omega_{1n}), \\
 &P(\Omega_1) = P(\Omega_{1n}); T(\Omega_1) = T(\Omega_{1n}); V_x(\Omega_2) = 0; V_y(\Omega_2) = 0; V_z(\Omega_2) = 0, \\
 &\rho(\Omega_2) = \rho_0(\Omega_2); P(\Omega_2) = P(\Omega_1); T(\Omega_2) = T(\Omega_{2n}); V_x(\Omega_3) = V_x(\Omega_1), \\
 &V_y(\Omega_3) = V_y(\Omega_1); V_z(\Omega_3) = V_z(\Omega_1); \rho(\Omega_3) = \rho(\Omega_{3n}); P(\Omega_3) = 0; T(\Omega_3) = T(\Omega_{3n}), \\
 &V_x(\Omega_4) = -V_x(\Omega_1); V_y(\Omega_4) = V_y(\Omega_1); V_z(\Omega_4) = V_z(\Omega_1); \rho(\Omega_4) = \rho(\Omega_1), \\
 &P(\Omega_4) = P(\Omega_1); T(\Omega_4) = T(\Omega_1); \text{если граница перпендикулярна оси } X \\
 &V_x(\Omega_4) = V_x(\Omega_1); V_y(\Omega_4) = -V_y(\Omega_1); V_z(\Omega_4) = V_z(\Omega_1); \rho(\Omega_4) = \rho(\Omega_1), \\
 &P(\Omega_4) = P(\Omega_1); T(\Omega_4) = T(\Omega_1); \text{если граница перпендикулярна оси } Y \\
 &V_x(\Omega_4) = V_x(\Omega_1); V_y(\Omega_4) = V_y(\Omega_1); V_z(\Omega_4) = -V_z(\Omega_1); \rho(\Omega_4) = \rho(\Omega_1), \\
 &P(\Omega_4) = P(\Omega_1); T(\Omega_4) = T(\Omega_1); \text{если граница перпендикулярна оси } Z \\
 &V_x(\Omega_5) = V_x(\Omega_{5n}); V_y(\Omega_5) = V_y(\Omega_{5n}); V_z(\Omega_5) = V_z(\Omega_{5n}); \rho(\Omega_5) = \rho_0(\Omega_1), \\
 &P(\Omega_5) = 0; T(\Omega_5) = T_{\text{зал}}; V_x(\Omega_6) = 0; V_y(\Omega_6) = 0; V_z(\Omega_6) = 0, \\
 &\rho(\Omega_6) = \rho_0(\Omega_2); P(\Omega_6) = 0; T(\Omega_6) = T_6.
 \end{aligned} \tag{6}$$

Представленную модель использовали для моделирования динамики распределения температур и пористости в модельной отливке «Корпус подшипника». В качестве расплава была использована сталь 20 ФЛ, имеющая химический состав и следующие характеристики: [C] = 0,14–0,25%; [Mn] = 0,7–1,2%; [Si] = 0,2–0,52%; $T_{\text{лик}} = 1521 \text{ }^\circ\text{C}$; $T_{\text{сол}} = 1487 \text{ }^\circ\text{C}$. В качестве формы использовали песчаную смесь со следующими характеристиками: начальная температура $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$; удельная теплоемкость $c_2 = 120 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot^\circ\text{C})$; коэффициент теплопроводности $\lambda_2 = 0,8 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot^\circ\text{C})$; плотность $\rho_2 = 1600 \text{ кг}/\text{м}^3$.

На рис. 1 показана 3d-модель стальной отливки «Корпус подшипника» с литниковой системой без прибыли, которая была построена с помощью системы Solid Works и импортирована в систему моделирования. В качестве расплава использовали сталь 25Л ГОСТ 977-88 со следующими характеристиками: удельная теплоемкость c_1 , задаваемая в табличном виде (табл. 1); коэффициент теплопроводности λ_1 , задаваемый в табличном виде (табл. 2); плотность стали $\rho = 7830 \text{ кг}/\text{м}^3$; $T_{\text{лик}} = 1521 \text{ }^\circ\text{C}$; $T_{\text{сол}} = 1487 \text{ }^\circ\text{C}$; $T_{\text{зал}} = 1590 \text{ }^\circ\text{C}$.

Таблица 1. Базовые значения удельной теплоемкости

$T, \text{ }^\circ\text{C}$	100	200	400	600
$c_1, \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot^\circ\text{C})$	470	483	525	571

Таблица 2. Базовые значения удельной теплопроводности

$T, \text{ }^\circ\text{C}$	20	100	200	300	400
$\lambda_1, \text{ Вт}/(\text{м}\cdot^\circ\text{C})$	51	76	65	44	38

Дополнительные температурные точки и значения физических величин были получены с помощью сплайновых функций.

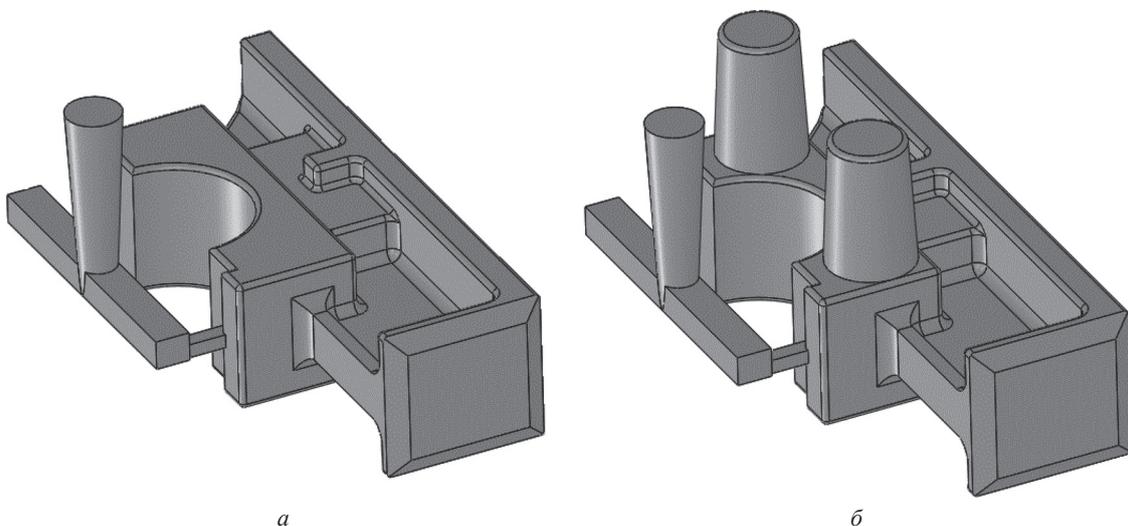


Рис. 1. Геометрия 3d-моделей стальной отливки «Корпус подшипника» без прибылей (а – вариант А) и с прибылями (б – вариант Б)

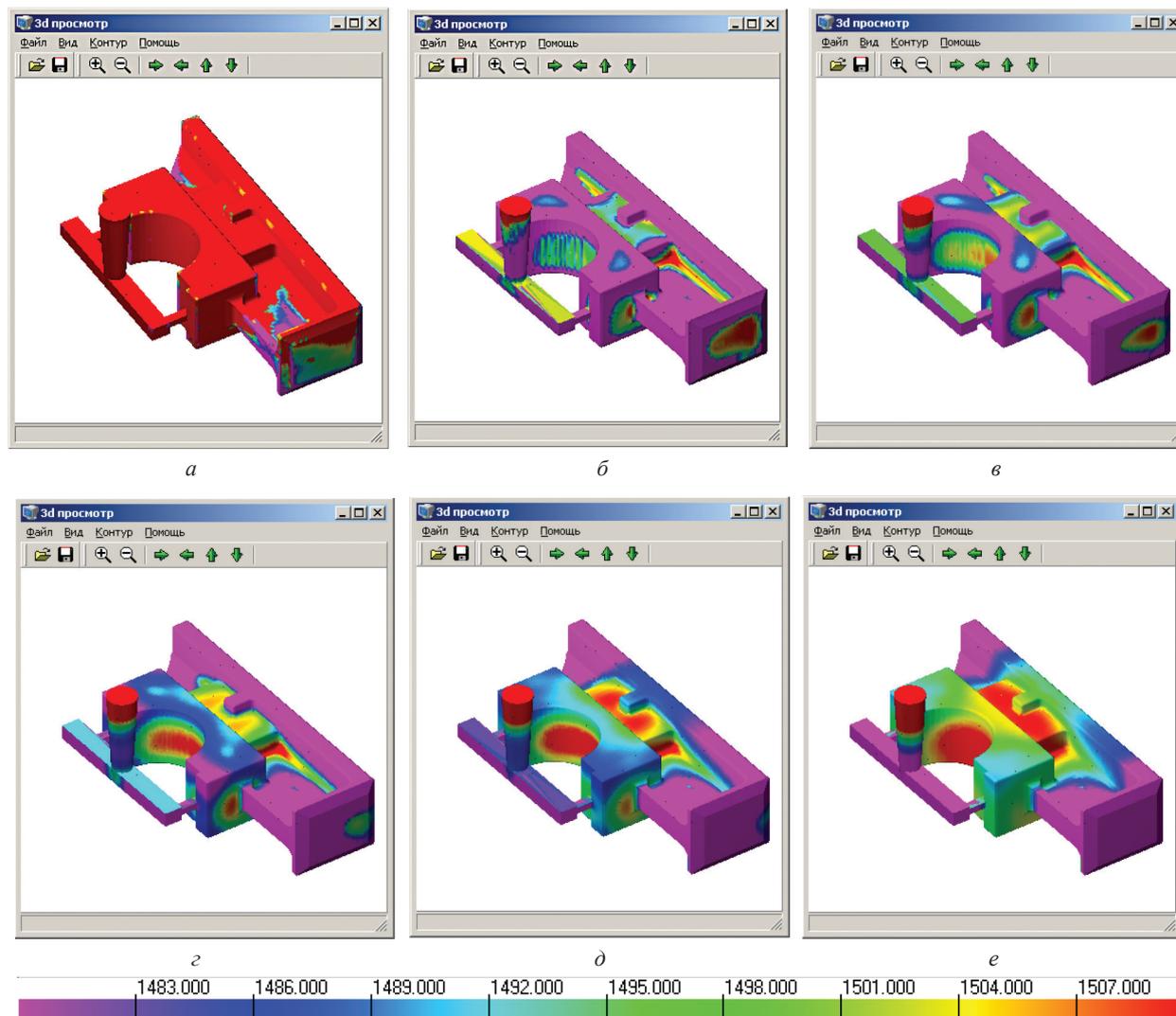


Рис. 2. Моделирование. Трехмерные температурные поля отливки «Корпус подшипника» без прибыли (вариант А) для различных моментов времени: а – 85 с; б – 500; в – 1000; г – 2000; д – 3500; е – 7500 с

Результаты численного моделирования усадочных дефектов на объекте (вариант А)

На рис. 2 представлены температурные поля исследуемой отливки «Корпус подшипника» без прибыли для различных моментов времени. Как видно из рисунка, в начальные моменты времени происходит быстрое охлаждение поверхности отливки не только в тонких и удаленных от мест питания частях, но и в массивных частях отливки. Однако после момента времени 1000 с наблюдается разогрев центральной части отливки, что, вероятно, связано с превышением скорости подвода тепла из внутренних массивных областей отливки к поверхности по сравнению со скоростью теплоотвода с поверхности отливки в форму.

На рис. 3 показаны двумерные температурные поля стальной отливки «Корпус подшипника» для различных моментов времени в плоскости XZ для сечения $Y = 24$. Как видно из рисунка, на начальном этапе кристаллизации происходит быстрое охлаждение пристеночных областей, а после разогрева формы до температур, близких к $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$, происходит постепенный разогрев некоторых пристеночных областей в массивной части отливки.

На рис. 4 представлены двумерные поля усадочной пористости отливки «Корпус подшипника» для момента времени $t = 7650\text{ с}$ в плоскости XY для сечений $Z = 36$, $Z = 50$ и в плоскости XZ для сечений $Y = 27$, $Y = 30$. Ячейки синего цвета соответствуют области расположения усадочной раковины, ячейки коричневого цвета – областям закристаллизовавшегося металла. Как видно из рисунка, существует значительное количество областей с усадочными раковинами в различных сечениях. Усадка присутствует как в тонкой, так и в массивной частях отливки.

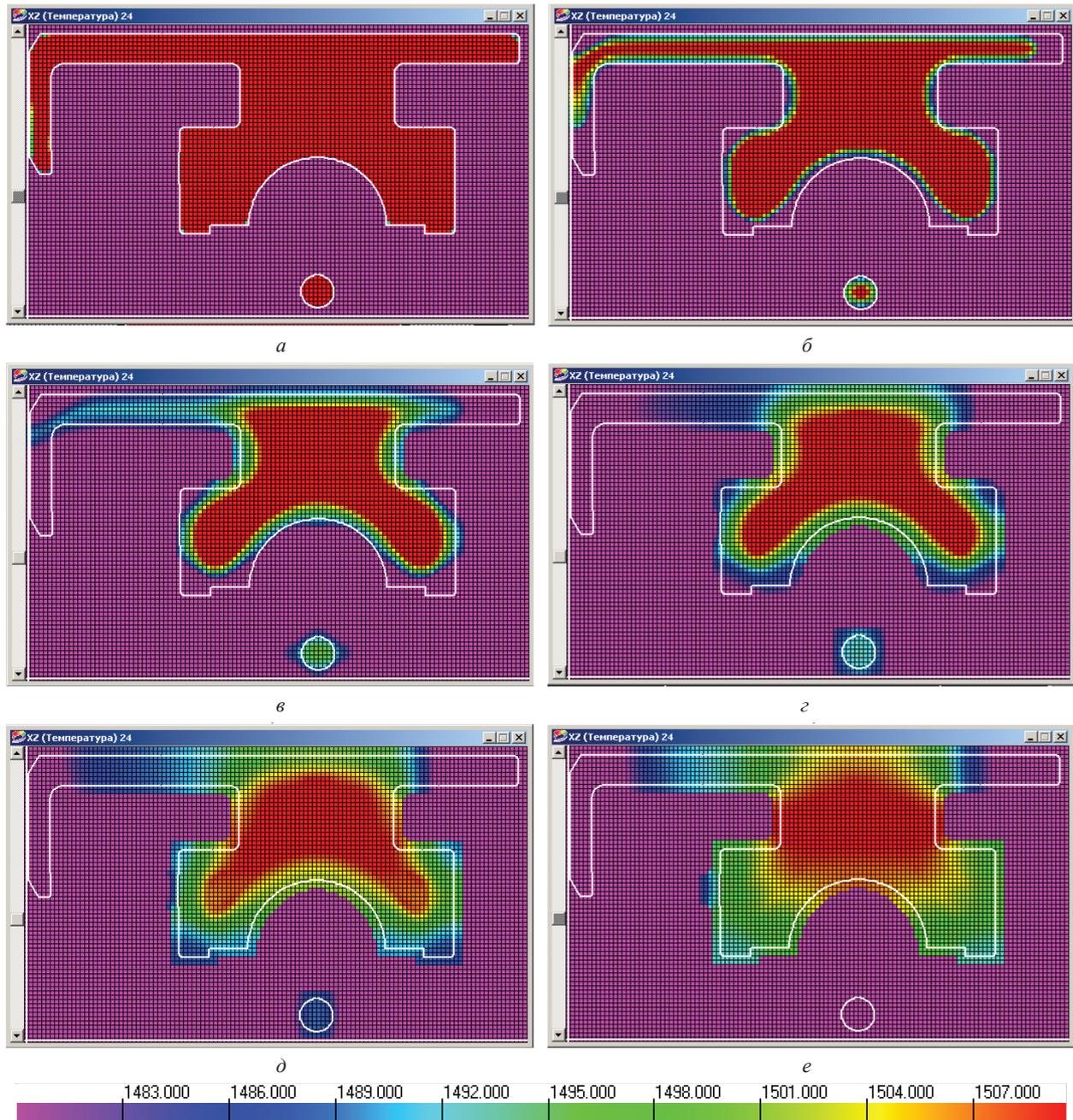


Рис. 3. Моделирование. Двумерные температурные поля отливки «Корпус подшипника» без прибыли (вариант А) для различных моментов времени в плоскости XZ ($Y = 24$): а – 85 с; б – 500; в – 1000; г – 2000; д – 3500; е – 7500 с

В результате моделирования распределения усадочных дефектов на изделии «Корпус подшипника» (вариант А) при подводе металла в массивную часть отливки было определено, что объем усадочных раковин составляет 2355 см^3 .

Результаты численного моделирования усадочных дефектов на объекте (вариант Б)

На рис. 5–7 представлены некоторые рассчитанные трехмерные и двумерные температурные поля отливки «Корпус подшипника» с прибылью при подводе металла в массивную часть для различных моментов времени. Как видно из рисунков, наблюдается быстрое охлаждение прибылей и наиболее удаленных от питания зон отливки. Как и для варианта с подводом металла в массивную часть без прибыли, наблюдается формирование термического узла в центральной части отливки к моменту окончания кристаллизации.

Как видно из рис. 6, 7, существует значительный градиент температур в пристеночной области массивной части отливки в интервале времени течения расплава 4000–8000 с. Причем пристеночная область отливки начинает нагреваться за счет разогрева формы до температур, близких к $1500 \text{ }^\circ\text{C}$.

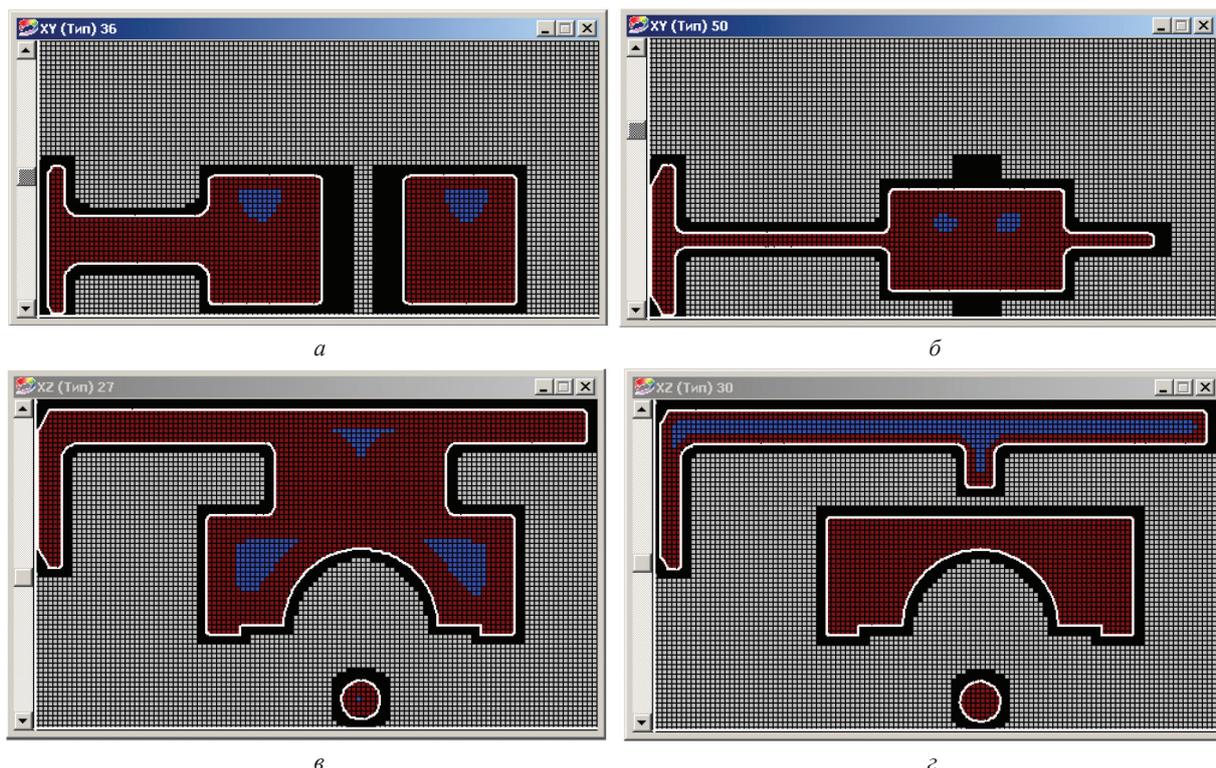


Рис. 4. Моделирование. Двумерные поля усадочных раковин в отливке «Корпус подшипника» без прибыли (вариант А) в плоскостях XY и XZ для различных сечений: a – плоскость XY , сечение $Z = 36$; $б$ – плоскость XY , сечение $Z = 50$; $в$ – плоскость XZ , сечение $Y = 27$; $г$ – плоскость XZ , сечение $Y = 30$

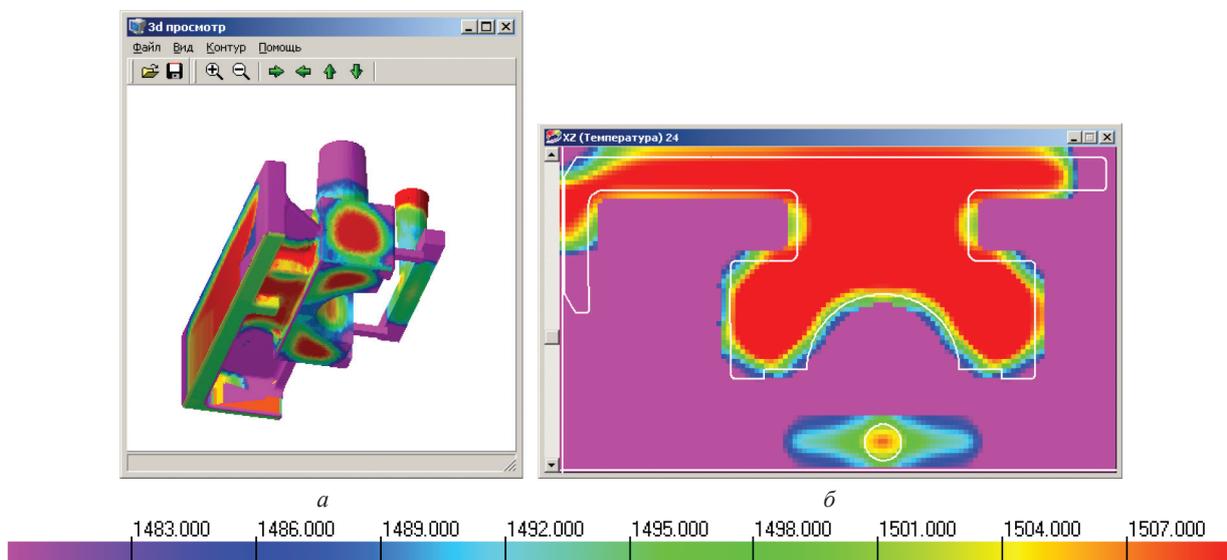


Рис. 5. Результаты моделирования: трехмерное (a) и двумерное ($б$) для XZ ($Y = 24$) температурные поля отливки «Корпус подшипника» (вариант Б) при подводе металла в массивную часть на момент времени 1000 с после начала заливки

На рис. 8 представлены двумерные поля усадочной пористости отливки «Корпус подшипника» с прибылью при подводе металла в массивную часть для момента времени $t = 8000$ с в плоскости XY для сечений $Z = 36$, $Z = 52$ и в плоскости XZ для сечений $Y = 28$, $Y = 22$. Ячейки синего цвета соответствуют области расположения усадки, ячейки коричневого цвета – областям закристаллизовавшегося металла. Как видно из рисунка, значительная часть усадочных раковин сконцентрирована в прибыли. Однако существуют области с усадочными раковинами и в отливке, в основном в массивной ее части.

На рис. 9 представлены для сравнения трехмерные изображения усадочных раковин в отливке «Корпус подшипника» без прибыли (вариант А) и с прибылью (вариант Б) при подводе металла в массивную

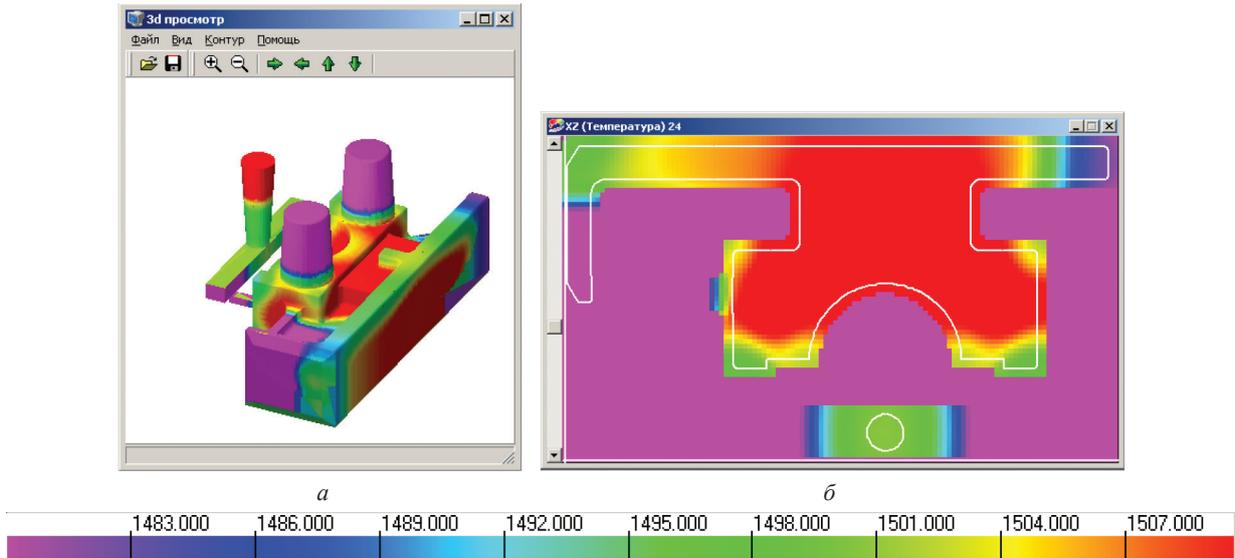


Рис. 6. Результаты моделирования: трехмерное (а) и двумерное (б) для XZ ($Y = 24$) температурные поля отливки «Корпус подшипника» (вариант Б) при подводе металла в массивную часть на момент времени 4000 с после начала заливки

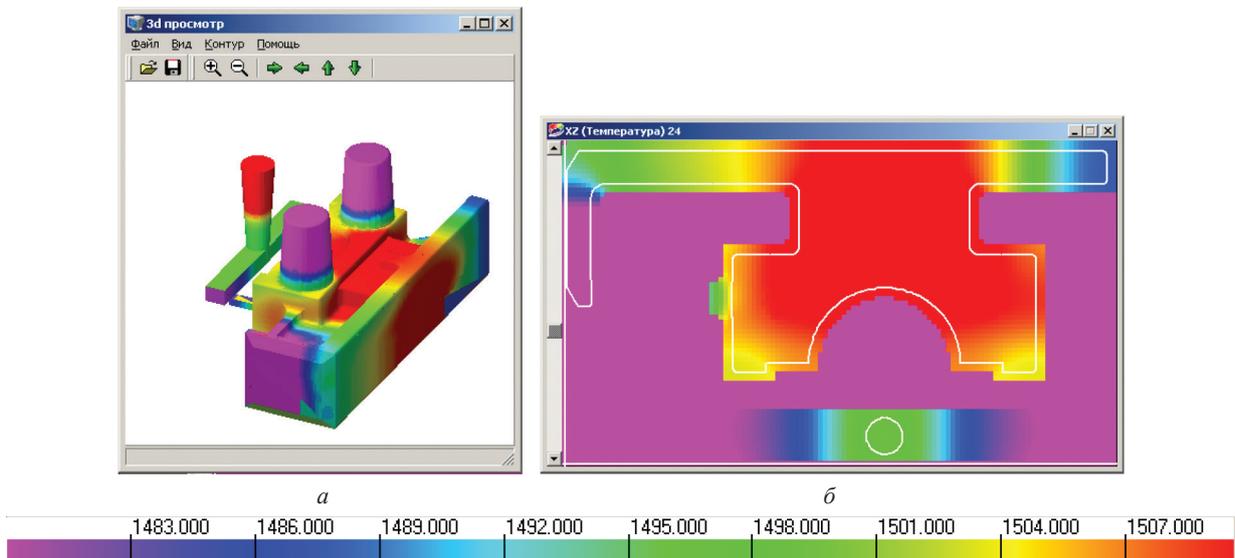


Рис. 7. Результаты моделирования: трехмерное (а) и двумерное (б) для XZ ($Y = 24$) температурные поля отливки «Корпус подшипника» (вариант Б) при подводе металла в массивную часть на момент времени 8000 с после начала заливки

часть. Как видно из рисунка, по сравнению с вариантом без прибыли (вариант А) количество и объем усадочных раковин значительно снижен (вариант Б) и усадочная пористость перешла в прибыль. Из тонкой части отливки усадочные раковины убраны, однако они сохраняются в основном под прибылями в массивной части, что говорит о недостаточных размерах прибылей.

Таким образом, проведено численное моделирование распределения усадочных дефектов на отливке «Корпус подшипника» без прибыли (вариант А) и с прибылью (вариант Б) при подводе металла в массивную часть отливки. Установлено, что отливка полностью заполняется металлом при заданных условиях, не образуя недоливов, причем на момент окончания заполнения отливки кристаллизуется нижняя область тонкой части.

В результате моделирования рассчитано, что существует значительное количество областей с усадочными раковинами в различных областях отливки объемом 2355 см^3 для варианта А. Усадка присутствует как в тонкой, так и в массивной частях отливки, что говорит о необходимости изменения места подвода металла или установки прибылей. Для варианта Б выявлено наличие усадочных раковин объемом 739 см^3 , что на 69% меньше, чем в аналогичном варианте без прибыли. Из тонкой части отливки варианта Б усадочные раковины убраны, что свидетельствует об эффективности работы прибылей.

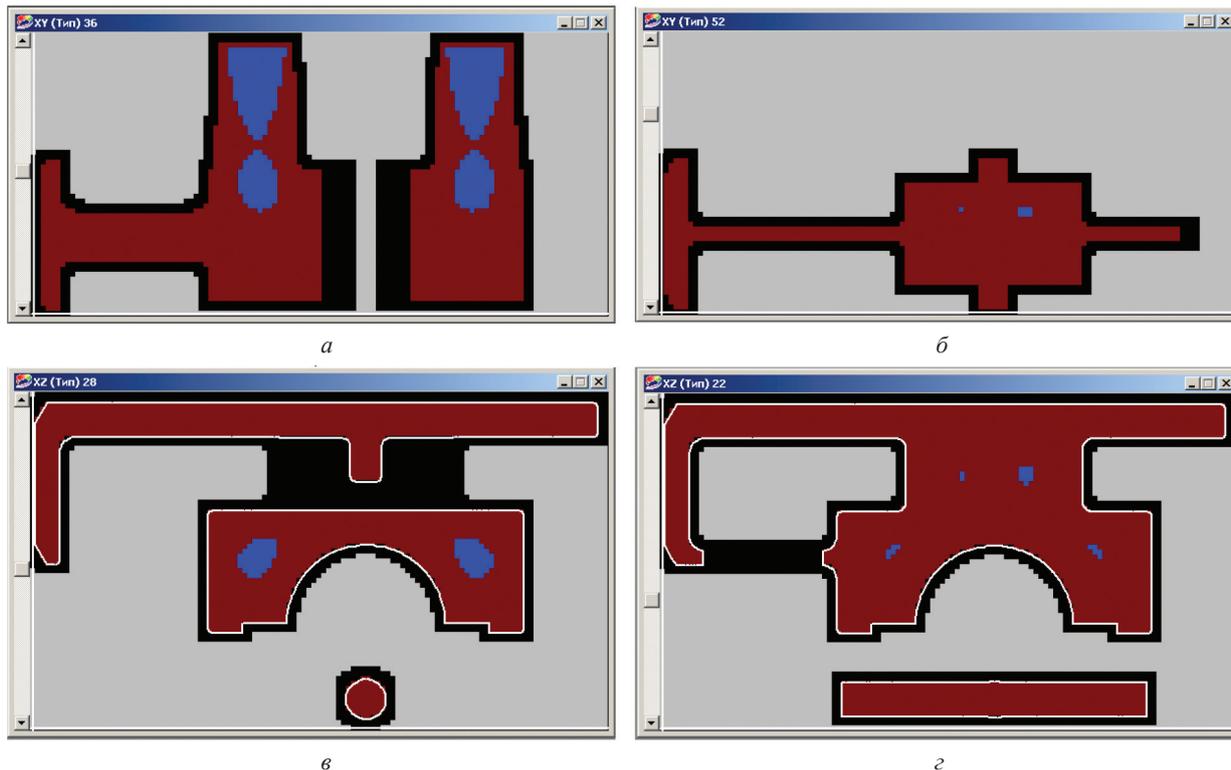


Рис. 8. Моделирование. Двумерное распределение усадочных раковин в отливке «Корпус подшипника» с прибылью (вариант Б) при подводе металла в массивную часть в плоскостях XY и XZ для различных сечений: a – плоскость XY , сечение $Z = 36$; $б$ – плоскость XY , сечение $Z = 52$; $в$ – плоскость XZ , сечение $Y = 28$; $г$ – плоскость XZ , сечение $Y = 22$

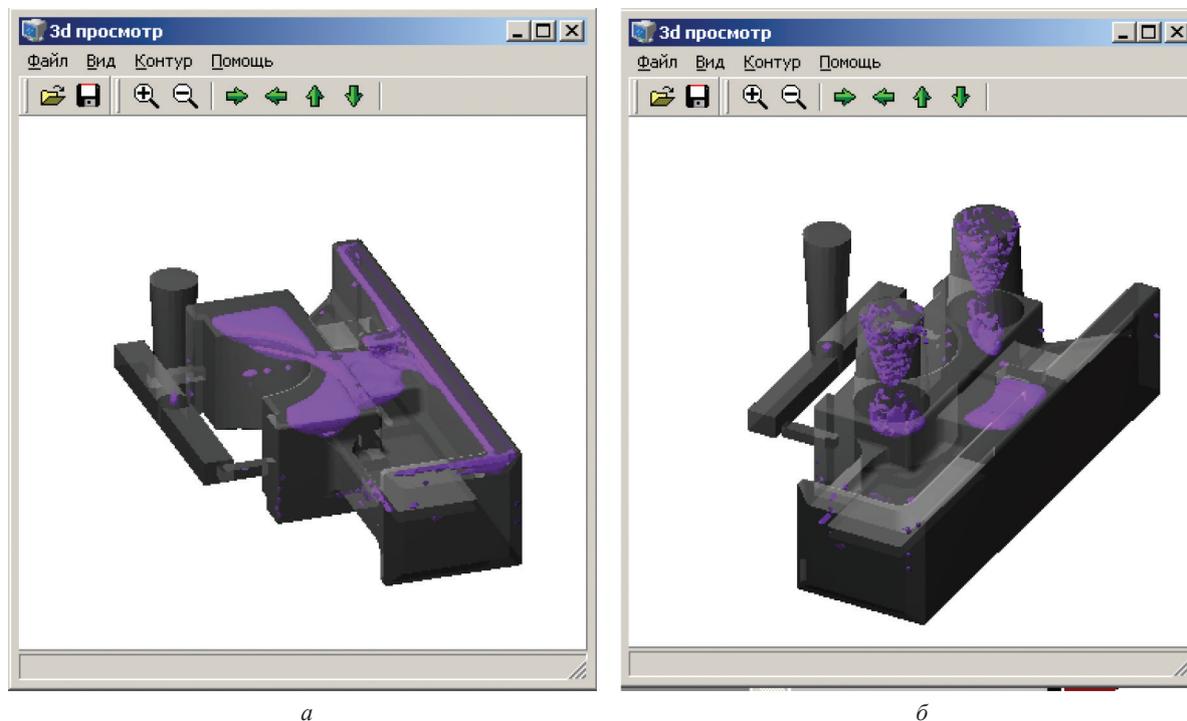


Рис. 9. Моделирование. Трехмерные изображения пониженной плотности (фиолетовый цвет) в отливке без прибыли (a – вариант А) и с прибылью ($б$ – вариант Б)

Приведенный пример использования ИТ-технологий показывает широкие возможности внедрения задач моделирования в практику разработки технологий изготовления отливок с многовариантным использованием прибылей в литейном производстве.

Литература

1. Рыжиков А. А. Теоретические основы литейного производства / А. А. Рыжиков. М.: МАШГИЗ, 1951. 448 с.
2. Тихомиров М. Д. Основы моделирования литейных процессов. Усадочная задача / М. Д. Тихомиров // Литейное производство (приложение). 2001. № 12. С. 8–14.
3. Чичко А. Н. Автоматизация разработки технологических процессов литейного производства на основе КС «ПроЛит-1с» под суперкомпьютер СКИФ / А. Н. Чичко, С. Г. Лихоузов, В. Ф. Соболев, О. А. Сачек, О. И. Чичко // Автоматический контроль и автоматизация производственных процессов: материалы Междунар. науч.-техн. конф. Минск, 28–29 окт. 2009 г., Минск, 2009. С. 252–254.
4. Чичко А. Н. Нейросетевые алгоритмы для выбора начального приближения литниковой системы отливок с целью их дальнейшей оптимизации / А. Н. Чичко, Ю. В. Яцкевич, В. Ф. Соболев, Т. В. Матюшинец, О. И. Чичко // Литье и металлургия. 2009. № 4. С. 88–95.
5. Чичко А. Н. Программное обеспечение «Пронейролит» для прототипирования литейных технологий / А. Н. Чичко, Ю. В. Яцкевич, В. Ф. Соболев, Т. В. Матюшинец, О. И. Чичко // Литье и металлургия. 2010. № 1. С. 76–82.
6. Чичко А. Н. Использование мультипроцессорной вычислительной системы СКИФ для решения некоторых задач металлургического производства / А. Н. Чичко, Д. М. Кукуй, С. Г. Лихоузов, В. Ф. Соболев, Ю. В. Яцкевич, О. И. Чичко, О. А. Сачек, А. В. Демин // Информационные технологии программы союзного государства «Триада»: основные результаты и перспективы: сб. науч. тр. Минск, 2010. С. 159–168.
7. Чичко А. Н. «Пролит-1с» – программное обеспечение на основе мультипроцессорных технологий для решения задач литейного производства / А. Н. Чичко, В. Ф. Соболев, С. Г. Лихоузов, Ю. В. Яцкевич, О. И. Чичко, О. А. Сачек // Информационные технологии программы союзного государства «Триада»: основные результаты и перспективы: сб. науч. тр. Минск, 2010. С. 169–176.
8. Чичко А. Н. Математическое моделирование усадочных процессов стали на основе уравнений Навье–Стокса и Фурье–Кирхгофа / А. Н. Чичко, С. Г. Лихоузов, В. Ф. Соболев, О. А. Сачек, Т. В. Матюшинец, О. И. Чичко // Литье и металлургия. 2013. № 1. С. 70–78.
9. Чичко А. Н. Компьютерное моделирование пространственного распределения плотности кристаллизующейся стали в системе «отливка-прибыль» / А. Н. Чичко, С. Г. Лихоузов, В. Ф. Соболев, О. А. Сачек, Т. В. Матюшинец, О. И. Чичко // Литье и металлургия. 2013. № 2. С. 46–55.
10. Лихоузов С. Г. О методе системного анализа литниковых систем на основе данных моделирования пространственных изображений температур расплавов / С. Г. Лихоузов, А. Н. Чичко, В. Ф. Соболев, О. А. Сачек, Т. В. Матюшинец, О. И. Чичко // Литье и металлургия. 2015. № 1. С. 85–90.
11. Лихоузов С. Г. О путях системного анализа движения металла в литниковых системах на основе численных решений уравнений Навье–Стокса / С. Г. Лихоузов, А. Н. Чичко, В. Ф. Соболев, О. А. Сачек, Т. В. Матюшинец, О. И. Чичко, Ю. В. Яцкевич // Литье и металлургия. 2014. № 1. С. 43–47.

References

1. Ryzhikov A. A. *Teoreticheskie osnovy litejnogo proizvodstva* [Theoretical foundations of foundry production]. Moscow, MASHGIZ Publ., 1951. 448 p.
2. Tihomirov M. D. *Osnovy modelirovaniya litejnyh processov. Usadochnaja zadacha* [Fundamentals of modeling of foundry processes. Shrinkage task]. *Litejnoe proizvodstvo (prilozhenie) = Foundry production (appendix)*, 2001, no. 12, pp. 8–14.
3. Chichko A. N., Lihousov S. G., Sobolev V. F., Sachek O. A., Chichko O. I. *Avtomatizacija razrabotki tehnologicheskikh processov litejnogo proizvodstva na osnove KS «ProLit-1s» pod superkomp'yuter SKIF* [Automation of works on creation of foundry technologies with help CS « ProLit-1s «under the supercomputer «SKIF»]. *Avtomaticheskij kontrol' i avtomatizacija proizvodstvennyh processov: materialy Mezhdunar. nauch.-tehn. Konf = Automatic control and automation of production processes: materials International scientific-technical conference*. Minsk, 28–29 okt. 2009 g. Minsk, 2009, pp. 252–254.
4. Chichko A. N., Jatskevich Ju. V., Sobolev V. F., Matyushinets T. V., Chichko O. I. *Neyrosetevye algoritmy dlya vybora nachal'nogo priblizheniya litnikovoy sistemy otlivok s cel'yu ih dal'neyshey optimizacii* [Neuronet algorithms for choice of initial approximation of gating system of castings with the purpose of their further optimization]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 4, pp. 88–95.
5. Chichko A. N., Jatskevich Ju. V., Sobolev V. F., Matyushinets T. V., Chichko O. I. *Programmnoe obespechenie «Proneurolit» dlya prototipirovaniya litejnyh tehnologiy* [Software «Proneurolit» for prototyping of foundry technologies]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 1, pp. 76–82.
6. Chichko A. N., Kukuj D. M., Lihousov S. G., Sobolev V. F., Jatskevich Ju. V., Chichko O. I., Sachek O. A., Demin A. V. *Ispol'zovanie mul'tiprocessornoj vychislitel'noy sistemy SKIF dlya resheniya nekotoryh zadach metallurgicheskogo proizvodstva* [Using multiprocessor computer SKIF to solve some tasks of metallurgical production]. *Informacionnye tehnologii programmy sojuznogo gosudarstva «Triada»: osnovnye rezul'taty i perspektivy = Information technology of the program of the Union State of «Triad»: the main results and prospects*. Collection of scientific papers. Minsk, 2010, pp. 159–168.
7. Chichko A. N., Sobolev V. F., Lihousov S. G., Jatskevich Ju. V., Chichko O. I., Sachek O. A. *«Prolit-1s» – programmnoe obespechenie na osnove mul'tiprocessornyh tehnologiy dlya resheniya zadach litejnogo proizvodstva* [«Prolit-1s» – software based on multi-processor technology for solving of task of foundry production]. *Informacionnye tehnologii programmy sojuznogo gosudarstva «Triada»: osnovnye rezul'taty i perspektivy = Information technology of the program of the Union State of «Triad»: the main results and prospects*. Collection of scientific papers. Minsk, 2010, pp. 169–176.
8. Chichko A. N., Lihousov S. G., Sobolev V. F., Sachek O. A., Matyushinets T. V., Chichko O. I. *Matematicheskoe modelirovanie usadochnykh processov stali na osnove uravneniy Nav'e-Stoksa i Fur'e-Kirhgofa* [Mathematical modeling of shrink processes steel of the Navier-Stokes and Fourier-Kirchhoff equations]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 1, pp. 70–78.

9. Chichko A. N., Lihousov S. G., Sobolev V. F., Sachek O. A., Matyushinets T. V., Chichko O. I. Komp'yuternoe modelirovanie prostranstvennogo raspredeleniya plotnosti kristallizuyushheysya stali v sisteme «otlivka-pribyl'» [Computer modeling of the spatial distribution of the crystallizing steel density in the system «casting-discard»]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 46–55.

10. Lihousov S. G., Chichko A. N., Sobolev V. F., Sachek O. A., Matyushinets T. V., Chichko O. I. O metode sistemnogo analiza litnikovyh sistem na osnove dannyh modelirovaniya prostranstvennykh izobrazheniy temperatur rasplavov [About the method of gating systems analysis systems based on modeling data of spatial image temperatures of melt]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 1, pp. 85–90.

11. Lihousov S. G., Chichko A. N., Sobolev V. F., Sachek O. A., Matyushinets T. V., Chichko O. I., Jatskevich Ju. V. O putyakh sistemnogo analiza dvizheniya metalla v litnikovyh sistemah na osnove chislennykh resheniya uravneniy uravneniya Nav'e-Stoksa [About the ways of the system analysis of metal movement in gating systems based on the numerical solutions of Navier-Stokes equations]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 1, pp. 43–47.



УДК 669.1.017:669.112.227.3:669.15*26*28*292-194

Поступила 16.02.2017

ВЛИЯНИЕ АУСТЕНИТИЗАЦИИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ХРОМОМОЛИБДЕНОВАНАДИЕВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОГО ОТПУСКА

EFFECTS OF AUSTENITIZATION ON STRUCTURE FORMATION CHROMO-MOLYBDENUM-VANADIUM STEEL AFTER HIGH TEMPERING

В. А. ЛУЦЕНКО, Т. Н. ГОЛУБЕНКО, О. В. ЛУЦЕНКО, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, г. Днепр, Украина, пл. Академика Стародубова, 1.

E-mail: lutsenko@optima.com.ua,

Н. А. ГЛАЗУНОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37

V. A. LUTSENKO, T. N. GOLUBENKO, O. V. LUTSENKO, Ferrous Metal Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnepr city, Ukraine, 1, Starodubov str.

E-mail: lutsenko@optima.com.ua,

N. A. GLAZUNOVA, OJSW «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Belarus, 37, Promyshlennaya str.

Изучено влияние температуры аустенитизации хромомолибденованадиевой стали на структурообразование при смягчающей термической обработке. Показано, что снижение температуры аустенитизации способствует уменьшению значений микротвердости благодаря интенсификации сфероидизации перлита после определенного переохлаждения и высокого отпуска. Повышение температуры аустенитизации приводит к формированию неравномерной структуры после отпуска.

Influence of austenitization temperature of chrome-molybdenum-vanadium steel on structure formation at the softening heat treatment is studied. It is shown that the decline of the austenitization temperature promotes to reduce the micro-hardness values due to the intensification of spheroidizing of pearlite after the overcooling and high tempering. Increasing the austenitization temperature leads to formation of an uneven structure after tempering.

Ключевые слова. *Хромомолибденованадиевая сталь, аустенитизация, температура, охлаждение, высокий отпуск, структура, микротвердость.*

Keywords. *Chrome-molybdenum-vanadium steel, austenitization, temperature, cooling, high tempering, structure, micro-hardness.*

Горячекатаный стальной прокат, предназначенный для механической обработки, после прокатки имеет повышенную твердость, обусловленную пластинчатой морфологией карбидной фазы. Высокая твердость затрудняет механическую обработку, поэтому такой прокат подвергают смягчающей обработке – отжигу, высокому отпуску.

Для низко- и среднеуглеродистых легированных сталей актуальна интенсификация процесса сфероидизации цементита с получением равномерной структуры. Основными способами интенсификации превращений являются подготовка структурного состояния стали перед обработкой и использование рациональных температурных режимов. В работах [1, 2] показано, что повышение температуры аустенитизации оказывает влияние на размер аустенитного зерна и устойчивость переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении. Поэтому представляет интерес исследовать влияние различных температур аустенитизации перед смягчающей термической обработкой на структуру и микротвердость легированной стали.

Цель работы – изучить влияние температуры нагрева (аустенитизации) и размера формируемого аустенитного зерна хромомолибденованадиевой стали на особенности структурообразования после высокого отпуска.

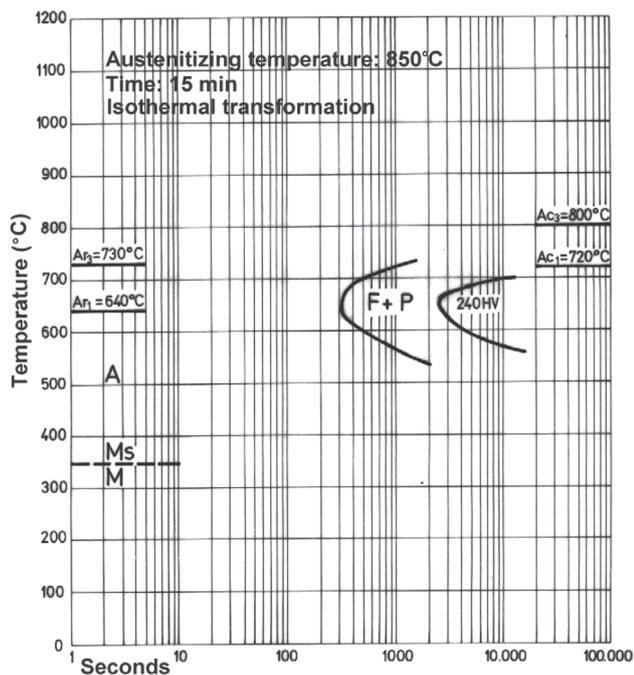


Рис. 1. Изотермическая диаграмма стали 31CrMoV9 [3]

Исходным материалом для исследований служили образцы проката диаметром 140 мм непрерывно-литой вакуумированной хромомолибденованадиевой стали марки 31CrMoV9 производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» следующего химического состава: 0,34% С; 0,25% Si; 0,65% Mn; 2,59% Cr; 0,23% Mo; 0,18% V; 0,011% P; 0,025% S.

Исследование структуры проводили с использованием микроскопа «НЕОРНОТ 2». Структуру оценивали по ГОСТ 8233-56, микротвердость – по ГОСТ 9450-76 (с использованием микротвердомера «ПМТ-3» с нагрузкой 100 г).

Легированная сталь марки 31CrMoV9 производится в виде проката больших сечений согласно требованиям норм EN 10085. В настоящий момент существует [3] изотермическая диаграмма для стали 31CrMoV9 (рис. 1).

Из рисунка видно, что превращения в исследуемой стали проходят в интервале температур 540–730 °С.

Экспериментальная термическая обработка стали марки 31CrMoV9 состояла в нагреве в печи до 850 и 1050 °С с выдержкой 30 мин и ступенчатой обработкой: с подстуживанием и выдержкой при температурах ниже перлитного превращения, последующим высоким отпуском с нагревом до 680 °С и изотермической выдержкой, достаточной для завершения превращений.

После аустенизации с нагревом до 850 °С и ступенчатой термической обработки структура хромомолибденованадиевой стали равномерна и состоит из пластинчатого и сфероидизированного перлита различной дисперсности (рис. 2, а, б).

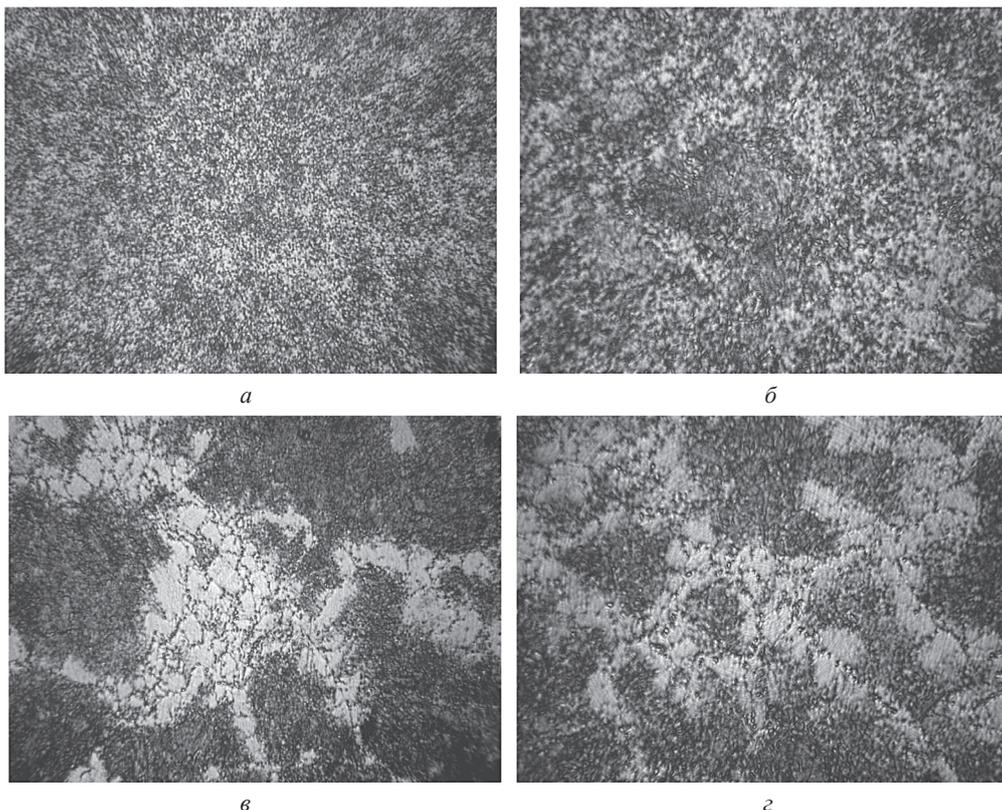


Рис. 2. Структура стали 31CrMoV9 после нагрева до температуры 850 °С (а, б) и 1050 °С (в, г) и высокого отпуска: а, в – $\times 500$; б, г – $\times 800$

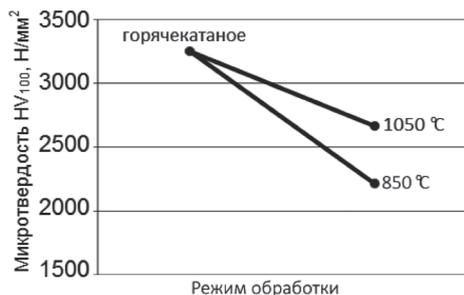


Рис. 3. Изменение средних значений микротвердости исследуемой стали после нагрева (850 и 1050 °C), охлаждения и высокого отпуска от исходного горячекатаного состояния

С повышением температуры аустенитизации от 850 до 1050 °C величина зерна растет. Так, максимальный условный диаметр аустенитного зерна увеличивается от 0,063 до 0,084 мм [2], т. е. с 5-го до 4-го номера согласно ГОСТ 5639-82.

При высоком отпуске после охлаждения от температуры аустенитизации 1050 °C в структуре наблюдаются крупные зерна (рис. 2, в, з), по границам которых образовались ферритные зерна. Структура характеризуется неравномерностью и состоит из избыточного полигонального феррита, пластинчатого и сфероидизированного перлита. Такая структурная неоднородность объясняется повышением устойчивости аустенита. Известно [1], что повышение температуры аустенитизации увеличивает устойчивость аустенита при охлаждении хромомолибденованадиевой стали, в результате чего частичное превращение аустенита проходит в ферритной области.

Процесс сфероидизации сопровождается коагуляцией карбидов на границах ферритных зерен [4]. Темные участки (рис. 2, в, з) представляют собой результат неполного структурного превращения и имеют смешанную морфологию карбидов (сферическую и пластинчатую).

Изучение микротвердости исследуемых образцов (рис. 3) показало, что обработка после аустенитизации, подстуживания и высокого отпуска приводит к снижению значений микротвердости хромомолибденованадиевой стали по сравнению с исходным горячекатаным состоянием. Повышенное значение микротвердости после аустенитизации при 1050 °C в сравнении с температурой 850 °C предположительно связано с растворением карбидов ванадия [5], переходом их в твердый раствор и упрочнением ферритной матрицы [6].

Таким образом, показано, что высокотемпературная аустенитизация хромомолибденованадиевой стали и последующая ступенчатая обработка с определенным подстуживанием и высоким отпуском при 680°C приводит к образованию частично сфероидизированной структуры и уменьшению микротвердости. Такие свойства обеспечат улучшение механической обрабатываемости данной стали, что снизит расход режущего инструмента.

Выводы

Изучены особенности структурообразования в хромомолибденованадиевой стали после нагрева до различных температур аустенитизации и последующего высокого отпуска. Установлено, что повышение температуры аустенитизации до 1050 °C приводит после охлаждения и высокого отпуска к формированию неравномерной структуры: избыточного полигонального феррита, пластинчатого и сфероидизированного перлита. Такая же обработка при температуре аустенитизации 850 °C формирует равномерную структуру из пластинчатого и сфероидизированного перлита различной дисперсности. Интенсификация образования сфероидизированной структуры снижает значения микротвердости в сравнении с горячекатаным состоянием.

Литература

1. Особенности кинетики распада и структурообразования в хромомолибденованадиевой стали при непрерывном охлаждении от различных температур аустенитизации / В. А. Луценко, Т. Н. Голубенко, О. В. Луценко, Н. А. Глазунова // *Литье и металлургия*. 2016. № 3 (84). С. 82–86.
2. Влияние температуры аустенитизации на величину зерна стали 31CrMoV9 / В. А. Луценко, Т. Н. Голубенко, О. В. Луценко, С. Н. Шехурдин // *Литье и металлургия*. 2016. № 2 (83). С. 52–55.
3. Metal Ravne: Steel PO735 [Электронный ресурс] / завод «Metal Ravne d. o. o.» – Электронные данные. Словения, 2015. Режим доступа: <http://www.metallravne.com/steelselector/steels/PO735.html>, свободный.
4. Mechanical properties and structure of the Cr-Mo-V low-alloyed steel after long-term service in creep condition / J. Dobrzański, A. Zieliński, H. Krztoń // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2007. Vol. 23, № 1. P. 39–42.
5. The role of Vanadium in microalloyed steels / R. Lagneborg, T. Siwecki, S. Zajac, B. Hutchinson. Swedish Institute for Metals Research: Stockholm, Sweden. 1999. 81 p.
6. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон. В 2-х т. Изд. 2-е. М.: Металлургия, 1966. 1274 с.

References

1. Lutsenko V. A., Golubenko T. N. Osobennosti kinetiki raspada i strukturoobrazovaniya v hromomolibdenovanadievoy stali pri nepreryivnom ohlazhdenii ot razlichnykh temperatur austenitizatsii [Features of kinetics of decay and formation of structure in chro-

mo-molibdenum-vansdium steel at continuous cooling from different temperatures of austenitization]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. 2016, no. 3, pp. 82–86.

2. **Lutsenko V. A., Golubenko T. N., Lutsenko O. V., Shehurdin S. N.** Vliyanie temperatury austenizatsii na velichinu zerna stali 31CrMoV9 [Effects of temperature on austenitization grain size steel 31CrMoV9]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 2, pp. 52–55.

3. **Metal Ravne:** Steel PO735 [Elektronnyy resurs] / zavod «Metal Ravne d. o. o.» – Elektron. dan. Sloveniya, 2015. – Rezhim dostupa: <http://www.metalravne.com/steelselector/steels/PO735.html>, svobodnyiy.

4. **Mechanical** properties and structure of the Cr-Mo-V low-alloyed steel after long-term service in creep condition. J. Dobrzański, A. Zieliński, H. Krztoń. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2007, vol. 23, is. 1, pp. 39–42.

5. **The** role of Vanadium in microalloyed steels / R. Lagneborg, T. Siwecki, S. Zajac, B. Hutchinson. Swedish Institute for Metals Research: Stockholm, Sweden, 1999. 81 p.

6. **Houdremont E.** *Spetsialnye stali* (Handbuch der Sonderstahlkunde). Translated from German; under the editorship of A. S. Zaymovskiy, M. L. Bernshteyn, V. S. Meskin. In two volumes, second edition. Moscow, Metallurgiya Publ., 1966. 1274 p.



УДК 669.

Поступила 16.02.2017

РАЗРАБОТКА И ИСПЫТАНИЕ БЕЗАСБЕСТОВЫХ ФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ТОРМОЗНЫХ МЕХАНИЗМАХ КРАНОВ НА ОАО «БЕЛОРУССКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД»

DEVELOPING AND TESTING OF NON-ASBESTOS FRICTION MATERIALS IN BRAKE MECHANISMS OF THE CRANES AT THE OJSC «BELARUSIAN METALLURGICAL WORKS»

А. Д. КОРЧАК, А. И. РОЖКОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: andreYROGKOV73@yandex.ru, И. Ю. СИМОНЮК, Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь, ул. Кирова, 32а. E-mail: sergienko_vp@mail.ru

A. D. KORCHAK, A. I. ROZHKOVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: andreYROGKOV73@yandex.ru, I. Yu. SIMONYUK, Metal-Polymer Research Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Gomel city, Belarus, 32a, Kirova str. E-mail: sergienko_vp@mail.ru

Представлены результаты испытаний безасбестовых фрикционных материалов в тормозных колодках кранов копрового цеха ОАО «БМЗ – УКХ «БМК» двух производителей: ПАО «Трибо», Украина, и Института механики металлополимерных систем Национальной академии наук Беларуси (ИММС НАН Беларуси), приведены требования к материалам, особенности эксплуатации, характерные типы износа материалов.

The article describes the results of tests of asbestos-free friction materials in the brake pads cranes at scrap yard of OJSC «BSW». The tests were made on cranes of two manufacturers: PJSC «Tribonit», Ukraine and the Metal-Polymer Research Institute of National Academy of Sciences of Belarus. The following aspects were defined: requirements for materials, main features of operation; there were shown the characteristic types of wear in materials.

Ключевые слова. *Асбест, фрикционные тормозные накладки, трибонит, подъемный кран, копровый цех, трибонит TP9-01, ПАО «Трибо», ВМЗК-1, ИММС НАН Беларуси.*

Keywords. *Asbestos, friction brake lining, tribonit, crane, scrap yard, Tribonit TP9-01, PJSC «Tribonit», VMZK-1, IMMS NAN of Belarus.*

В тормозах механизма главного подъема кранов отделения подготовки лома копрового цеха (КЦ) ОАО «Белорусский металлургический завод» – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания» используются тормозные накладки, изготовленные из полимерных фрикционных композитов.

В качестве основного наполнителя для фрикционных полимерных композиций и некоторых типов металлокерамических фрикционных материалов долгое время использовали асбест. С точки зрения фрикционного материаловедения этот природный материал обладает такой совокупностью уникальных свойств, которых не имеет ни один из известных сегодня природных или искусственных материалов. Однако с 1982 г. на основании решения Генеральной Ассамблеи ООН вся группа асбестов была запрещена к использованию. В Беларуси стандартом СТБ ГОСТ Р 50507-98, регламентирующим использование фрикционных материалов в технике, асбест запрещен к применению с 2001 г. Позже были введены и отраслевые запреты на использование асбеста [1]. Применение асбеста на промышленных предприятиях страны запрещено приказом Министерства промышленности Республики Беларусь № 102 п. 7 от 15.02.2008 г., а также распоряжением РУП «БМЗ» от 24.07.2008 г. № 560.

Тем не менее, комплектация тормозных механизмов кранов на БМЗ осуществлялась тормозными накладками из фрикционных материалов «Трибонит TP9» производства ПАО «Трибо» (Украина), содер-



Рис. 1. Внешний вид разрушенных фрикционных накладок из материала марки «Трибонит TR9-01»



Рис. 2. Внешний вид тормозных накладок из фрикционного материала «BZMK-1» (ИММС НАН Беларуси)

жащих в своем составе значительное количество канцерогенного асбеста [2]. Таким образом, проблема замены фрикционных асбестосодержащих материалов на безасбестовые без потери их эффективности и снижения износостойкости материалов является актуальной и в настоящее время.

От качества фрикционных материалов, установленных в узлах трения кранового оборудования, зависит не только стабильность их работы, но ресурс и эффективность работы кранового оборудования, а также безопасность его эксплуатации. Технические требования, предъявляемые к данным фрикционным материалам, приведены в таблице.

Требуемые технические характеристики фрикционных материалов для тормозных устройств кранов

Показатель	Значение
Плотность по ГОСТ 24039, г/см ³	1,8–2,2
Коэффициент трения, отн. ед.	0,4–0,6
Твердость по Шору А	70–95
Линейный износ, мм/км	Не более 0,25
Поверхностная температура трения, °С	До 300
Температура воспламенения, °С	Не менее 375
Температура самовоспламенения, °С	Не менее 425
Температурный режим эксплуатации, °С	От –60 до +200
Давление, МПа	1,5

Для проведения промышленных испытаний в тормозных узлах кранового оборудования на БМЗ были выбраны две марки безасбестовых фрикционных материалов: «Трибонит TR9-01» (ПАО «Трибо») и BZMK-1 (ИММС НАН Беларуси).

Испытания материала марки «Трибонит TR9-01» в реальных узлах трения показали, что он обладает недостаточной износостойкостью, которая в 3–4 раза ниже износостойкости асбестосодержащего фрикционного материала марки «Трибонит TR9». При этом износ опытного материала в отличие от серийно применяемого асбестосодержащего выражался не в равномерном уменьшении толщины, а в его механическом разрушении. Характер разрушения накладок показан на рис. 1.

В ИММС НАН Беларуси в соответствии с техническим заданием БМЗ был разработан безасбестовый фрикционный материал для тормозных механизмов кранов марки «BZMK-1», который изготавливался на основе термореактивных связующих (жидких и порошковых фенольных смол резольного и новолочного типа) и различных наполнителей. В качестве основных дисперсных и армирующих наполнителей использовали оксиды металлов (Al, Fe, Mg и т. д.); бариты; базальтовые и стеклянные волокна; медный порошок, латунную и бронзовую стружку. Для повышения гибкости и снижения твердости материалов использовали каучук синтетический бутадиен-нитрильный и поливинилацетат [1].

Испытания фрикционных накладок из материала марки «BZMK-1» проходили в два этапа. На первом этапе оценивали эффективность и износостойкость накладок, а также выполняли оптимизацию кон-



Рис. 3. Тормозные колодки с установленными фрикционными накладками производства ИММС НАН Беларуси

струкции накладок. Были испытаны два комплекта тормозных накладок (размер 180×325×12 мм, радиус кривизны 500 мм). После установки первой пары накладок на металлический каркас на поверхности накладок образовались небольшие поверхностные трещины (рис. 2). Дальнейший опыт эксплуатации показал, что такие дефекты никак не сказываются на работе накладок.

Второй комплект накладок был установлен без повреждений. Срок службы опытных комплектов накладок составил один месяц, что соответствует сроку службы промышленно выпускаемых лучших зарубежных аналогов. Более точное сравнение эксплуатационного ресурса накладок выполнить не удалось, так как график работы крана в копровом цехе носит нерегулярный характер.

По результатам испытаний произведена оптимизация конструкции накладок. Так было произведено уменьшение радиуса изгиба накладок, что позволило снизить уровень их поврежденности при монтаже в тормозной механизм, а также увеличить эластичность материала, что обеспечило возможность установки накладок при низких температурах окружающей среды.

Вторая партия тормозных накладок была изготовлена в ИММС НАН Беларуси с учетом перечисленных выше требований из материала «ВМЗК-1» в количестве 40 шт. (рис. 3).

Срок службы накладок в среднем составил один месяц. Замечаний в работе тормозах механизма главного подъема кранов не выявлено.

В настоящее время рассматривается вопрос испытания накладок тормозных из безасбестового фрикционного материала «ВМЗК-1» на всем крановом оборудовании ОАО «БМЗ».

Литература

1. Плескачевский Ю. М., Сергиенко В. П. Фрикционные материалы с полимерной матрицей: перспективы исследований, достигнутый уровень, рынок // Наука и инновации. 2005. № 5 (27). С. 47–53.
2. Фрикционный материал ТРИБОНИТ (ТР-9) ТУ У6-05495578.006-98.

References

1. Pleskachevski Yu. M., Sergienko V. P. Friksionnye materialy s polimernoy matritsey: perspektivy issledovaniy, dostignutyi uroven', rynok [Frictional materials with polymer matrix: perspectives in Research; progress to the stage, markets]. *Nauka i innovatsii = Science and Innovations*, 2005, no. 5(27), pp. 47–53.



УДК 669.18

Поступила 31.01.2017

ВИБРОДИАГНОСТИКА И ВИБРОНАЛАДКА – ЭФФЕКТИВНЫЙ ИНСТРУМЕНТ СНИЖЕНИЯ ЗАТРАТ НА РЕМОНТ И ЭКСПЛУАТАЦИЮ ОБОРУДОВАНИЯ

VIBRATION DIAGNOSTICS AND VIBRATION ALIGNMENT – EFFECTIVE TOOL TO REDUCE THE COST OF REPAIRS AND MAINTENANCE OF EQUIPMENT

Ю. В. ПАРХОМЕНКО, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, Гомельская обл., ул. Промышленная, 37. E-mail: yuv.parhomenko@bmz.iron

Yu. V. PARKHOMENKO, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Belarus, Gomel region, 37, Promyshlennaya str. E-mail: yuv.parhomenko@bmz.iron

В статье отображены такие виды виброналадки роторного оборудования, как балансировка в собственных опорах, выверка соосности и центровка валов, устранение мягкой лапы. Виброналадка происходит по результатам вибродиагностики в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

The article describes the following types of adjusting rotary equipment such as: balancing in own bearings, on-center alignment and shaft alignment, elimination of soft foot. The vibration alignment is based on the results of vibration diagnostics at production run of OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC».

Ключевые слова. Виброналадка, вибродиагностика, балансировка роторного оборудования в собственных опорах, выверка соосности и центровка валов.

Keywords. Vibration alignment, vibration diagnostics, balancing of rotary equipment in own bearings, on-center alignment and shaft alignment.

Эффективность и конкурентоспособность современного предприятия в значительной степени зависят от надежности эксплуатируемого данным предприятием оборудования. Поэтому остро встает вопрос о возможности контроля технического состояния, продления межремонтного периода и повышения надежности технологического оборудования. Согласно принятой стратегии ремонтов на предприятии, диагностика оборудования является важнейшим фактором снижения простоев, связанных с поломками оборудования.

В состав агрегатов, задействованных в технологическом процессе, входит большое количество узлов роторного типа (электродвигатели, насосы, вентиляторы, редукторы прокатных станов). Вибродиагностика является эффективным способом неразрушающего контроля технического состояния узлов роторного типа, позволяет выявить явно выраженные (дисбаланс, расцентровку, не достаточную жесткость опор), зарождающиеся дефекты подшипниковых узлов, дефекты электромагнитной системы электрической машины и др.

Во время работы оборудования проводится комплексная диагностика, которая включает виброконтроль в доступных местах с оценкой спектра вибрации. Одним из приборов, позволяющим производить виброконтроль, является «Leonova infiniti» (рис. 1).

При обнаружении отклонений в работе оборудования по вибрации цеховому персоналу выдается документ с предписанием провести ревизию оборудования, имеющего данное отклонение. Однако в ряде случаев нет необходимости демонтировать оборудование и проводить его ремонт, достаточно провести виброналадку.

Виброналадка благодаря парку имеющегося оборудования на предприятии позволяет существенно снизить затраты на ремонт и техническое обслуживание роторного оборудования, ввиду того что наладка происходит на месте эксплуатации технологического оборудования.



Рис. 1

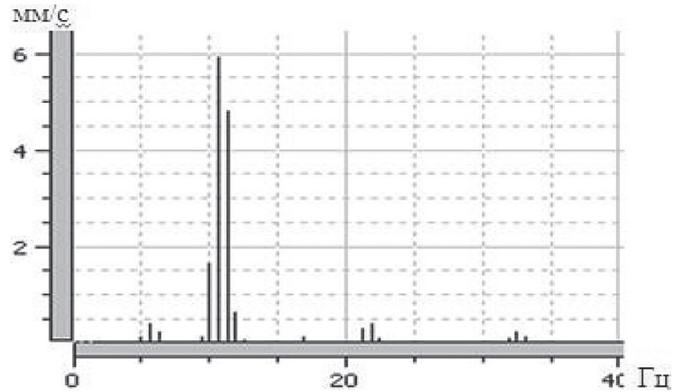


Рис. 2

Виброналадка включает в себя балансировку роторного оборудования в собственных опорах; выверку соосности и центровку валов; устранение дефектов узлов крепления.

Рассмотрим возможности каждого метода виброналадки.

Балансировка роторного оборудования в собственных опорах

Балансировка роторного оборудования – это процесс компенсации неуравновешенных масс ротора. Наличие неуравновешенных масс на роторе называется дисбалансом. Дисбаланс вращающихся масс ротора является одним из наиболее распространенных дефектов оборудования, обычно приводящим к резкому увеличению вибрации, нагрузки на подшипниковые опоры, отдельные узлы и механизмы в целом, что приводит к существенному снижению ресурса оборудования.

При возникновении дисбаланса наблюдается изменение соответствующих вибрационных параметров, которые в силу своей высокой чувствительности отражают происходящее с механизмом. Как правило, при дисбалансе на спектре вибрации преобладает гармоника оборотной частоты. Например, в ТПЦ при проведении технической диагностики на спектре вибрации вентилятора котла утилизатора уровень виброскорости достигал 5,96 мм/с, что является превышением нормы согласно ГОСТ 10816-3-99. Было принято решение выполнить балансировку вентилятора в собственных опорах (рис. 2).

Балансировку в собственных опорах осуществляли при помощи встроенной программы прибора «Виброанализатор СД-12М» (рис. 3).

Для этого необходимо подготовить точки для измерения вибрации; установить отражающую метку на вращающейся части машины и датчик оборотов (фотоотметчик); выставить установки для измерения

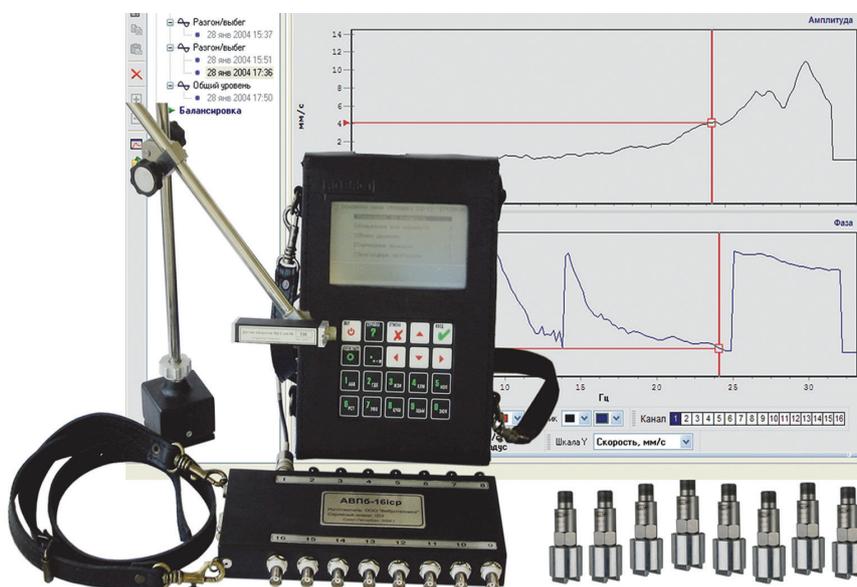


Рис. 3

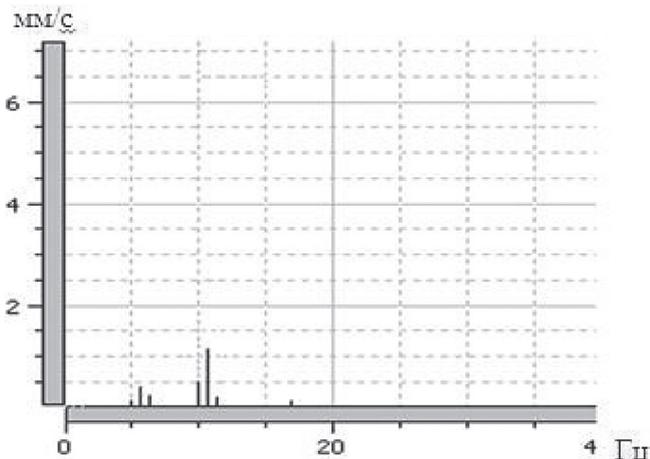


Рис. 4

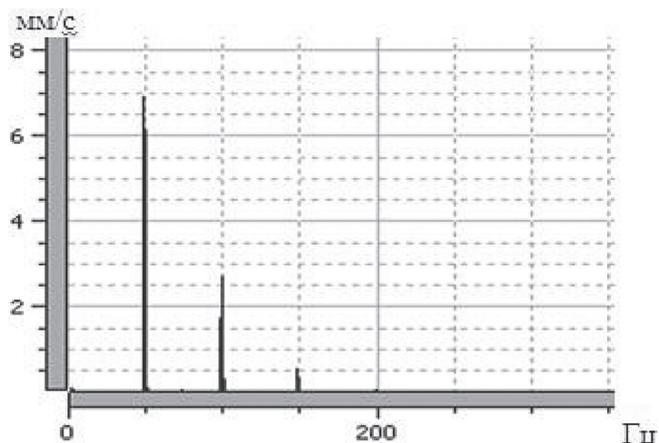


Рис. 5

параметров вибрации; провести измерения параметров исходной вибрации; установить первую пробную массу в плоскости коррекции; провести измерения параметров вибрации с пробной массой; с помощью прибора провести расчет корректирующей массы; установить корректирующую массу в плоскость коррекции; провести контрольное измерение вибрации во всех контрольных точках и задокументировать результаты.

Балансировка данного вентилятора в собственных опорах позволила снизить уровень вибрации до 1,2 мм/с (рис. 4), что является приемлемым для данного типа оборудования согласно ГОСТ 10816-3-99. Это также позволило избежать негативных последствий, вызванных дисбалансом с минимальными затратами. Так как работы по балансировке выполняли непосредственно на месте эксплуатации оборудования, исключили такие операции, как демонтаж оборудования; транспортировку к балансировочному станку; изготовление фальшвала; транспортировку оборудования к месту установки; монтаж оборудования.

Также при условии отсутствия резервного оборудования это может привести к продолжительному простоям, что увеличит затраты в несколько раз.

Устранение дефектов узлов крепления

Наличие дефектов в узлах крепления подшипников либо самой машины в целом приводит к повышенной вибрации и росту гармоник оборотной частоты в том направлении, в котором ослабли узлы крепления. Так, при диагностике центробежного насоса станции охлаждения оправок был обнаружен высокий уровень горизонтальной вибрации 6,99 мм/с, уровень вертикальной вибрации был в несколько раз меньше. При снятии спектра вибрации преобладала гармоника оборотной частоты (рис. 5).

На основании полученных данных было принято решение провести ревизию узлов крепления, в результате были выявлены необжатые болты, обжатие которых привело к уменьшению горизонтальной вибрации до 1,6 мм/с (рис. 6), что является приемлемым для данного типа оборудования согласно ГОСТ 10816-3-99.

Устранение дефектов узлов крепления позволяет продлить срок службы подшипника; увеличить время работы, эффективность и производительность оборудования; снизить уровень шума, вибрации и количество потребляемой энергии; уменьшить расходы на замену компонентов и издержки, связанные с простоем машин.

Выверка соосности и центровка валов

Значительная часть поломок, и в первую очередь подшипников, вызвана расцентровкой валов. Расцентровка – это нарушение соосности двух валов или отверстий, т. е. их отклонение от общей оси. При несоосных валах возникает момент сил реакции, который приводит к повышенным нагрузкам на опоры и вызывает износ подшипников; износ уплотнений; повышенное потребление энергии; увеличе-

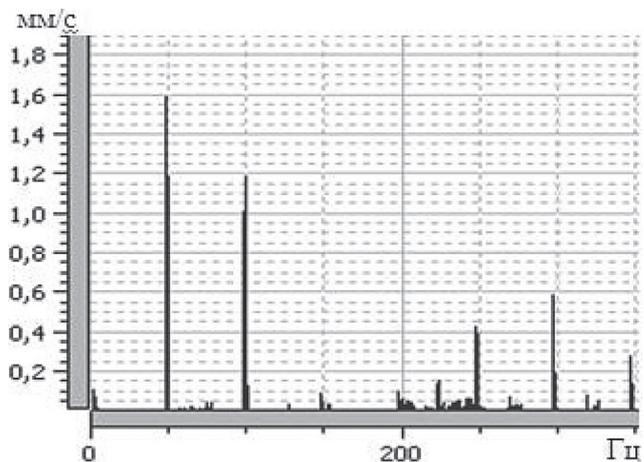


Рис. 6

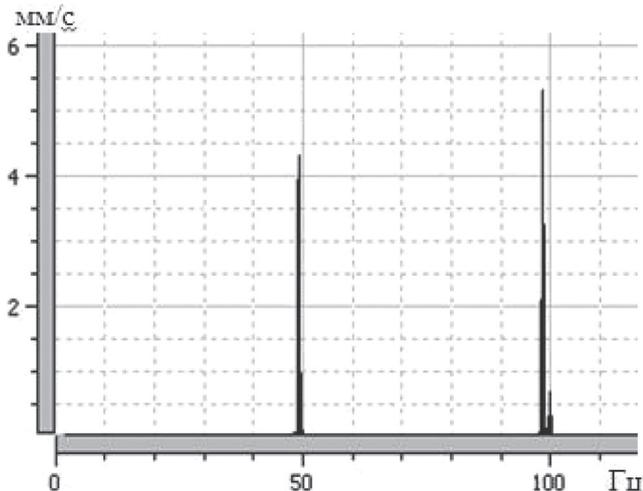


Рис. 7



Рис.8

ние уровня вибрации и шума; снижение работоспособности и надежности машин.

На практике расцентровка – это превышение допусков на центровку. Допуски на центровку задаются по двум параметрам: угловой несоосности и параллельному смещению. Чаще всего встречается смешанная расцентровка. Как правило, на расцентровку валов при проведении виброконтроля указывает наличие в спектре вибрации 1-й и 2-й гармоники оборотной частоты. Именно это мы и наблюдали при снятии спектра вибрации в ТПЦ на центробежном насосе № 2 станции 12 бар. В данном случае виброскорость достигала 5,25 мм/с, что является выше нормы согласно ГОСТ 10816-3-99 (рис. 7).

Для устранения расцентровки используется прибор «Easy Laser E420» (рис. 8).

При проведении центровки необходимо выполнить предварительные проверки и определить корректировки; смонтировать приспособление или систему центровки; проверить и устранить «мягкую лапу»; измерить несоосность; оценить состояние центровки оборудования; выполнить точную центровку; повторно измерить центровку и задокументировать результаты работы.

Центровка данного насоса позволила снизить уровень вибрации до 1,2 мм/с, что является приемлемым для данного типа оборудования согласно ГОСТ 10816-3-99 (рис. 9).

При тщательной выверке соосности валов машин непосредственно экономится 7–12% годовых затрат на приобретение запчастей (подшипники, манжеты, муфты); до 60% затрат на восстановление валов и корпусных деталей; 5–12% электроэнергии; значительно сокращаются убытки, связанные с простоем и ремонтом машин.

Выводы

Проведение виброналадочных работ позволяет избежать значительных затрат, связанных с ремонтом и эксплуатацией оборудования. Это позволяет говорить о том, что вибродиагностика вместе с виброналадкой являются важнейшей целью профилактического техобслуживания, позволяющего продлить срок службы оборудования, сократить многочисленные расходы на его ремонт и эксплуатацию.

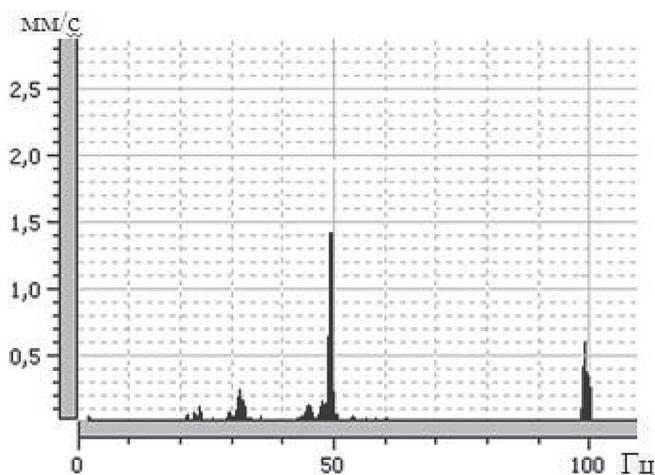


Рис. 9



УДК 669.094.82

Поступила 31.01.2017

ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ СИСТЕМЫ СТАТИЧЕСКИХ ТИРИСТОРНЫХ КОМПЕНСАТОРОВ НА ПРИМЕРЕ ОАО «БМЗ» EFFECTIVENESS OF STATIC THYRISTOR COMPENSATORS SYSTEMS ON THE EXAMPLE OF OJSC «BSW»

А. И. РОЖКОВ, А. И. РОЖКОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: andreyrogov73@yandex.ru,

В. В. ЛОГВИН, А. В. КОЗЛОВ, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: logvv@tut.by,

О. М. ГРУДНИЦКИЙ, А. В. ФЕКЛИСТОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: ovs.tu@bmz.gomel.by

A. I. ROZHKOVA, A. I. ROZHKOVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin City, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: andreyrogov73@yandex.ru,

V. V. LOGVIN, A. V. KOZLOV, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: logvv@tut.by,

O. M. GRUDNITSKY, A. V. FEKLISTOV, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin City, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: ovs.tu@bmz.gomel.by

В статье рассматриваются вопросы технической и экономической эффективности системы статических тиристорных компенсаторов на примере Белорусского металлургического завода. Представлена информация об исследованиях системы электроснабжения электросталеплавильных цехов. Приведены данные величины высших гармоник дуговой сталеплавильной печи и печи-ковша. Показаны графики тока, напряжения, мощностей при работе дуговой сталеплавильной печи как с системой тиристорных компенсаторов, так и без нее.

The issues of technical and cost efficiency of system of statistical thyristor compensators on the example of the Belarusian steel works are considered. Information on researches of system of power supply of arc-furnace melting shops is provided. The data of the highest harmonicas of the arc steel-melting furnace and ladle furnace are specified. The diagrams of current, voltage, capacities during the operation of the arc arc melting furnace both with system of thyristor compensators, and without it are provided.

Ключевые слова. Система статических тиристорных компенсаторов, фликкер-эффект, высшие гармоники, дуговая сталеплавильная печь, печь-ковш, электроды, активная, реактивная, полная мощность, расход электродов, кордовые марки сталей.

Keywords. System of static thyristor compensators, flicker effect, the highest harmonicas, arc steel-smelting furnace, ladle furnace, electrodes, active, reactive, full capacity, consumption of electrodes, cord steel brands.

Белорусский металлургический завод является одним из самых мощных потребителей электроэнергии в Гомельской области. Две трети электроэнергии потребляется тремя дуговыми сталеплавильными печами (ДСП) и двумя установками печь-ковш (ПК). Мощность печных трансформаторов – по 95 МВА, печи-ковша – 20 МВА [1].

Описанный в любом учебнике по электроснабжению пример, когда на металлургическом заводе три печи, то их график работы составляется так, чтобы две работали, а третья в это время не работала с целью уменьшения пиковой потребляемой мощности, на БМЗ не выполняется. Выплавка стали в ДСП – процесс настолько непредсказуемый и трудно прогнозируемый, что выполнение описанного выше алгоритма практически невозможно. Второй момент – экономически выгодно загружать ДСП по максимуму, чем не включать одну из трех печей, пока работают две другие.

Сотрудниками БМЗ совместно с другими организациями была проведена работа по определению эффективности работы системы статических тиристорных компенсаторов. На рис. 1–3 показаны изме-

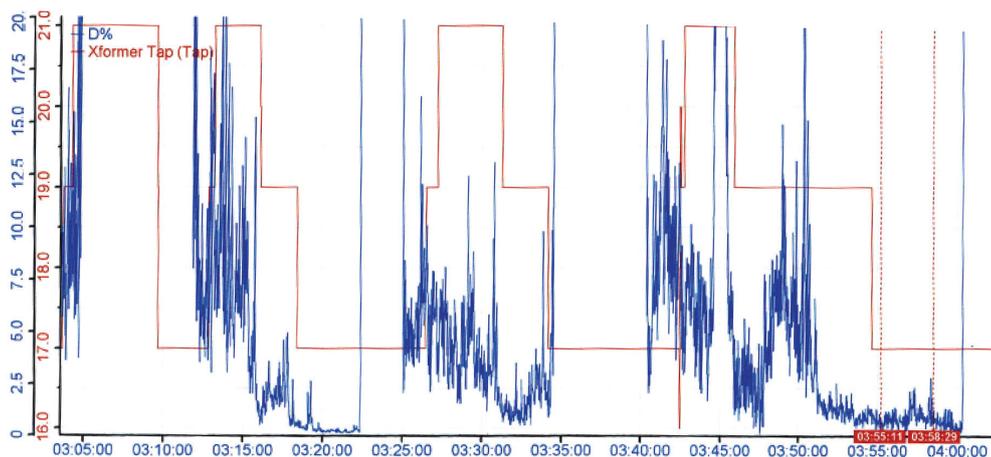


Рис. 1. Изменение доли высших гармоник токов (синий график) и номера работающей ступени (красный график) за время одной плавки

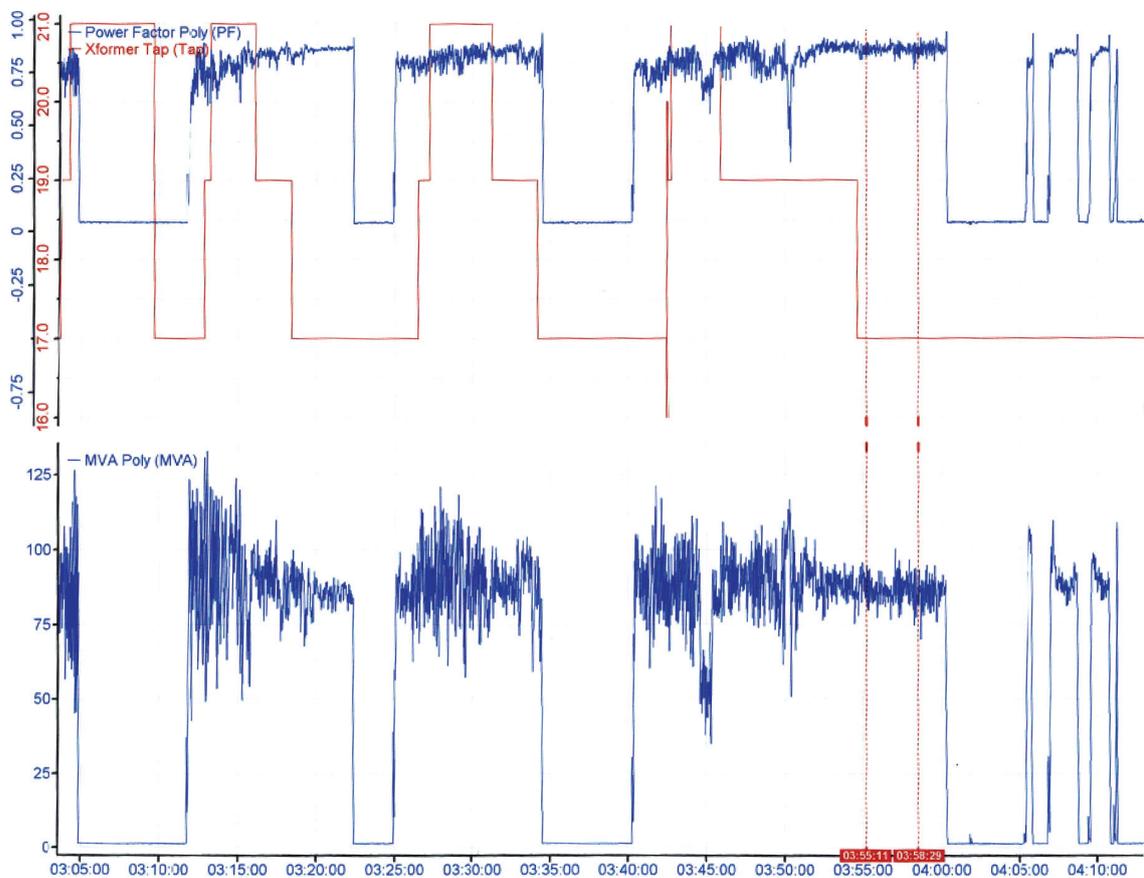


Рис. 2. Изменение коэффициента мощности (синий график сверху) и полной мощности S (синий график внизу) за время одной плавки

нения электрических параметров ДСП за время одной плавки. В табл. 1 приведены значения токов высших гармоник ДСП и ПК относительно тока первой гармоники. Как видно из рисунков, ДСП является достаточно сложным электроприемником: токи, мощности, доля высших гармоник токов изменяются в широких пределах и очень быстро. Только система статических тиристорных компенсаторов может оперативно снизить негативное воздействие на питающую сеть.

Таблица 1. Гармоники тока ДСП и ПК, %, относительно тока первой гармоники

№	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
ДСП	5,2/12,8	7/15,1	2,5/5,1	4/6,7	1,3/2,8	1,5/3,6	0,8/1,5	0,9/1,8	0,6/1,1	0,6/1,2
ПК	1,5/2,8	3,2/4,9	0,6/1,1	2,3/3,6	0,5/1,0	1,2/2	0,2/0,4	0,3/0,7	0,1/0,2	0,2/0,5

Примечание: среднее значение/максимальное значение.

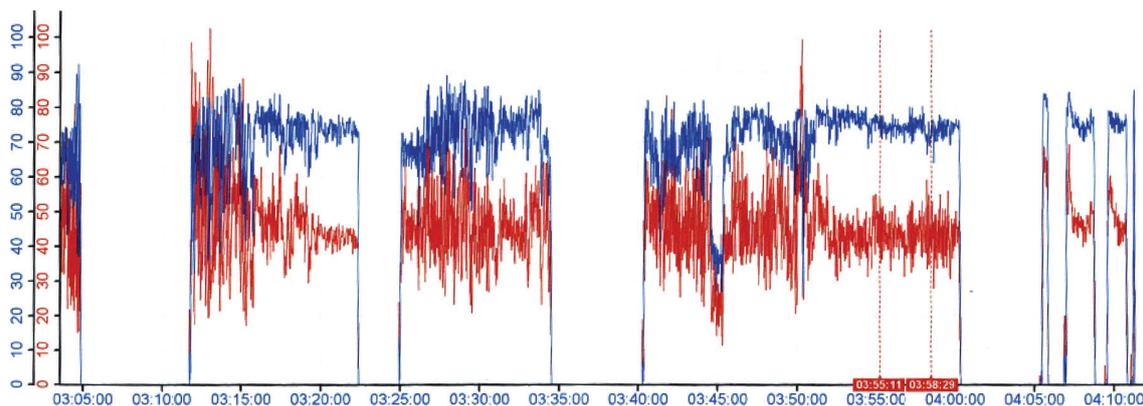


Рис. 3. Изменение активной (синий график) и реактивной мощностей (красный график) за время одной плавки

Так как мощность трансформатора ПК почти в 5 раз меньше мощности печного трансформатора, потребление электроэнергии гораздо более равномерное, высших гармоник тока меньше, то влияние работы ПК на электрическую сеть не рассматривается.

После оценки работы ДСП и ПК как электроприемников была произведена оценка системы электроснабжения. Для этого было проведено два опыта по набросу реактивной нагрузки на сеть, которая до этого работала в режиме холостого хода. Испытания в режимах эксплуатационных коротких замыканий проводили при отключенном тиристорном компенсаторе реактивной мощности.

Экспериментальные и расчетные данные испытаний системы электроснабжения ДСП приведены в табл. 2.

Таблица 2. Определение параметров электрической сети

Номер испытания	Режим сети	U_{AB} , В	U_{BC} , В	U_{CA} , В	U_{cp} , В	Q , квар	X_c , Ом	$S_{кз}$, МВА
1	Холостой ход	33 207	33 242	33 144	33 198	–	2,04	534
	Наброс	28 658	28 349	28 584	28 530	65 274		
2	Холостой ход	33 207	33 333	33 099	33 213	–	2,06	529
	Наброс	28 778	28 275	28 458	28 504	64 944		

Примечания. U – линейные напряжения на шинах 33 кВ; Q – реактивная мощность; X_c – реактивное сопротивление сети; $S_{кз}$ – мощность трехфазного короткого замыкания на шинах 33 кВ.

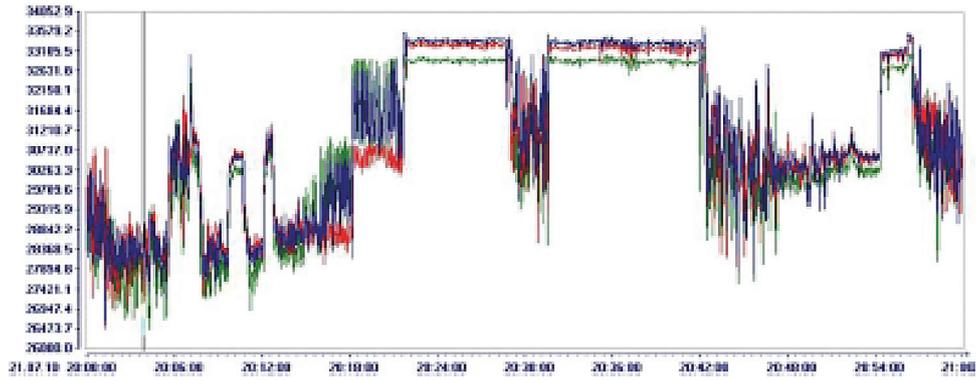
Затем были проведены эксперименты, когда вместо потребителей реактивной энергии подключали ДСП и ПК при отключенном СТК. На рис. 4 представлены результаты измерений напряжения на шинах 33 кВ, активной, реактивной и полной мощности, потребляемой ДСП № 1 и ДСП № 2, и дозы фликера P_{st} при отключенном СТК. Как видно из рисунка, напряжение на шинах 33 кВ в режиме холостого хода составляет 32,8–33,1 кВ. Включение любой из ДСП приводит к снижению среднего значения напряжения до 30–31 кВ в зависимости от режима работы ДСП и ступени напряжения трансформатора ДСП. Одновременная работа двух ДСП и ПК вызывает снижение среднего значения напряжения до 28 кВ. Дальнейшее увеличение нагрузки не имеет смысла, так как это приведет к значительному ухудшению работы ДСП и ПК как технологических агрегатов. Суммарная активная мощность электропечной нагрузки в режиме работы без СТК составляет 127–130 МВт, потребляемая реактивная мощность – 95–100 МВАр.

На рис. 5 приведены результаты измерений дозы фликера P_{st} при отключенном СТК. Максимальные значения дозы фликера P_{st} составляют около 3,5.

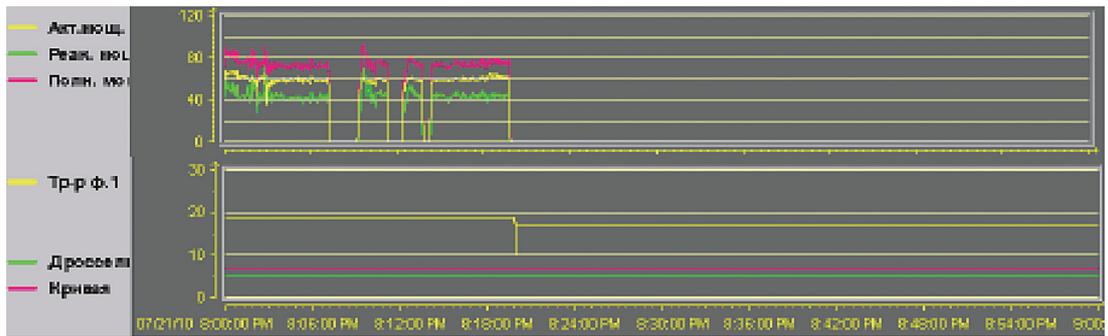
Далее были проведены исследования по оценке влияния работы ДСП и ПК на электрическую сеть с включенной и выключенной СТК. Результаты измерений электрических нагрузок ДСП № 1, ДСП № 2, АПК и показателей качества электроэнергии приведены в табл. 3.

Таблица 3. Параметры электрической сети с работающим и отключенным СТК при различной нагрузке

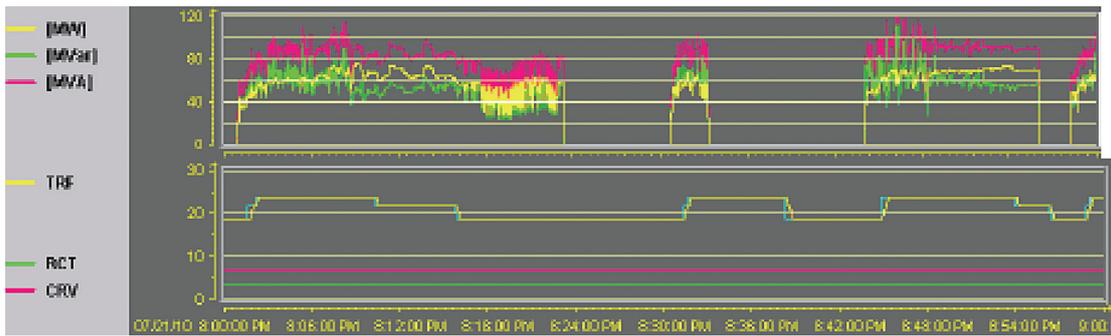
Нагрузка	P , МВт	Q , МВАр	U_{33} кВ, %	P_{st}	СТК
ДСП № 1	65–70	45–50	99,5	2,3–2,5	Работает
ДСП № 2	75–80	55–60	99,5	2,7–2,8	То же
ПК	11–12	7	–	–	»
ДСП № 1 + ДСП № 2 + ПК	140–150	100–112	94,5	3,5	»



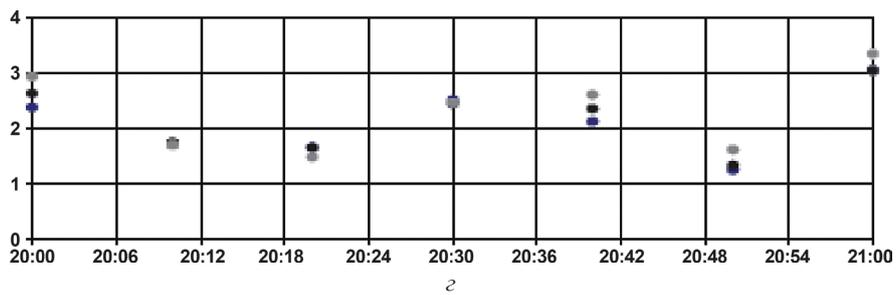
a



b



b



z

Рис. 4. Работа ДСП без СТК: а – напряжения на шинах 33 кВ; б, в – мощность активная, реактивная, полная ДСП № 1 и № 2 соответственно; з – доза фликера P_{st} на интервале измерения 10 мин

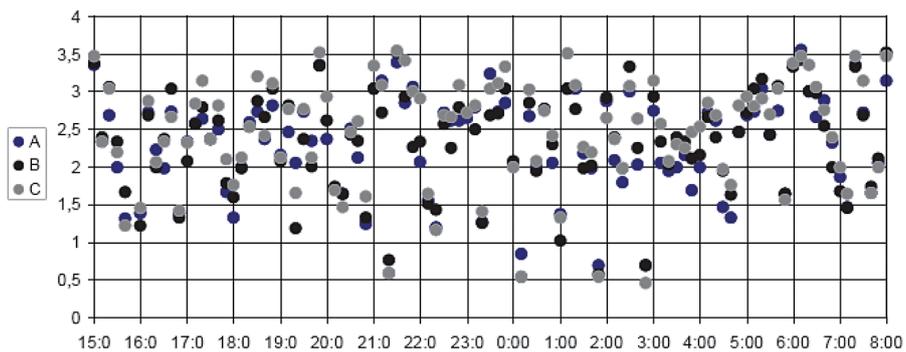
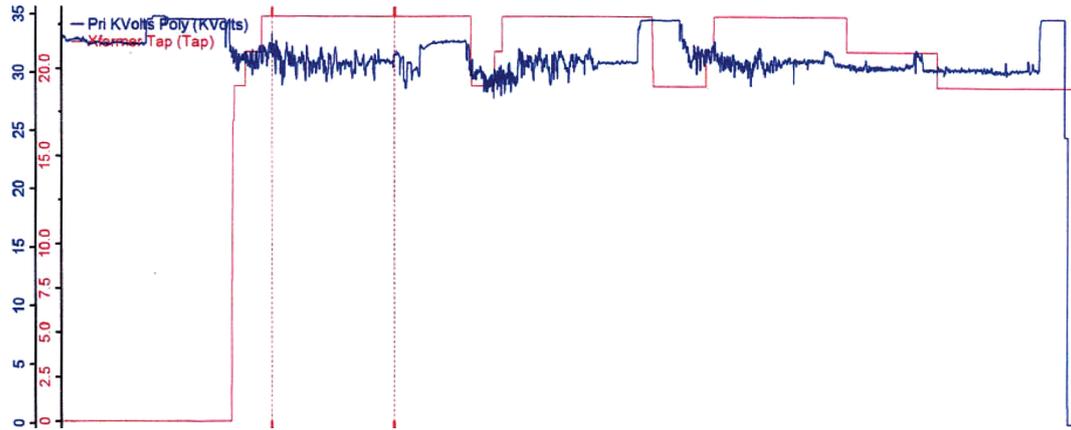
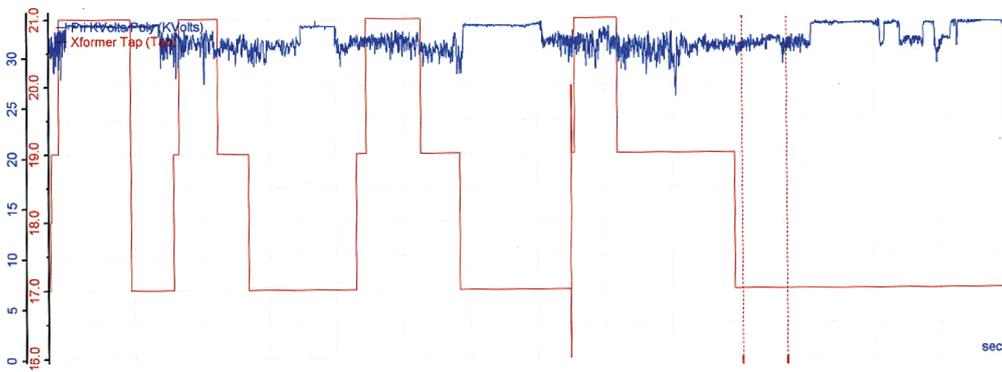


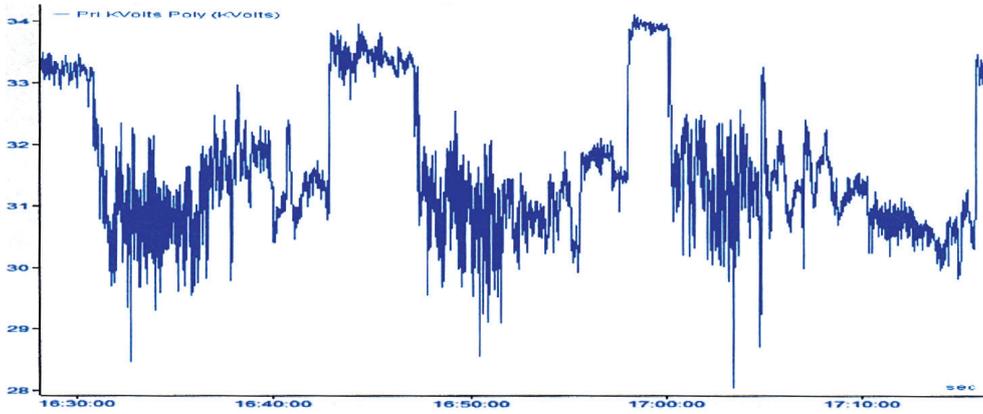
Рис. 5. Результаты измерений дозы фликера P_{st} на интервале измерения 10 мин



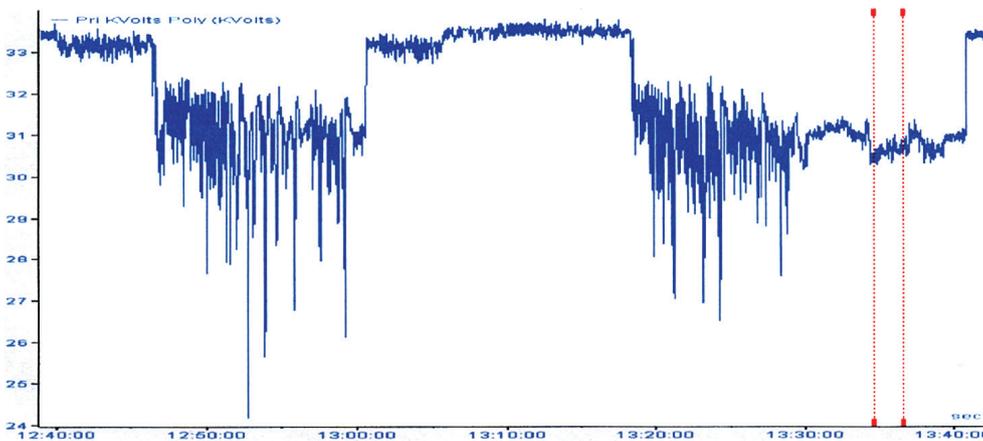
a



b



v



z

Рис. 6. Изменения напряжения питающей сети при включенном (a, б) и выключенном (в, з) СТК: в – напряжение холостого хода: 34 673 В; з – напряжение холостого хода: 33 240 В

Нагрузка	P , МВт	Q , МВАр	$U_{33 \text{ кВ}}$, %	P_{st}	СТК
ДСП № 1			91	3–3,2	Отключен
ДСП № 2			91	3–3,2	То же
ПК	12	7	99,7	–	»
ДСП № 1 + ДСП № 2 + ПК	127–130	95–100	86	3,5	»

На рис. 6 показаны изменения напряжений питающей сети при включенном (a, \bar{b}) и выключенном (b, \bar{c}) СТК. К сожалению, замеры проводили в различное время и на разных печах, поэтому полученные результаты не являются абсолютно достоверными. Вместе с тем, хорошо видно, настолько СТК сглаживает колебания и просадки напряжения.

С целью оценки экономической эффективности был проведен сравнительный анализ изменения технологических параметров одной и той же ДСП за один и тот же месяц 2013 и 2014 гг. при похожем сортаменте (13–15% – кордовые марки сталей, остальные – рядовые). Он показал, что применение СТК позволяет снизить расход электроэнергии на ДСП на 13,6%, время под током уменьшается на 1,73%, расход электродов марки УНР одного и того же производителя – на 5,64%. Расход электродов на ПК различных производителей уменьшается на 6,89%. Полученные данные несколько отличаются от опубликованных в открытых источниках. Согласно [1], время работы под током снижается на 11%. Количественные характеристики эффективности использования СТК по снижению удельных расходов электроэнергии и электродов приводятся компаниями АБВ, Nokian Capacitors и даны в [2, 3]. При установке компенсатора в схемах электроснабжения ДСП минимальный эффект по снижению удельных расходов электродов оценивается на уровне 6–8%, а удельных расходов электроэнергии – 10–12%. На наш взгляд, это объясняется различным сортаментом, марками электродов, различиями в системах электроснабжения.

Литература

1. **Влияние** дуговых электропечей на системы электроснабжения / Под ред. М. Я. Смелянского и Р. В. Минеева. М.: Энергия, 1975. 184 с.
2. **Чуприков В. С.** Расчет влияния тиристорного компенсатора реактивной мощности на длительность плавки в ДСП: Сб. науч. тр. ВНИПИ Тяжпромэлектропроект «Новые разработки в области проектирования электроснабжения и электрооборудования электротермических установок». М.: Энергоатомиздат, 1992.
3. **Повышение** мощности электропередачи при помощи статических систем компенсации реактивной мощности: Докл. на Шведском энергетическом симпозиуме. М., декабрь 1983 г.

References

1. **Vlijanie** dugovyh jelectropechej na sistemy jelectrosnabzhenija [Influence of electric arc furnaces in the power supply system]. Moscow, Energiya Publ., 1975.
2. **Chuprikov V. S.** Raschet vlijanija tiristorного kompensatora reaktivnoj moshhnosti na dlitel'nost' pлавki v DSP. Sbornik nauchnyh trudov VNIPI Tjazhpromjelectroprojekt «Novye razrabotki v oblasti proektirovanija jelectrosnabzhenija i jelectrooborudovanija jelectrotermicheskikh ustanovok [The calculation of the impact of the thyristor VAR compensator on the duration of melting in the EAF. Collection of scientific works VNIPI Tyazhpromelectroprojekt «New developments in the design of power supply and electrical equipment electrothermal installations]. Moscow, Jenergoatomizdat Publ., 1992.
3. **Povyshenie** moshhnosti jelectroperedachi pri pomoshhi staticheskikh system kompensacii reaktivnoj moshhnosti. Doklad na Shvedskom jenergeticheskom simpoziume [Increased power transmission systems using static Reactive power compensation. Report on the Swedish energy symposium]. Moscow, December, 1983.



УДК 621.774.35

Поступила 10.02.2017

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ СКОРОСТИ ОПРАВКИ РАСКАТНОГО НЕПРЕРЫВНОГО ПРОКАТНОГО СТАНА С ПОМОЩЬЮ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

DETERMINATION OF THE OPTIMAL SPEED OF THE MANDREL IN THE CONTINUOUS REELING MILL USING NUMERICAL SIMULATION

Ю. Л. БОБАРИКИН, Я. И. РАДЬКИН, Гомельский государственный технический университет
им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: kaf_metallurgy@gstu.by

Yu. L. BOBARIKIN, Ya. I. RADKIN, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj,
Gomel city, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: kaf_metallurgy@gstu.by

Создана адекватная численная модель процесса раскатки гильз на трехвалковом непрерывном стане и произведен ряд численных экспериментов процесса раскатки труб. На основании анализа напряженно-деформированного состояния очага деформации черновой трубы были определены оптимальные скоростные режимы оправки, обеспечивающие снижение износа прокатных валков и оправок, который непосредственно влияет на качество черновых труб.

A proper numerical model of expanding process on a three roll continuous reeling mill was created and number of numerical experiments of the process of tubes rolling were performed. Based on the analysis of the stress-strain state of a rough tubes deformation zone, optimal speed rates of the mandrel providing the decrease in mill rolls and deterioration of mandrel which direct influences on the quality of rough tubes were determined.

Ключевые слова. Бесшовные трубы, непрерывная раскатка, численное моделирование, метод конечных элементов.

Keywords. Seamless pipes, continuous expanding process, numerical simulation, finite element method.

Одним из основных способов производства горячедеформированных бесшовных труб является прокатка на трубопрокатных агрегатах (ТПА) с непрерывным станом.

Агрегаты с непрерывным станом в силу их значительной мощности весьма перспективны для производства труб массового назначения. На раскатных станах производят трубы широкого сортамента и практически любого назначения: трубы нефтяного сортамента, обсадные, котельные, трубы из специальных сталей и сплавов, трубы для производства колец подшипников [1].

В связи с увеличением выпуска сортамента труб, повышением требований к качеству бесшовных труб необходимо дальнейшее развитие и совершенствование технологического процесса прокатки горячедеформированных бесшовных труб. Таким образом, весьма актуальным является исследование и совершенствование процесса непрерывной прокатки труб с целью обоснования рациональных калибровок валков, скоростных режимов прокатки, повышения стойкости прокатного инструмента и улучшения качества горячедеформированных бесшовных труб.

Важнейший этап прокатки труб – раскатка гильзы в черновую трубу. Деформация трубы при непрерывной раскатке происходит в последующее в располагаемых калибрах между перемещающейся оправкой и прокатными валками. Стан имеет клеть предварительного обжатия заготовки и группу деформирующих клетей, расположенных за ней (рис. 1).

Значительное влияние на процесс раскатки оказывает правильный выбор скоростных режимов прокатки. При определении оптимального скоростного режима раскатки необходимо учитывать, что при использовании контролируемо-перемещаемых оправок отсутствует зона отставания металла в очаге деформации.

Цель работы – определить оптимальные скоростные режимы контролируемо-перемещаемой оправки для получения профиля трубы 168,3×4,5 мм из стали 20, позволяющие снизить износ прокатного инструмента и повысить качество черновой трубы.

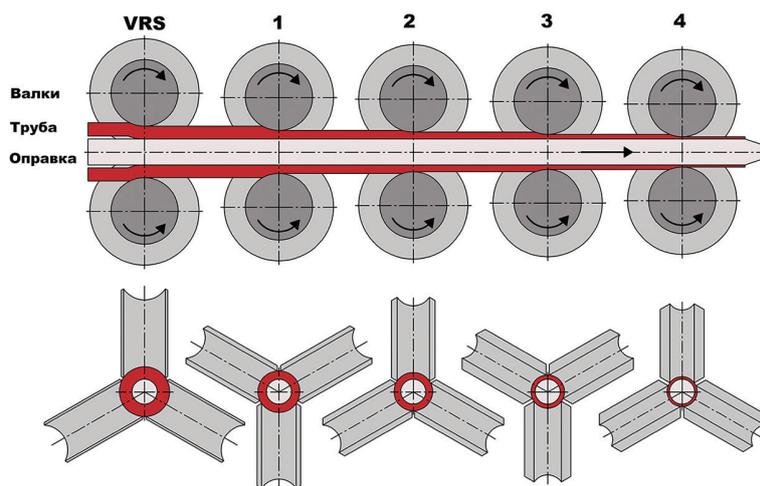


Рис. 1. Схема раскатки гильз на трехвалковом непрерывном стане: 1–4 – номер клетки

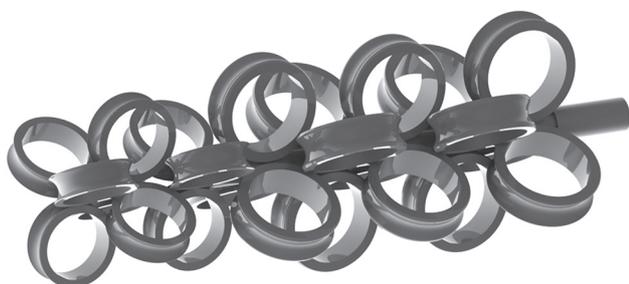


Рис. 2. Трехмерная модель раскатки на трехвалковом непрерывном стане

В качестве методики исследования был выбран метод численного моделирования. Данный метод позволяет проводить виртуальные эксперименты процессов обработки материалов давлением, которые дают возможность давать оценку напряженно-деформированного и теплового состояния заготовки в процессе обработки; определять нагрузки, действующие на инструмент, а также прогнозировать дефекты в заготовках и износ инструмента в процессе эксплуатации. Такой метод отличается высокой точностью, так как в его основе лежит комплекс

математических зависимостей реологии упругой и пластической деформации металлов, законов и теорем механики сплошных сред.

Была построена трехмерная модель процесса раскатки гильз на трехвалковом непрерывном стане (рис. 2).

Задача будет решаться в формулировке Лагранжа-Эйлера. Объемная модель заготовки (гильзы) разбивается на 24 776 трехмерных гексаэдрических конечных элементов. Для материала гильзы принимается упругопластическая модель Мизеса, включающая деформационное пластическое упрочнение и эффект Боушингера, для моделирования износа прокатного инструмента использована модель Арчарда [2, 3].

В качестве исходных данных для создания модели использовали параметры из таблицы прокатки для производства трубы 168,3×4,5 мм из стали 20 и настройки стана в условиях реального производства (табл. 1).

Таблица 1. Входные данные для построения численной модели

Размер готовой трубы, мм		168×4,5	
Размер гильзы после прошивного стана, мм		215×13,8	
Размер черновой трубы, мм		184,3×4,38	
Марка стали		20	
Температура прокатываемой трубы, °С		1080	
Скоростные режимы прокатки	Прокатные клетки	VRS, об/мин	497
		1, об/мин	569,3
		2, об/мин	673
		3, об/мин	656,5
	4, об/мин	639	
Контролируемо-перемещаемая оправка, мм/с		2,3	

При моделировании раскатки был принят ряд следующих допущений:

- материал деформируемого тела (заготовки) – изотропный, сплошной, несжимаемый, пластичный;
- валки и оправка – абсолютно жесткие тела;
- температура валков в процессе раскатки – постоянна;
- контактное трение подчиняется закону Амонтона-Кулона, вид трения – полусухой.

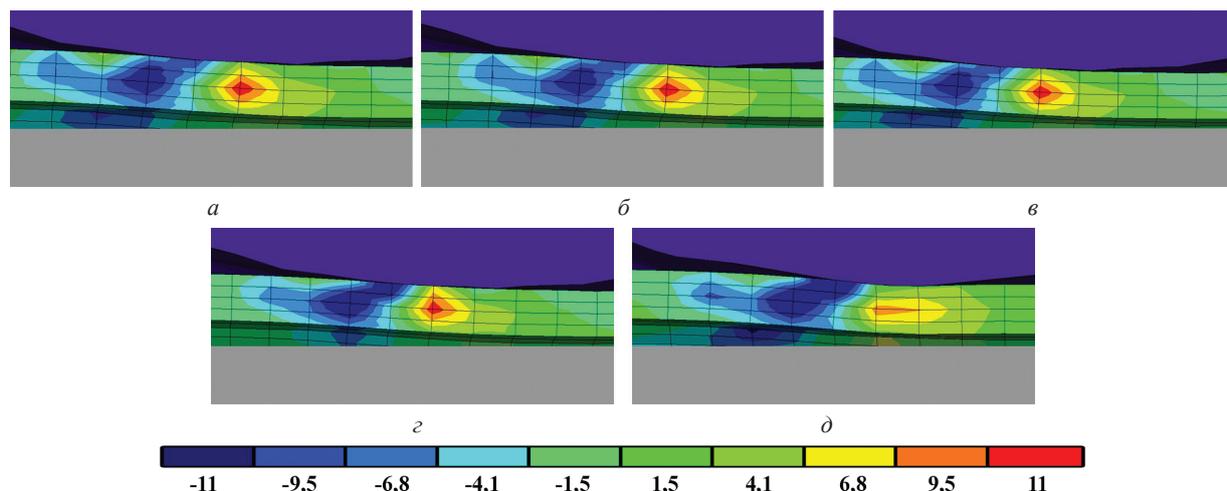


Рис. 3. Напряжения в продольном сечении очага деформации клетки предварительного обжатия VRS, МПа: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4; д – режим 5

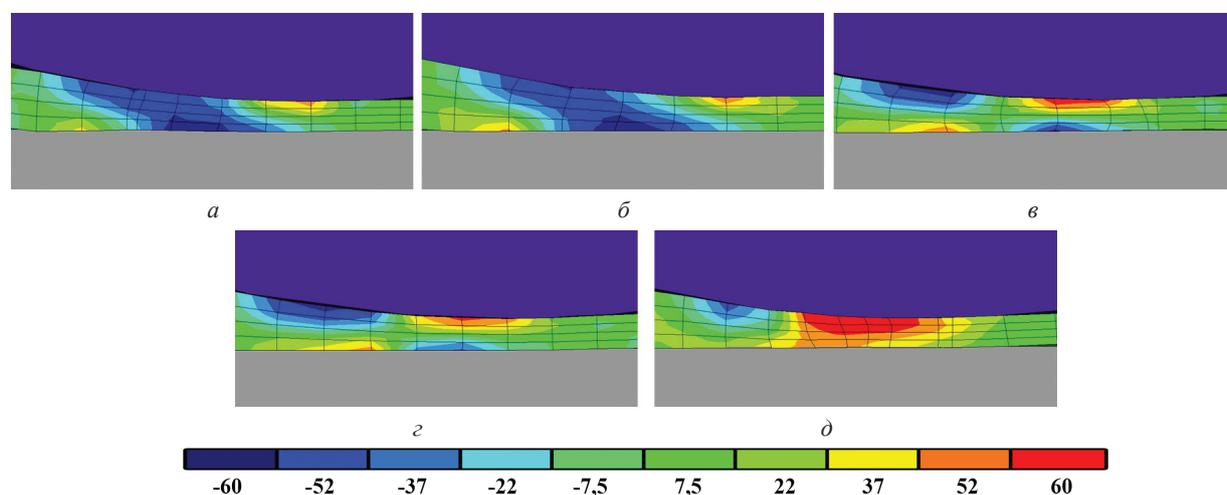


Рис. 4. Напряжения в продольном сечении очага деформации клетки № 1: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4; д – режим 5

Адекватность модели доказана сравнением величин, полученных в результате численного эксперимента, с данными, полученными на действующем оборудовании (табл. 2) [3].

Таблица 2. Сравнение фактических и расчетных параметров раскатки

Сравниваемые параметры		Фактические значения	Расчетные значения
Диаметр черновой трубы, мм		184,3	184,7
Толщина стенки черновой трубы, мм		4,38	4,3
Скорость гильзы на выходе, м/с		4	3,97
Усилие, действующее на клетки, кН	VRS	97	106
	1	2004	2031
	2	1608	1593
	3	387	402
	4	29	44

Для определения оптимальных настроечных параметров раскатного стана был проведен ряд виртуальных экспериментов с различными скоростными режимами контролируемо-перемещаемой оправки (1,7, 2,0, 2,3, 2,6 и 2,9 мм/с), а также анализ напряженно-деформированного состояния очага деформации трубы в процессе раскатки. Результаты численного моделирования представлены в виде цветокодированных диаграмм распределения напряжений в продольном (рис. 3–7) и поперечном сечении (рис. 8–12) очага деформации каждой клетки раскатного стана, где синим цветом обозначены очаги со всесторонним растяжением, а красным – очаги со всесторонним сжатием.

Поля распределения напряжений в продольном сечении клетки предварительного обжатия имеют схожий вид, так как отсутствует контакт с перемещаемой оправкой (рис. 3).

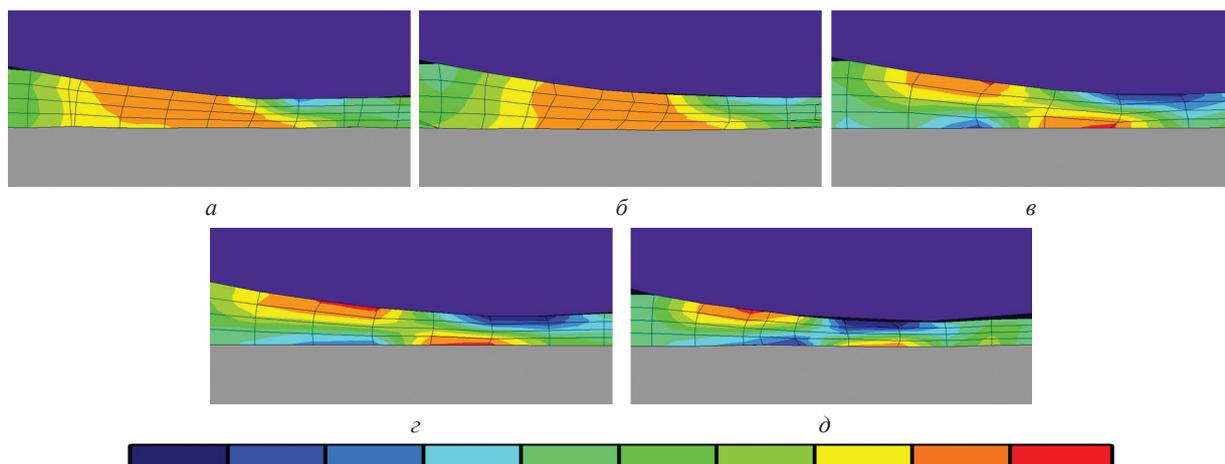


Рис. 5. Напряжения в продольном сечении очага деформации клетки № 2: *a* – режим 1; *б* – режим 2; *в* – режим 3; *г* – режим 4; *д* – режим 5

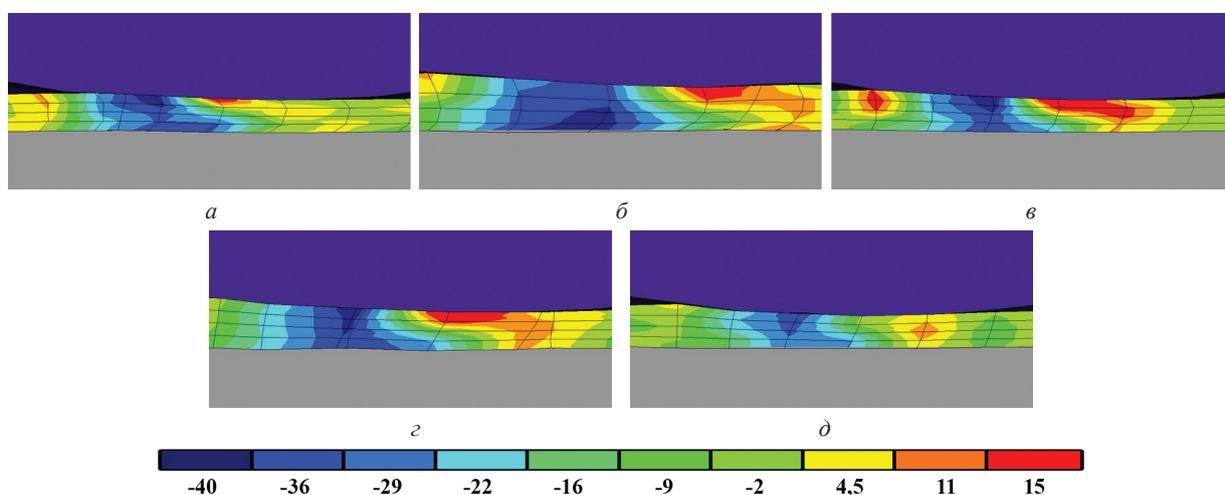


Рис. 6. Напряжения в продольном сечении очага деформации клетки № 3: *a* – режим 1; *б* – режим 2; *в* – режим 3; *г* – режим 4; *д* – режим 5

В клетки № 1 с увеличением скорости оправки изменяется картина распределения напряжений, при скоростях оправки меньше скорости металла очаг деформации представляет собой зону со всесторонним сжатием (рис. 4, *д*), а при скорости оправки больше скорости металла в очаге деформации возникают напряжения растяжения (см. рис. 4, *а, б*). Наиболее оптимальные скоростные режимы оправки 3 и 4 (рис. 4, *б, в*), так как при данных скоростях наблюдается более равновесное распределение напряжений в очаге деформации.

С увеличением скорости металла после выхода из клетки № 1 изменяются поля распределения напряжений, теперь при скоростных режимах 1 и 2 (рис. 5, *а, б*) в очаге деформации наблюдаются напряжения сжатия, при скоростных режимах 3, 4, 5 (рис. 5, *в, г, д*) на входе металла в очаг деформации со стороны поверхности валка имеют место напряжения сжатия, а со стороны оправки – растяжения. На выходе из очага деформации на контакте с оправкой металл имеет положительные величины напряжений, а с поверхностью валков – отрицательные.

В клетки № 3 (рис. 6) поля распределения напряжений при всех скоростных режимах на входе в очаг деформации характеризуются растяжением. Границы полей имеют форму диагональных линий, наклоненных в сторону движения металла. Далее по ходу движения заготовки напряжения постепенно переходят в зону всестороннего сжатия.

В очаге деформации клетки № 4 распределение напряжений более равномерно при режимах 1 и 2 (рис. 7, *а, б*), а при режимах 3, 4, 5 (рис. 7, *в, г, д*) имеет ярковыраженную зону сжатия.

Равномерное распределение напряжений в поперечном сечении при прокатке горячекатаных труб имеет важное значение, так как это значительно отражается на качестве готовых труб. Так, при знакопеременных напряжениях в радиальном сечении трубы часто встречаются такие дефекты, как граненность, разностенность, искажение геометрии.

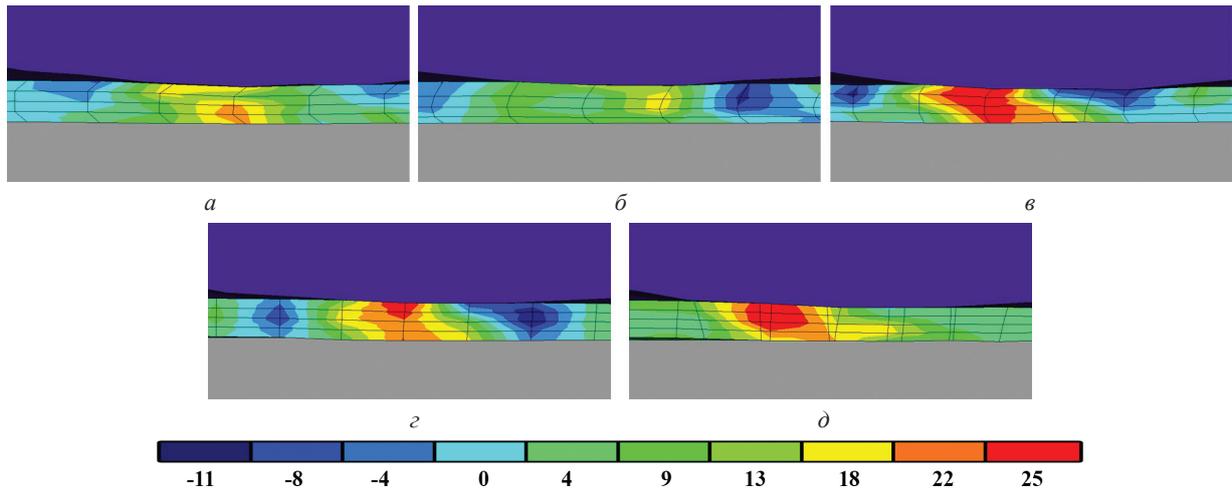


Рис. 7. Напряжения в продольном сечении очага деформации клетки № 4: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4; д – режим 5

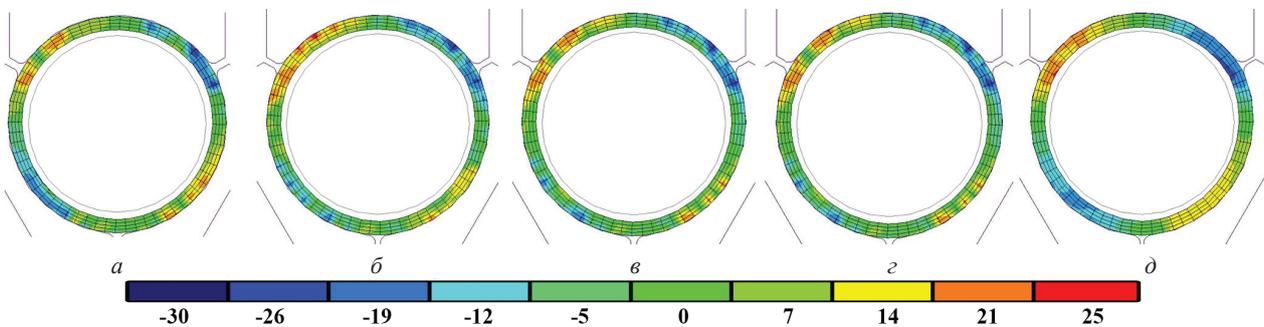


Рис. 8. Напряжения в поперечном сечении очага деформации клетки предварительного обжатия VRS: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4; д – режим 5

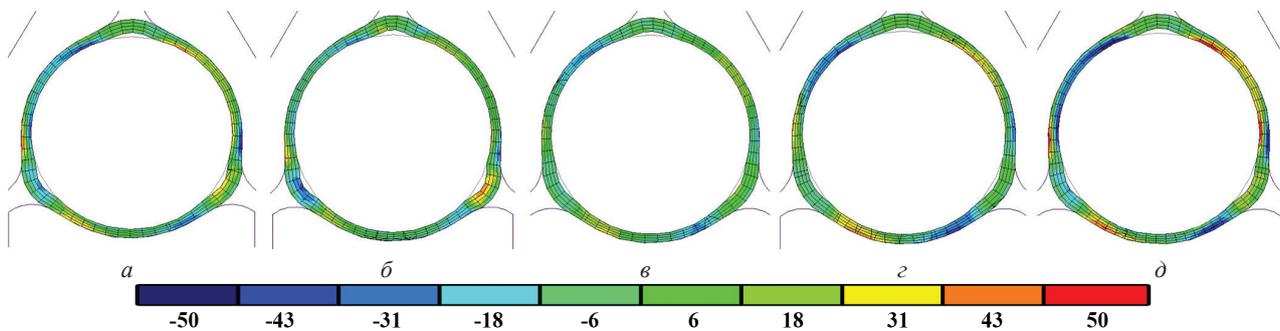


Рис. 9. Напряжения в поперечном сечении очага деформации клетки № 1: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4; д – режим 5

В клетки предварительного обжатия распределение напряжений при всех скоростных режимах идентично (рис. 8). В основных деформирующих клетях № 1 и 2 (рис. 9, 10) наиболее оптимальным скоростным режимом является режим 3. При такой скорости оправки очаг деформации имеет более равновесную схему распределения напряжений.

При прохождении металла через клетки № 3 и 4 (рис. 11, 12) при всех скоростных режимах поля распределения напряжений имеют зоны растяжения и зоны сжатия, однако величины этих напряжений незначительны и не оказывают большого влияния на качество черновой трубы.

Кроме цветокодированных диаграмм распределения напряжений, при помощи численной модели были получены данные по нагрузке валков и оправки в процессе раскатки гильзы в черновую трубу (рис. 13).

В процессе раскатки гильзы в черновую трубу наиболее нагруженными являются клетки № 1 и 2, при прохождении через них металл подвергается наибольшему деформированию, что подтверждается цветокодированными диаграммами распределения напряжений.

При всех скоростных режимах нагрузка на клетки находится в одном диапазоне величин, однако при скоростном режиме 3 нагрузка в клетях № 1 имеет наименьшее значение, что благоприятно скажется на стойкости валков.

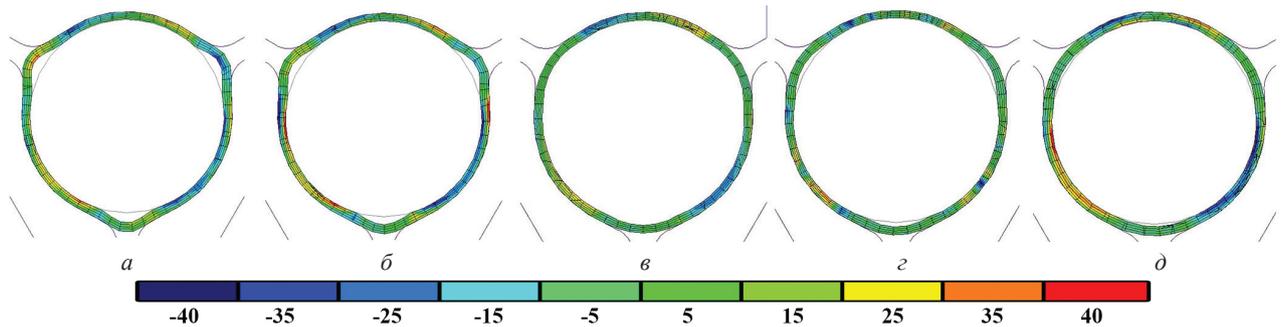


Рис. 10. Напряжения в поперечном сечении очага деформации клетки № 2: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4; д – режим 5

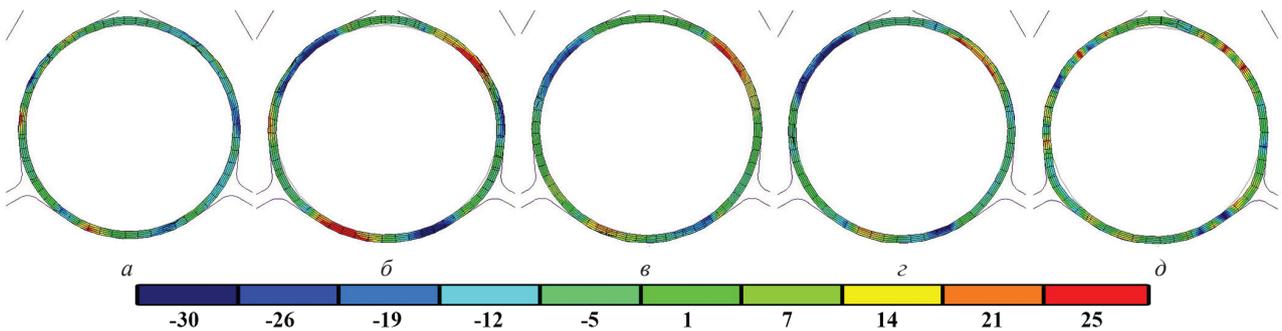


Рис. 11. Напряжения в поперечном сечении очага деформации клетки № 3: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4; д – режим 5

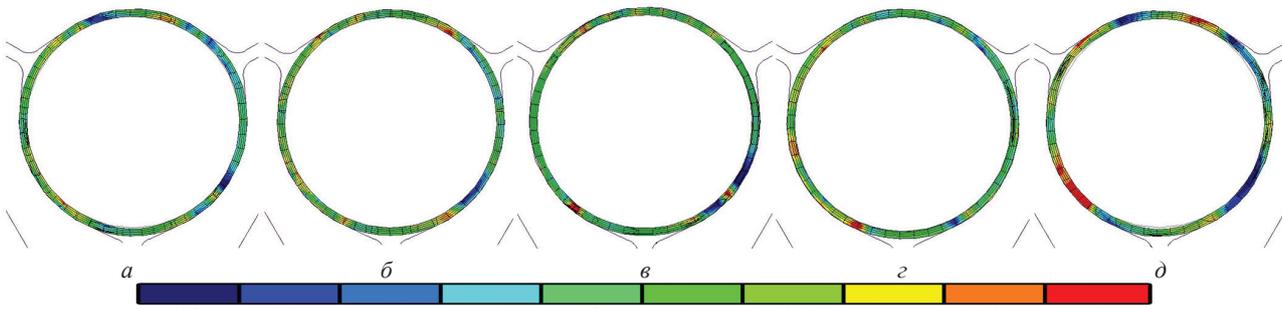


Рис. 12. Напряжения в поперечном сечении очага деформации клетки № 4: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3; г – режим 4; д – режим 5

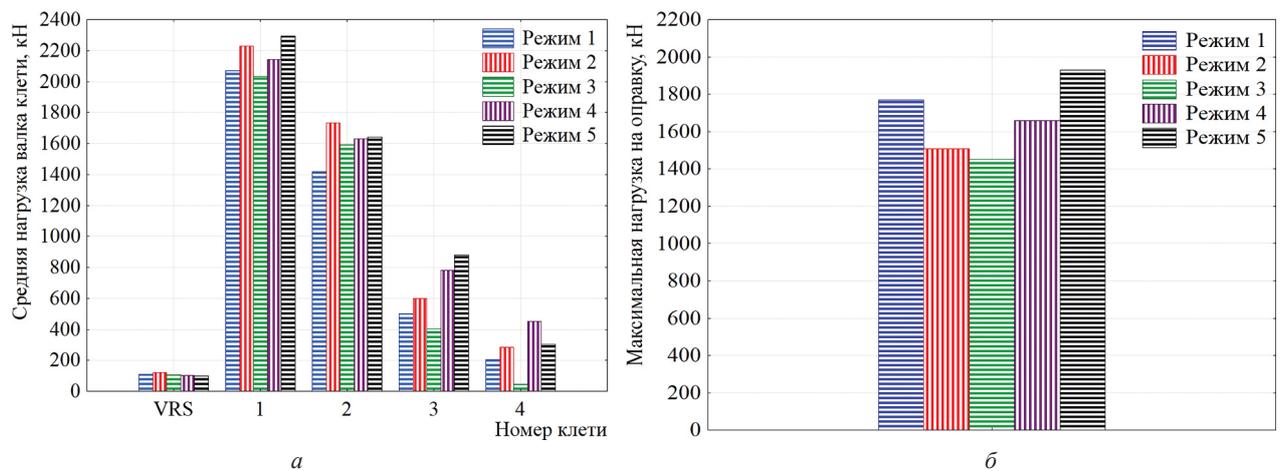


Рис. 13. Средние нагрузки, действующие на прокатный инструмент: а – средняя нагрузка, действующая на валки; б – максимальная нагрузка, действующая на оправку

Анализ нагруженного состояния оправки показал, что наиболее оптимальным скоростным режимом оправки является режим 3. Усилие, действующее на оправку со стороны металла, минимально по сравнению с другими режимами. Это обусловлено более равномерным распределением напряжений по всей поверхности оправки со стороны металла.

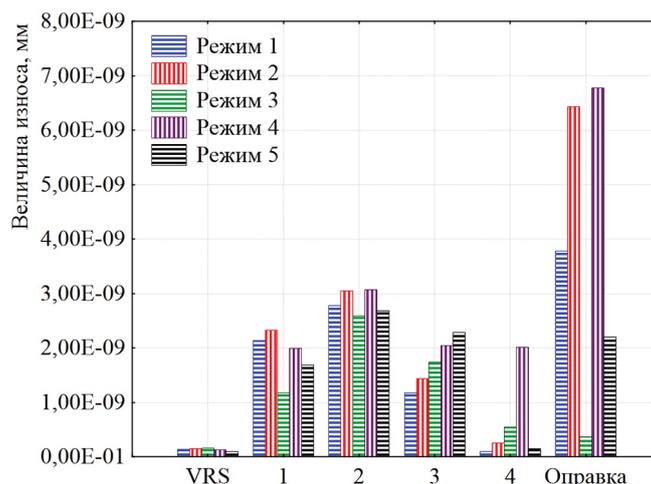


Рис. 14. Износ прокатного инструмента за один цикл прокатки трубы

Численная модель позволяет определять величину износа прокатного инструмента в процессе прокатки. Величину износа получаем в миллиметрах за один проход, т. е. за прокат одной трубной заготовки. Результаты исследования износа показаны на рис. 14.

Наибольшему износу подвержены клетки № 1 и 2, минимальное значение износа было получено при скоростном режиме 3. При режиме 3 величина износа оправки минимальна. Это связано с тем, что при равномерной нагрузке со стороны металла оправка движется по прямолинейной траектории, в то время как при воздействии по осям нагрузок различной величины оправка движется в сторону минимальной нагрузки.

Проведенные исследования позволили выполнить анализ напряженно-деформированного состояния металла в процессе раскатки трубы 168,3×4,5 мм из стали 20, определить влияние скоростного режима оправки на распределение напряжений в очаге деформации, величину износа валков и оправок, на значения нагрузок, действующих на прокатный инструмент.

Определено, что оптимальная скорость движения оправки при раскатке черновой трубы должна быть равна скорости металла на выходе из клетки № 1 раскатного стана. Например, для раскатки трубы 168,3×4,5 мм скорость движения оправки составляет 2,3 мм/с.

Литература

1. Данченко В. Н. Технология трубного производства / В. Н. Данченко, А. П. Коликов, Б. А. Романцев, С. В. Самусев. М.: Интернет инжиниринг, 2002. 638 с.
2. Бобарикин Ю. Л., Радкин Я. И. Адекватная численная модель процесса раскатки гильз на трехвалковом непрерывном стане и выбор метода оценки износа инструмента – Современные методы и технологии создания и обработки материалов. В 3-х кн. Кн. 3. Обработка металлов давлением. Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2016. 95 с.
3. Боровик П. В. Новые подходы к математическому моделированию технологических процессов обработки давлением / П. В. Боровик, Д. А. Усатюк. Алчевск: ДонДТУ, 2011. 299 с.

References

1. Danchenko V. N., Kolikov A. P., Romantsev B. A., Samusev S. V. *Technologia trubnogo proizvodstva* [Technology of tube making]. Moscow, Internet inzhiniring Publ., 2002. 638 p.
2. Bobarikin Yu. L., Radkin Ya. I. Adekvatnaya chislennaya model' protsessa raskatki gil'z na trehvalkovom nepreryvnom stane i vybor metoda otsenki isnosa instrumenta [Adequate numerical model of the expanding process on three roll continuous reeling mill and selection of methodology of wear and tear]. *Sovremennue metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov* [Modern techniques and technologies of production and processing of materials]. V 3 kn. Kn. 3. *Obrabotka metallov davleniem* [Press forming of metals]. Minsk, FTI NAN Belarusi Publ., 2016. 95 p.
3. Borovik P. V., Usatyak D. A. *Novye podhody k matematicheskomy modelirovaniyu tehnologicheskikh protsessov obrabotki davleniem* [New approaches to mathematical simulation of press forming proceses]. Alchevsk, DonDTU Publ., 2011. 299 p.



УДК 669.

Поступила 31.01.2017

РЕАЛИЗАЦИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ СИНЕРГЕТИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА ХОЛДИНГА «БЕЛОРУССКАЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ КОМПАНИЯ»

REALIZATION AND PROSPECTS OF DEVELOPMENT OF SYNERGETIC CAPACITY OF THE HOLDING «BELARUSIAN METALLURGICAL COMPANY»

А. И. РОЖКОВ, Д. Л. КОНОВАЛОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: ibm.tu@bmz.gomel.by, andreYROgkov73@yandex.ru

A. I. ROZHKOVA, D. L. KONOVALOV, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin City, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: ibm.tu@bmz.gomel.by, andreYROgkov73@yandex.ru

В работе описан синергетический эффект от создания холдинга «Белорусская металлургическая компания», приведен анализ актуальных направлений его реализации, выявлены перспективы развития синергетического потенциала. Показаны результаты на основе таких примеров, как изготовление ножей для рубки металлолома для предприятий холдинга силами других предприятий холдинга, изготовление мелющих кованых шаров из собственного металла, испытания подшипников производства ОАО «Минский подшипниковый завод» на Белорусском металлургическом заводе.

The synergy effect of creation of Belarusian Metallurgical Company holding is described in the article, the analysis of directions of its implementation is provided, the prospects of development of synergy potential are defined. The synergy effect is shown on examples of production of cut knives for scrap metal for the entities of holding by other enterprises of holding, production of the grinding forged balls from own metal, testing of bearings of JSC Minsk Bearing Plant at the Belarusian steel work.

Ключевые слова. Синергетический эффект, холдинг, кооперация, оптимизация складских запасов, расширение сырьевой базы, оптимизация технологических процессов, импортозамещение, централизация коммерческих функций, ножи для рубки металлолома, мелющие тела.

Keywords. Synergy effect, holding, cooperation, optimization of warehouse stocks, expansion of raw materials' sources, optimization of engineering procedures, import substitution, centralization of commercial functions, the cut knives for metal scrap, grinding balls.

Синергетический эффект (от греч. *συνεργός* – вместе действующий) – возрастание эффективности деятельности в результате интеграции, слияния отдельных частей в единую систему за счет так называемого системного эффекта (эмерджентности), который наряду с формальным аспектом объединения является реальным воплощением идеи промышленной интеграции. Впоследствии экономическая выгода при интеграции экономических субъектов превосходит сумму их отдельно взятых потенциалов. Данная экономическая закономерность определяет развитие хозяйственных связей, побуждает организации, порой различных сфер деятельности и регионального расположения, к объединению. В результате чего в странах с развитой экономикой роль крупных промышленных объединений является весьма существенной, а вклад в развитие экономики огромен.

Следуя за глобальной тенденцией, развитие отечественной экономики тесно связано с формированием эффективных промышленных объединений. Эволюционным рубежом развития объединений стало вступление в силу Указа Президента Республики Беларусь от 28.12.2009 N 660 «О некоторых вопросах создания и деятельности холдингов в Республике Беларусь». По состоянию на 05 июля 2016 г. регистрацию прошли 102 холдинговых объединения. Так, 31 июля 2012 г. под номером 50 был зарегистрирован холдинг «Белорусская металлургическая компания» (БМК), в составе которой числится 22 организации во главе с ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания». Для повышения эффективности, обеспечения устойчивого социально-эко-

номического развития, повышения инвестиционной привлекательности и технического перевооружения организации перед руководством компании стоит амбициозная, но реально достижимая задача – создание самодостаточной вертикально интегрированной системы начиная от сбора сырья до момента выпуска готовой продукции высокой степени переработки и добавленной стоимости.

С момента создания БМК реализация синергетического потенциала поступательно и методично воплощается на практике. В ходе выполнения Программы развития промышленного комплекса Республики Беларусь на период до 2020 г. руководство организации ориентировано на научную базу, основным органом которой является научно-технический совет холдинга БМК, состоящий в тесном сотрудничестве с Национальной академией наук Беларуси, ведущими высшими учебными заведениями и проектными институтами. При взаимодействии науки и производства происходит объединение технического опыта, научно-исследовательских разработок, создаются предпосылки для углубления специализации предприятий, входящих в состав холдинга. В этом ключе обмен технической документацией на используемое сменное оборудование и средства производства способствует получению взаимовыгодного синергетического эффекта. В частности, применяемые для рубки металлолома пресс-ножницы используются исключительно в рамках холдинга, в ОАО «Белвторчермет» и в копровом цехе Белорусского металлургического завода. Это позволяет обмениваться информацией о технологии изготовления и стойкости ножей для рубки металлолома из различных марок сталей и разных производителей. Технически изготовление ножей возможно на ОАО «Завод «Легмаш» и ОАО «Кобринский инструментальный завод «СИТОМО», входящих в состав холдинга, что позволило создать и поддерживать атмосферу внутривхолдинговой конкуренции, оказало положительный эффект на качество отечественного продукта. Так, ножи, изготовленные на ОАО «Кобринский инструментальный завод «СИТОМО», в ходе испытаний показали достаточно высокую стойкость, тем самым, подтвердив целесообразность их применения [1]. В конечном итоге, все ножи для рубки металлолома изготавливаются только внутри холдинга. В результате производственной интеграции получен эффект по их импортозамещению. Более того, получен положительный эффект от организации совместных закупок, что позволило оптимизировать запасы сырья, необходимого для производства данного оборудования, сократить время поставки ресурса. Так, отечественные производители ножей закупают металл у сторонних организаций при условии достаточно большого объема минимальной партии. Это приводит к временным потерям до момента формирования у производителя полного портфеля заказов. В противном случае, приходится закупать партию не оптимального объема. Формирование общей потребности в сырье через объединение заказов организаций ОАО «Белвторчермет» и Белорусского металлургического завода для закупки металла позволяет задействовать совместный синергетический потенциал.

Перспективным развитием кооперации в этом направлении является выплавка и разливка стали для изготовления ножей на Белорусском металлургическом заводе, изготовления поковок на ЗАО «АТЛАНТ» (г. Барановичи), с дальнейшим изготовлением ножей на одном из предприятий холдинга, что позволит извлекать максимальную прибыль от их производства [2].

Несколько лет назад, до вхождения в холдинг, на ОАО «Кобринский инструментальный завод «СИТОМО» совместно с БНТУ была разработана технология изготовления мелющих кованых шаров. В качестве сырья использовался покупной металл, так как стоимость покупного сырья оказалась равной стоимости шаров у конкурентов, собственное производство с учетом передельных затрат являлось нерентабельным. После создания холдинга для изготовления кованых мелющих шаров прорабатывается вариант использования различных видов некондиции, образующейся в сталеплавильном и прокатном производстве Белорусского металлургического завода (блюмов, горячекатаных заготовок, обрезных концов заготовок). Весь вышеупомянутый некондиционный материал целесообразно использовать в случае доработки до приобретения формы круга диаметром 30–70 мм в прокатном производстве Белорусского металлургического завода. В результате осенью 2015 г. на ОАО «Кобринский инструментальный завод «СИТОМО» была изготовлена опытная партия конкурентоспособных кованых шаров. В данном случае обоюдovýгодный эффект импортозамещения достигнут за счет использования некондиционного материала. В том же направлении на ОАО «Полесьеэлектромаш» ведется работа по производству цельпечсов – металлических изделий, изготовленных из специальных марок сталей и предназначенных для тонкого помола различных материалов в специальных камерах. В состав активной части основных производственных фондов предприятия входит вертикальная безопочная формовочная линия DISA, дополнительная загрузка которой будет способствовать оптимальному режиму производства. Так как цельпечсы изготавливают из высокохромистого чугуна, то для снижения себестоимости в шихтовке при их выплав-

ке предложено использовать отработанные мелющие тела. Согласно законодательству, их должны сдавать в ОАО «Белвторчермет», но, так как предприятие входит в состав холдинга БМК, этот лом можно передавать на ОАО «Полесьэлектромаш». Таким образом, холдинг получит конкурентное преимущество перед другими производителями высокохромистых чугунных мелющих тел. Ко всему прочему, являясь потребителем мелющих тел, отечественные цементные заводы в то же время являются поставщиками Белорусского металлургического завода. Совместный товарооборот открывает перспективы применения взаимозачетов, что до появления холдинга было труднореализуемым.

В рамках программы освоения и производства комплектующих изделий путем кооперации предприятий холдинга на Белорусском металлургическом заводе проходят испытания подшипников ОАО «Минский подшипниковый завод». Положительное влияние интеграции отразится на максимальной загрузке производственных мощностей подшипникового завода, расширит номенклатуру и сбытовую сеть организации. Совместная работа станет базисом для разработки референс-листа и даст возможность реализовывать подшипники на других металлургических заводах как в ближнем, так и в дальнем зарубежье.

Таким образом, с момента создания холдинга «Белорусская металлургическая компания» общими усилиями промышленно-производственного персонала выявляется и реализуется достаточно большой синергетический потенциал предприятий, недавно вошедших в него. Положительный эффект получен по актуальным и приоритетным направлениям, способствующим устойчивому социально-экономическому развитию организации:

- использование прогрессивной техники и технологии;
- расширение сырьевой базы для изготовления промышленной продукции;
- повышение качества выпускаемого продукта;
- оптимизация складских запасов сырья и материалов;
- снижение объемов некондиционных материалов и комплексное использование отходов;
- консолидация политики в области качества;
- повышение эффективности закупок;
- повышение непрерывности технологических процессов путем их оптимизации.

В рамках Программы развития промышленного комплекса Республики Беларусь на период до 2020 г. в качестве приоритетных направлений развития синергетического потенциала и повышения эффективности функционирования холдинговой структуры БМК руководством организации проводится работа по централизации ряда основных коммерческих функций. В частности, централизация функций снабжения, маркетинга, сбыта, вспомогательных ремонтных служб будет способствовать совершенствованию общей организационной структуры, которое впоследствии отразится на экономии управленческих, транспортных затрат, повышении трудоемкости и производительности труда.

Перспективным направлением развития холдинга «Белорусская металлургическая компания» выступает организация единого внутри холдингового финансового и налогового планирования. В результате рационального распределения этих функций будут созданы предпосылки получения синергетического эффекта при создании централизованных фондов (резервов), финансировании промышленных программ, направленных на энерго- и ресурсосбережение, консолидированном бюджетировании и внутреннем ценообразовании, снижении возможных налоговых потерь и расширении имущественных прав между предприятиями холдинга.

Дальнейшее развитие хозяйственных связей, направленных на получение взаимовыгодного синергетического эффекта, является неотъемлемой частью корпоративной политики управляющей компании холдинга БМК, ориентированной на устойчивое развитие как отдельных субъектов, так и холдинга в целом.

Научные исследования и разработки в области выявления и реализации синергетического потенциала являются востребованными, актуальными и практикоориентированными; призваны послужить положительным фактором в выполнении Программы развития промышленного комплекса и достижении показателей социально-экономического развития страны в целом.

Литература

1. Рожков А. И. Опыт применения стали 1.2746, EN ISO4957 для изготовления ножей для рубки металлолома / А. И. Рожков, А. В. Демин, О. М. Грудницкий, В. В. Николаев, А. В. Феклистов, А. Н. Пайташ // *Литье и металлургия*. 2015. № 3. С. 80–82.
2. Рожков А. И. Современное состояние и перспективы развития обеспечения ножами пресс-ножниц РС-1200 в холдинге «Белорусская металлургическая компания» / А. И. Рожков, Е. С. Овчинников, О. М. Грудницкий, В. В. Николаев, А. В. Феклистов // *Литье и металлургия*. 2014. № 2. С. 74–77.

References

1. Rozhkov A. I., Demin A. V., Grudnitskiy O. M., Nikolaev V. V., Feklistov A. V., Paytash A. N. Opyt primeneniya stali 1.2746, EN ISO4957 dlya izgotovleniya nozhej dlya rubki metalloloma [Experience of application of steel 1.2746, EN ISO4957 in cutting knives for chopping of the scrap metal]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 3, pp. 80–82.
2. Rozhkov A. I., Ovchinnikov E. S., Grudnitskiy O. M., Nikolaev V. V., Feklistov A. V. Sovremennoe sostoyanie i perspektivy razvitiya obespecheniya nozhami press-nozhnic RS-1200 v holdinge «Belorusskaya metallurgicheskaya kompaniya» [Current state and prospects of development of providing of shearing presses RS-1200 with knives in Belarusian Metallurgical Company Holding]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 2, pp. 74–77.

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ БИБЛИОТЕКА ПРЕДЛАГАЕТ СПЕЦИАЛИСТАМ ОЗНАКОМИТЬСЯ С НОВЫМИ ИЗДАНИЯМИ

Аникин, А. Е. Термодинамическое моделирование взаимодействия техногенного микрокремнезема с буроугольным полукоксом / А. Е. Аникин, Г. В. Галевский, В. В. Руднева // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2015. – № 4. – С. 230–234. – (Металлургические технологии). – Библиогр.: 9 назв.

Проведено термодинамическое моделирование высокотемпературных взаимодействий микрокремнезема и буроугольного полукокса. Расчет равновесных составов систем Si-O-C и Si-O-C-H проводился «константным» методом с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных химических воздействий PLASMA. Установлено, что в обеих системах процесс карбидообразования является доминирующим.

Исследование с применением физического моделирования причин образования горячих трещин в слябах при непрерывной разливке трубной стали / Н. Г. Колбасников [и др.] // Электрометаллургия. – 2015. – № 6. – С. 27–33. – (Моделирование металлургических процессов). – Библиогр.: 9 назв.

С использованием физического моделирования горячей пластичности трубной стали определены температурные интервалы провала пластичности для различных условий охлаждения сляба на УНПС, установлены причины провалов горячей пластичности и указаны пути их устранения.

Канаев, А. Т. Особенности формирования градиентных структурно-фазовых состояний в бандажной стали при плазменном упрочнении / А. Т. Канаев, А. В. Богомолов, Е. Н. Решеткина // Сталь. 2015. – № 7. – С. 56–59. – (Металловедение и термическая обработка). – Библиогр.: 6 назв.

Проведены металлографические исследования структурно-фазовых состояний, формирующихся в сечении гребня бандажа при поверхностном плазменном упрочнении. Показано, что по глубине упрочнения отчетливо наблюдается образование нескольких структурных зон разной микротвердости, свидетельствующих о наличии градиентно-слоистой структуры, и при сверхбыстрых скоростях нагрева в ходе поверхностной плазменной закалки фазовые и структурные превращения смещаются в область высоких температур, сильно изменяя кинетику возникновения и роста зародышей новой фазы.

Лабораторные и практические исследования агломерационного процесса / Ю. Н. Иванович [и др.] // Металлургия. – 2015. – № 6. – С. 32–38. – (Наука. Техника. Производство).

Представлены материалы исследований влияния нефтекоса и борсодержащей добавки на технологические показатели процесса агломерации. Приведены опытно-промышленные результаты по определению оптимального фракционного состава твердого топлива – нефтекоса для повышения технологической эффективности его использования.

Моделирование процесса двухстадийной окислительной плавки лома серебряно-цинковых аккумуляторов, содержащих свинец / Л. С. Стрижко [и др.] // Технология металлов. – 2015. – № 8. – С. 12–18. – (Технология получения черных и цветных металлов). – Библиогр.: 3 назв.

Проведена математическая обработка экспериментальных данных окислительной плавки лома серебряно-цинковых аккумуляторов, содержащих свинец. Определены линейные зависимости, которые позволяют оценить влияние различных параметров на потери серебра в процессе окислительной двухстадийной плавки и качество получаемого металла.

Оптимизация термической обработки слитков высокопрочной корпусной стали, модифицированной редкоземельными металлами / В. Г. Миллюц [и др.] // Электрометаллургия. – 2015. – № 7. – С. 2–8. – (Производство черных металлов). – Библиогр.: 13 назв.

Предложена технология производства высокопрочной корпусной стали, включающая применение микрокристаллического модификатора с РЗМ и усовершенствованного режима предварительной термической обработки слитков. Технология обеспечивает высокую горячую деформируемость слитков и существенное сокращение цикла производства высокопрочной корпусной стали.

Панфилова, Л. М. Влияние структурных факторов и нитридных упрочняющих фаз на конструкционную прочность проката из сталей нового поколения / Л. М. Панфилова, Л. А. Смирнов // Металлург. – 2015. – № 5. – С. 49–53. – (Наука. Техника. Производство). – Библиогр.: 19 назв.

Рассмотрены структурные факторы и физические характеристики, определяющие конструкционную прочность высокопрочных микролегированных сталей.

Управление структурой и свойствами хромистых белых чугунов путем их модифицирования / Ри Хосен [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2015. – № 6. – С. 412–415. – (Металлургические технологии). – Библиогр.: 7 назв.

Изучена технология получения отливок лопастей дробеметных аппаратов. Произведены анализы загрязненности по неметаллическим включениям, исследованы термограммы и политермы плотности чугуна с различными раскислителями при разных концентрациях. Показано, что для ускорения процесса формирования тригонального карбида и повышения эксплуатационных свойств хромистых чугунов необходимо модифицирование их комплексными модификаторами, не содержащими кремния.



УДК 669.161

Поступила 11.01.2017

КОМПЛЕКСНЫЙ ПОКАЗАТЕЛЬ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛОПРОКАТА И ЕГО ПРИМЕНЕНИЕ

COMPREHENSIVE INDEX OF QUALITY OF ROLLED STEEL AND ITS APPLICATION

А. Б. СТЕБЛОВ, Минск, Беларусь. E-mail: anver_steblov@mail.ru

A. B. STEBLOV, Minsk, Belarus. E-mail: anver_steblov@mail.ru

Рассмотрено понятие комплексного показателя качества сортового проката на примере подшипниковой стали ШХ15СГ как совокупности свойств, отражающих качество геометрии профиля, дефектов поверхности, макро- и микроструктуры, механических свойств. Выполнены квалиметрическая оценка достигнутого уровня качества, расчет вероятности появления брака, предложена методология управления технологией на основе статистической связи исследуемых показателей качества с параметрами промышленной технологии в сталеплавильном и прокатном цехах.

The concept of an integrated indicator of quality of rolled metals, for example bearing steel 1.3520(EN), as a set of properties reflecting the quality of the profile geometry, surface defects, macro and microstructure and mechanical properties was considered. The qualitative evaluation of the achieved quality level, the calculation of the probability of occurrence of defects was made. The methodology of technology management on the basis of statistical relations of the studied quality indicators with parameters of industrial technologies in steelmaking and rolling shops was established.

Ключевые слова. Управление качеством продукции, квалиметрия, показатель качества продукции, вероятность появления брака, статистически значимые параметры технологии.

Keywords. The product quality control, qualimetry, quality of products, probability of defects, the statistically significant parameters of technology.

В 1976–1978 гг. журнал «Сталь» проводил дискуссию по оценке качества металлопродукции, которая позволила сформулировать общие требования к оценке качества проката [1–3]. Сегодня на основе квалиметрического подхода создана методология управления качеством продукции, суть которой сводится к формулированию комплексного показателя качества, связанного с параметрами технологии металлургического производства.

Рассмотрим использование методологии управления качеством на примере производства проката ОАО «Днепроспецсталь», ориентированного на выпуск сталей специальных марок в объеме до 460 тыс. т в год. Завод производит 57 марок сталей нержавеющей, коррозионностойких, аустенитного класса. В общем объеме производства конструкционные углеродистые стали составляют 14–18%, конструкционно-легированные – 28–33 и подшипниковые – 26–31%. Количество брака по видам проката колеблется от 0,1 до 3,5% от общего объема производства в тоннах. В процессе исследования из производимых видов проката и марок сталей были выбраны марки стали с максимальным убытком от брака и рекламаций. Например, при общем заводском браке по прокату 1,32% – 3432,36 т потери составили в исследуемый период 28,1 млн. долл. в год. Можно добавить и рекламации по всем цехам в объеме 865,43 т. Была поставлена задача, разработать комплекс мероприятий, направленных на снижение потерь от брака по заводу. Для условий ОАО «Днепроспецсталь» была разработана методология комплексной оценки качества готового проката, которая показала свою эффективность на этапе внедрения и в процессе развития технологии на заводе уточняется и совершенствуется. В данной статье в качестве примера использования методологии расчета комплексного показателя качества продукции выбрана сталь марки ШХ15СГ (1.3520EN). На данный момент исследования приходился максимальный брак по заводу – 728,3 т.

Комплексный критерий Q_0 состоит из единичных показателей качества $q_{i,j}$, расположенных на низших уровнях управления. Сложность состоит в том, что различные показатели качества и параметры

технологии имеют разную размерность. Поэтому оценка качества по выбранному показателю выполняется на основе расчета вероятности попадания его значений в заданный интервал от K^H до K^B – нижняя и верхняя граница показателя качества. В случае нормального распределения дифференциальная оценка качества проката равна вероятности попадания в интервал $K^H...K^B$ и определяется по формуле:

$$P_{ij} = \text{вер} (K^H \leq Q_{ij} \leq K^B) = F(K^H) - F(K^B), \quad (1)$$

где $F(K^B)$ и $F(K^H)$ – значение интегральной функции распределения в точках K^H и K^B .

Для случая нормального распределения зависимость (1) имеет вид [4]

$$P_{ij} = \Phi\left(\frac{K^B - \bar{Q}}{S}\right) - \Phi\left(\frac{K^H - \bar{Q}}{S}\right), \quad (2)$$

где Φ – функция Лапласа:

$$\Phi(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^x e^{-\frac{z^2}{2}} dz; \quad (3)$$

$$S = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (Q_i - \bar{Q})^2}{n-1}}, \quad (4)$$

где S – среднее квадратическое отклонение; n – число измерений;

$$\bar{Q} = \sum_{i=1}^n Q_i / n, \quad (5)$$

где \bar{Q} – среднее значение по выборке из n элементов.

Для комплексного критерия Q_0 рассчитывается вероятность P_0 . На каждом более низком иерархическом уровне качества рассчитываются значения P_{ij} . Под этим понимается вероятность попадания на i -м уровне j -го показателя в исследуемый интервал $K^H...K^B$, например, единичный показатель q_{ij} – (j) твердости 179–217 HRC (i)-м уровне (механические свойства). На рис. 1 показана область, образованная границами K^H и K^B , в которую заключен объем значений годной продукции.

Каждый единичный показатель, как и качество проката в целом, формируется под воздействием множества технологических факторов. Зачастую различные факторы влияют на конкретный показатель (свойство) диаметрально противоположно. Поэтому нахождение критериев управления комплексным критерием качества – это поиск компромиссных решений. Влияние параметров технологии на величину показателя качества q_{ij} носит стохастический (вероятностный) характер.

Показатели качества на уровнях $I = 1$ и 2 в свою очередь подразделяются на показатели как совокупные (интегральные) для своего уровня $Q_{i,j}$, так и конечные (дифференциальные) показатели $q_{i,j}$. Например, в интегральный показатель уровня $I = 1$ – качество металла $Q_{1,2}$ входят химический состав, макро- и микроструктура. На следующем уровне $I = 2$, например микроструктура, каждый из единичных показателей нормируется по НТД в баллах и обязательно контролируется. Известно, что ОСТ МЧМ 1438-79 «Стали и сплавы. Микроструктура. Термины и определения» нормируют 114 разновидностей дефектов микроструктуры. Каждый из них связан с параметрами технологии и имеет свою цену в рублях при отбраковке продукции. Расчет вероятности P_0 при оценке комплексного показателя качества Q_0 выполняется с принятой доверительной вероятностью 95–99%:

$$P_0 = \prod_{i=1}^m \prod_{j=1}^n (p_{i,j}) W_{i,j}, \quad (6)$$

где \prod – операция конъюнкции (логического произведения); $p_{i,j} = F(K_{i,j}^B) - F(K_{i,j}^H)$ – вероятность попадания в заданный интервал, ограниченный с двух сторон: $K_{i,j}^B$ – сверху и $K_{i,j}^H$ – снизу; m – число уровней подчиненности по иерархии ($0 < i < m$); n – число показателей качества ($1 < j < n$); $W_{i,j}$ – коэффициент «вето».

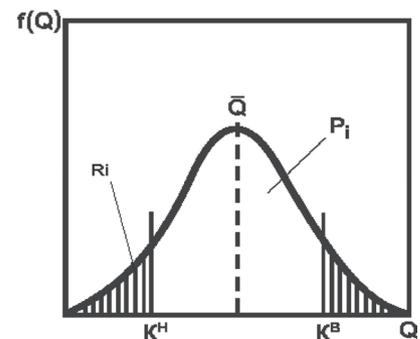


Рис. 1. Кривая плотности распределения показателя качества при двухстороннем ограничении K^H и K^B

Коэффициент $W_{i,j}$ предусматривает случаи, когда низкая дифференциальная оценка может перекрываться высокой оценкой по другому показателю, тогда комплексная оценка Q_0 будет неоправданно высокой. Чтобы этого не происходило, вводится условие обращения в нуль комплексной оценки на рассматриваемом уровне при определенных условиях:

$$W_{i,j} = \begin{cases} 1, & \text{если } R_{i,j}^H \leq [R]_{i,j}^H \text{ и } R_{i,j}^B \leq [R]_{i,j}^B, \\ 0, & \text{если } R_{i,j}^H > [R]_{i,j}^H \text{ и } R_{i,j}^B > [R]_{i,j}^B, \end{cases} \quad (7)$$

где $[R]$ – предельно допустимое значение; R – количество металла, т, или, %, за исследуемый период со значением конкретного показателя, вышедшего за пределами требований стандарта.

Для случая одностороннего ограничения (сверху или снизу) коэффициент вето (7) может быть вычислен по упрощенной зависимости:

$$W_{i,j} = \begin{cases} 1, & \text{если } p_{ij} \geq (1 - [R]_{ij}), \\ 0, & \text{если } p_{ij} < (1 - [R]_{ij}). \end{cases} \quad (8)$$

Рассмотрим структуру комплексного критерия качества Q_0 сортового проката. Качество продукции в целом определяется совокупностью показателей Q_j на i -м уровне.

Иерархическая совокупность показателей качества продукции составлена с учетом всех требований, предъявляемых к прокату из подшипниковой стали по ГОСТ Р 56299-2014 (табл. 1).

Таблица 1. Иерархический уровень показателей качества

$I=0$	$I=1$	$I=2$	$I=3$	$I=4$
Q_0	$Q_{1,1}$	$q_{2,1}-q_{2,5}$	–	–
	$Q_{1,2}$	$Q_{2,6}$	$q_{3,1}$	–
			$q_{3,2}-q_{3,11}$	
			$q_{3,12}-q_{3,21}$	
			$q_{3,22}$	
			$q_{3,23}$	
			$q_{3,24}-q_{3,30}$	
	$Q_{1,3}$	$Q_{2,7}$	$q_{3,31}-q_{3,36}$	–
			$Q_{2,8}$	
			$Q_{2,9}$	$q_{3,37}$
		$Q_{2,10}-q_{2,17}$	$q_{3,38}$	–

Примечание. Уровень иерархии:

- $I=0$ Q_0 – качество продукции в целом, комплексный показатель;
- $I=1$ $Q_{1,1}$ – качество геометрических размеров;
 $Q_{1,2}$ – качество металла;
 $Q_{1,3}$ – качество поверхности;
- $I=2$ $q_{2,1}$ – отклонение от номинального диаметра, мм +8,0 –2,0;
 $q_{2,2}$ – отклонение от заданной мерной длины, мм +25;
 $q_{2,3}$ – кривизна по длине, % ≤ 0,45;
 $q_{2,4}$ – косина реза, мм ≤ 5;
 $q_{2,5}$ – фаска, мм < 6(45°±15°);
 $Q_{2,6}$ – качество марки стали;
 $Q_{2,7}$ – качество механических свойств;
 $Q_{2,8}$ – качество макроструктуры;
 $Q_{2,9}$ – качество микроструктуры;
 $Q_{2,10}-q_{2,17}$ – (раскатанные загрязнения, трещина, плена, закат, риска, отпечаток, вкатанная окалина);
- $I=3$ $q_{3,1}$ – сквозная прокаливаемость;
 $q_{3,2}-q_{3,11}$ – химический состав стали, % (C, Mn, Si, S, P, Cr, Ni, Mo, Cu);
 $q_{3,12}-q_{3,21}$ – отклонение химического состава от заданных пределов, ±;
 $q_{3,22}$ – испытание на осадку;
 $q_{3,23}$ – твердость HB 179–217;
 $q_{3,24}$ – центральная пористость, балл – 2;
 $q_{3,25}$ – точечная неоднородность, балл – 2;
 $q_{3,26}$ – ликвационный квадрат, балл – 0,5;
 $q_{3,27}$ – осевая ликвация, балл – 2,0;
 $q_{3,28}$ – ликвационные полосы, балл – 1,0;
 $q_{3,29}$ – подусадочная ликвация, балл – 2,0;
 $q_{3,30}$ – излом;
 $q_{3,31}$ – ОБЗ мм, ≤ 1,1;

- $q_{3.32}$ – форма и степень перлита, балл – 3;
- $q_{3.33}$ – карбидная сетка, балл – 3;
- $q_{3.34}$ – структурная полосчатость, балл – 4;
- $q_{3.35}$ – карбидная ликвация, балл – 2;
- $q_{3.36}$ – микропористость;
- $q_{3.37}$ – неметаллические включения;
- $q_{3.38}$ – глубина дефектов, $\text{мм} \leq 0,5-0,8\%D_H$;
- $I = 4$ $q_{4.1}$ – оксиды, балл – 2,5;
- $q_{4.2}$ – сульфиды, балл – 2,5;
- $q_{4.2}$ – глобулы, балл – 2,0;
- $q_{4.2}$ – загрязненность по шкале IR.

Химический состав стали $q_{3,2}-q_{3,11}$ для ШХ15СГ является квалификационным, следовательно, эти показатели при расчете комплексного показателя не используются. Качество поверхности (суммарные дефекты поверхности) $Q_{1,3}$ и показатели качества $Q_{2,10}-Q_{2,17}$ второго уровня оцениваются по каждому показателю на уровне $q_{3,38}$, где контролируется глубина дефекта. Для определения конкретного вида функции вполне очевидным является использование формулы (2), согласно которой вычисления дифференциальной оценки и вероятности попадания исследуемых значений показателя качества P_{ij} внутрь заданного интервала предшествуют определению величина P_o , поэтому сначала следует найти зависимости:

$$P_{ij} = \gamma_{ij}(\bar{X}), R_{ij} = \varphi_{ij}(\bar{X}), W_{ij} = \omega_{ij}(\bar{X}). \quad (9)$$

Поскольку P_{ij} – есть вероятность попадания в интервал $[K^H, K^B]$, то ее величина зависит от параметров $p = F(\bar{Q}, S, K^H, K^B)$, где статистическое значение исследуемого параметра по выборке из генеральной совокупности S и \bar{Q} рассчитывается по формулам (4)–(5) и изменяется в зависимости от параметров технологии; K^H, K^B в конкретных условиях – величины постоянные. Наиболее приемлемой формой представления математической модели технологического процесса являются многочлены первой степени:

$$\bar{Q} = a_o + \sum a_z x_z, S = b_o + \sum b_z x_z, \quad (10)$$

где a, b – коэффициенты регрессии; x_z – параметры технологии.

В процессе исследований было установлено, что 94% всего брака на стали ШХ15СГ приходится на показатель $Q_{1,2}$ – качество металла. В свою очередь, на поверхностные дефекты приходится 35%, на брак по УЗК – 38,2%. Далее по основным показателям качества поверхности, макро- и микроструктуре были сделаны выборки за несколько лет и выполнена статистическая обработка данных с определением доли плавок, выходящих за установленные границы требований ГОСТ с установленной вероятностью 0,97.

После статистической обработки массива данных годных и забракованных плавок по исследуемому показателю качества были получены статистические данные для расчета комплексного показателя конкретного вида дефекта и произведен расчет вероятности соответствия каждого показателя требованиям НТД с доверительной вероятностью 95% при двухстороннем ограничении и 97% при ограничении только сверху или снизу. Расчет выполнен по формуле (1) с использованием таблицы интегральной функции Лапласа Φ (3).

Таблица 2. Расчетные значения показателей качества

$I = 0$	$I = 1$	$I = 2$	$I = 3$	$I = 4$
0,74	0,977	0,977	–	–
	0,777	0,959	0,999	–
			0,981	
			0,988	
			0,971	
			0,933	
			0,911	
			0,989	
			0,991	
	0,974	0,974	0,974	–

Из табл. 2 следует, что расчетный комплексный критерий $Q_o = 0,74$. В основном единичные, дифференциальные показатели качества имеют одностороннее ограничение.

Сам по себе данный показатель условно оценивает уровень качества конкретного вида продукции в сравнении с остальными. Но если рассматривать вероятность появления дефектов по каждому показателю совместно со статистическими уравнениями, в которых установлена корреляционная связь с пара-



Рис. 2. Схема работы по контролю и анализу уровня качества и технологии

метрами технологии, то исследовательский персонал завода приобретает мощный инструмент для количественной оценки уровня качества в зависимости от соблюдения требований принятой технологии.

На рис. 2 приведены последовательность действий по оценке уровня качества и связь полученных расчетов с параметрами технологии. Такой подход позволяет осуществлять как контроль и анализ действующей технологии, так и оперативно вмешиваться в процесс управления качеством на последующем переделе.

При проведении исследовательской работы на ОАО «Днепроспецсталь» для ряда сталей были выполнены статистические исследования регистрируемых параметров технологии в сталеплавильном и прокатных цехах и одновременно выполнен сопоставительный анализ с данными по браку, рекламациям и затратам на исправление брака.

По каждой марке стали были получены десятки статистически значимых уравнений регрессии, которые постоянно дополняются и совершенствуются. Приведем пример нескольких уравнений, относящихся к слиткам массой 3,6–6,2 т и сортовому термообработанному прокату диаметром 130–300 мм:

$$B = 0,19D_{\text{пр}} - 0,02[\text{Mn/S}] - 0,94[\text{Al/S}] - 20,6V_{\text{кр}} - 32,1, \quad (11)$$

где B – брак по УЗК, изменяющийся в интервале от 0 до 45%; $D_{\text{пр}}$ – диаметр проката (интервал 130–300 мм); $[\text{Mn}, \text{S}, \text{Al}]$ – содержание марганца, серы и алюминия по данным окончательного химического анализа; $V_{\text{кр}}$ – скорость кристаллизации 0,2–0,8 см/мин.

Оценка степени влияния параметров технологии по коэффициентам эластичности (оценивает влияние каждого исследуемого фактора, %) показывает, что отбраковка сортового проката по результатам УЗК зависит от диаметра проката на 76,4%, далее следует скорость кристаллизации слитка – 19,1%, соотношение Al/S – 3,1% и соотношение Mn/S – 1,4%. Первый из факторов $D_{\text{пр}}$ характеризует степень деформации при использовании существующих на заводе типоразмеров слитков. При малых степенях деформации осевая рыхлость не заваривается. Остальные факторы определяют характер распределения и морфологию сульфидных включений:

$$T_p = 4,613 \cdot \text{Cr} + 16,6 \cdot \text{Al} + 72,74 \cdot \text{S} - 28,01 \cdot \text{P} - 0,0032 \cdot \text{Z} + 0,0191 \cdot \text{HB} - 0,0005 \cdot T, \quad (12)$$

где T_p – расчетная вероятность появления трещины на поверхности проката при абразивной зачистке (1 – появление трещины, 0 – отсутствие трещины); содержание химических элементов: Cr – 1,38–1,56%, Al – 0,002–0,069, S – 0,005–0,016, P – 0,011–0,019%; Z – размер зерна 23–168, мкм; HB – твердость поверхности (315–385 HB); T – температура подогрева проката перед зачисткой (20–200 °C).

$$KC = 17,4 - 0,0094\bar{T} - 0,007T_4 + 0,004T_{\text{кп}}, \quad (13)$$

где \bar{T} – средняя температура в нагревательной печи, °С; T_4 – температура в томильной зоне, °С; $T_{\text{кп}}$ – температура конца прокатки, °С.

Всего для проката из стали ШХ15 СГ-В было получено 52 уравнения регрессии со статистической оценкой надежности по F - и T -критериям. Коэффициенты множественной корреляции уравнений находятся в интервале 0,49–0,89.

Описанный выше комплексный подход в оценке качества сортового проката позволяет связать прогнозируемый уровень качества с затратами по каждому переделу, дает возможность оценить необходимость технологических воздействий на последующих переделах в реальном времени, определить приоритетность затрат как по технологическим агрегатам и направлениям исследовательских работ, так и конкретно по маркам стали и видам выпускаемой продукции. Описанный выше подход был успешно использован на других предприятиях, в частности, для улучшения качества арматурного проката на ГУП «ЛПЗ», г. Ярцево [5].

Литература

1. Зусман Л. Л. Об оценке качества металлопродукции // Сталь. 1976. № 6. С. 549–552.
2. Фрейдензон М. Е., Соколкин Б. П., Винокуров И. Я. и др. К вопросу комплексной оценки качества металлопроката // Сталь. 1977. № 1. С. 82–84.
3. Маневич В. А., Глушенко В. Г., Галаев И. П. Об оценке качества металлопродукции // Сталь. 1977. № 6. С. 556–559.
4. Смирнов Н. В., Дунин-Барковский И. В. Курс теории вероятностей и математической статистики для технических приложений. М.: Наука, 1969. 512 с.
5. Стеблов А. Б., Тулупов О. Н., Наливайко А. В., Кинзин Д. И. Разработка комплексного показателя качества арматурной стали и обоснование рационального применения слиттинг-процесса в условиях отечественного мини-завода // Вестн. МГТУ, 2011. № 1, С. 52–54.

References

1. Zusman L. Ob otsenke kachestva produktsii [On the estimation of the steel products quality]. *Stal' = Steel*, 1976, no. 6, pp. 549–552.
2. Freidenzon M. E., Sokolkin B. P., Vinokurov I. Ya. et al. K voprosu kompleksnoy otsenki kachestva metalloprokata. [To the question of a complex estimation of the quality of rolled metal products]. *Stal' = Steel*, 1977, no. 1, pp. 82–84.
3. Manevich V. A., Glushchenko V. B., Galaev I. P. Ob otsenke kachestva metalloproduktsii [On the estimation of the steel products quality]. *Stal' = Steel*, 1977, no. 6, pp. 556–559.
4. Smirnov N. V., Dunin-Barkovski I. V. *Kurs teorii veroyatnostey i matematicheskoy statistiki dlya tehnikeskikh prilozheniy* [The course of probability theory and mathematical statistics for applications]. Moscow, Nauka Publ., 1969. 512 p.
5. Steblov A. B., Tulupov O. N., Nalivayko A. V., Kinzin D. I. Razrabotka kompleksnogo pokazatelya kachestva armaturnoy stali i obosnovaniye racionalnogo primeneniya slitting-processa v usloviyah otechestvennogo mini-zavoda [The development of the complex index of reinforcing steel quality and substantiation of rational use of slitting process in the conditions of domestic mini-mill]. *Vestnik MGTU = Bulletin of MGTU*, 2011, no. 1, pp. 52–54.



УДК 534.2

Поступила 19.01.2017

ИМПУЛЬСНОЕ ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТЕЙНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

PULSE FORMATION OF STRUCTURE OF FOUNDRY ALUMINUM ALLOY

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

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

Ю. С. УШЕРЕНКО, Филиал БНТУ «ИПК и ПК», г. Минск, Беларусь,

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

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

E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev,
Belarus, 11, Byalynitskogo-Biruli. E-mail: lms@itm.by,

YU. S. USHERENKO, Branch BNTU «IPK and PC», Minsk, Belarus,

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

Выполнена оценка воздействия порошковых частиц SiC в режиме сверхглубокого проникания (СГП) и последующей термической обработки на изменение параметров тонкой структуры алюминиевого литейного сплава АК12. Импульсное воздействие на сплав обеспечило структурную перестройку материала на разных структурных уровнях. На этой основе из АК12 получен массивный композиционный материал, армированный волокнами зонами с перестроенной структурой.

The estimation of the impact of the SiC powder in the mode of super-deep penetration (SDP) and subsequent heat treatment on the evolution of the fine structure parameters of aluminum casting alloy Al-12%Si are made. Impulse impact on the alloy provided evolution of its structure at different scales. Thus a massive composite material reinforced with the fiber zones was obtained from aluminum alloy casting.

Ключевые слова. Сверхглубокое проникание (SDP), алюминиевый литейный сплав, композит, энергорассеивающая рентгеновская спектроскопия, усовершенствование структуры, микроструктура, процесс расширения.

Keywords. Super-deep penetration (SDP), aluminium casting alloy, composite, Energy-dispersive X-ray spectroscopy, structure refinement, fine structure, diffusive process.

Введение

Алюминий и его сплавы широко применяются в промышленности. Использование этих материалов при создании деталей конструкций, элементов электрических сетей и электроники хорошо известно. В настоящее время возможности качественного повышения их свойств путем легирования при литье и методами традиционной металлургии в основном уже исчерпаны [1]. Поэтому необходимо реализовывать процессы, позволяющие получить детали с заданной структурой на микро- и наноровнях [2].

В настоящее время нанопорошки на основе алюминия получают в больших объемах. Однако из-за высокой химической активности алюминия при взаимодействии с газами и технологическими примесями использование такого материала для получения детали не имеет перспектив. Более эффективным представляется получение тел с нано- и микроструктурой на основе массивных заготовок. По этому пути идут исследователи из Института проблем сверхпластичности металлов РАН. Способами формирования нанокристаллической структуры в материале, не приводящими, в отличие от других к остаточной

пористости и загрязнениям, являются методы интенсивной пластической деформации кручением под квазигидростатическим давлением и равноканальное угловое прессование [3]. Нано- и микроструктуры в массиве металла получают также электрическими разрядами в расплавах [4]. Импульсная обработка литейных сплавов приводит к изменению растворимости легирующих элементов, что делает структуру сплава более неравновесной, создает метастабильную структуру, исключает термическую обработку [5, 6].

Динамическое нагружение металлов характеризуется внешним физическим воздействием на детали, которые отличаются кратковременностью действия, измеряемого на практике микросекундами. Интенсивность нагружения может быть настолько высока, что возможно разрушение или необратимые изменения в теле, на которое оно действует. При ударном и взрывном воздействии в материале формируются зоны со сложным напряженно-деформированным состоянием и метастабильные структуры. Использование взрывчатых веществ как источника энергии в настоящее время достаточно экономически обосновано. Особенность взрывного нагружения заключается в том, что плоские дефекты типа двойников или дефектов упаковки образуются в сплавах с высокой поверхностной энергией. Твердость после упрочнения взрывом и плотность дислокаций возрастают более интенсивно, чем после традиционных методов обработки давлением. Динамическое упрочнение способствует образованию избыточного количества дефектов в кристаллической структуре.

Перестройка структуры массивного твердого тела возможна за счет создания в нем полей давлений и градиентов напряжений. Достижение высоких давлений в твердом теле не является решающим фактором для измельчения структуры. Чем больше градиент напряжений в твердом теле, тем более разнородный материал, тем выше вероятность протекания локальных деформаций и измельчения структуры. Важным фактором, способствующим или препятствующим протеканию процесса деструкции, является время процесса. Образование в твердом теле при импульсных процессах флуктуаций, а также градиентов энергии, давления, температуры, деформаций и т. д. является правилом, а не исключением, как при стационарных процессах нагружения [5].

По данным [5], образец материала после облучения пучком ионов на ускорителе тяжелых ионов армируется параллельными и очень узкими (10 нм) каналами, заполненными аморфным веществом. При этом наблюдалась перестройка структуры материала (фазовый переход). При экспериментах с металлическим цирконием было обнаружено, что совместное действие облучения и высокого давления приводит к новым структурным превращениям. Эксперименты показали, что дополнительное облучение тяжелыми ионами служит катализатором процесса структурного превращения. Основным недостатком этого подхода является высокая стоимость обработки на современных стационарных ускорителях.

В рамках известного физического явления, так называемого «сверхглубокого» проникания (СГП) наблюдается прошивка металла и сплава сгустками пылевых микрочастиц, а генерируемое интенсивное электромагнитное излучение сочетается с давлением в диапазоне десятков и сотен тысяч атмосфер [7]. В режиме СГП реализуется проникание сгустка частиц в преграду на глубины в 100–10 000 калибров. В условиях так называемого «сверхглубокого» проникания пылевые частицы пронизывают преграды. В материале преграды формируются длиномерные канальные элементы. В канальных зонах наблюдаются динамические фазовые переходы – трехмерные зоны материала («солитоны») с давлением на уровне 8–12 ГПа [8]. Фоновое давление в матричной части материала преграды не превышало 0,2 ГПа.

Такое высокоэнергетическое воздействие на поликристаллический сплав Al-12%Si (AK12) рассматривалось в работе [9]. При введении в объем алюминиевого сплава порошков карбида кремния и свинца было получено несколько вариантов композиционного материала. Такие композиционные материалы имели армирующую структуру, существенно отличающуюся между собой на микроуровне. Доля армирующего материала (зоны влияния) после сверхглубокого проникания достигала 11%, но коррозионная стойкость зон, синтезированных при введении частиц карбида кремния в алюминиевый сплав Al-12%Si, увеличивалась по сравнению с исходным материалом в 5,6 раза.

Целью настоящей работы является оценка влияния динамического воздействия – сверхглубокого проникания порошковых частиц SiC и последующей термической обработки на изменение тонкой структуры алюминивно-кремниевого литейного сплава (AK12).

Методы исследования, методики, оборудование

Исследования проводили методами сканирующей электронной микроскопии с частичным использованием микрорентгеноспектрального анализа; рентгенофазного анализа; определения параметров тонкой структуры.

Микрошлифы из разрезанного на две части образца готовили в продольном и поперечном направлениях по отношению к воздействию ударно-волнового нагружения. Микрошлифы исходного алюминиевого сплава показаны на рис. 1, а, б. Микрошлифы готовили по стандартной методике в продольном и поперечном сечениях по отношению к направлению удара. С учетом эффекта возникновения наклепанного слоя при изготовлении микрошлифов из алюминиевого сплава перед исследованием наклеп удаляли многократным последовательным полированием и травлением.

Исследование микроструктуры на сканирующем электронном микроскопе CamScan, фирмы Cambridge Instruments (Англия). Для статистического анализа проникания частиц исследование микроструктуры проводили путем последовательного перемещения образца под объективом и электронным зондом микроскопов (практически сканирования по всей площади образца) и фотографирования выявляемых структурных особенностей.

Для исследований взаимодействия потока частиц порошка с металлическими преградами при соударении, проводимых на микроуровне, одним из требований является использование в качестве материала рабочего вещества (микрочастиц) химических элементов и их соединений, которые отсутствуют в материале мишеней. Это позволяет в процессе исследований фиксировать микрочастицы с помощью рентгеновских микроанализаторов. Использовали смесь порошков SiC+Pb для прошивки сплава АК12, который содержит Si. Добавка в порошковую смесь свинца необходима для маркировки обрабатываемых материалов, т. е. для подтверждения реализации сверхглубокого проникания.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на спектрометре по дисперсии энергии AN 10000, фирмы Link Analytical (Англия), установленном на сканирующем электронном микроскопе CamScan, фирмы Cambridge Instruments.

Рентгеноструктурный анализ выполняли на рентгеновском дифрактометре общего назначения ДРОН-3 [11].

Для расчета параметров тонкой кристаллической структуры выбирали линии двух порядков отражения от одной плоскости, для прецизионного расчета параметра решетки – линии на самых больших углах, которые для надежной регистрации должны иметь достаточную интенсивность и не совпадать (по возможности) с другими отражениями.

Для Al такими линиями являются пара (111)–(222) в направлении кристалла [111] и (200), (400) в направлении [100], для Si – пара (220)–(440) в направлении кристалла [110].

Определяли функцию физического уширения $\beta_{1/2}$, рад (ФФУ), интегральная ширина линии; средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР) D , Å; размер ОКР $D_{эфф}$ по Селякову, Å; плотность дислокаций в объеме кристалла ρ , см⁻².

Результаты структурных исследований

Рассмотрены изменения структуры алюминиевого сплава АК12 в поперечном и продольном сечениях до и после высокоэнергетической обработки (рис. 1, а, б).

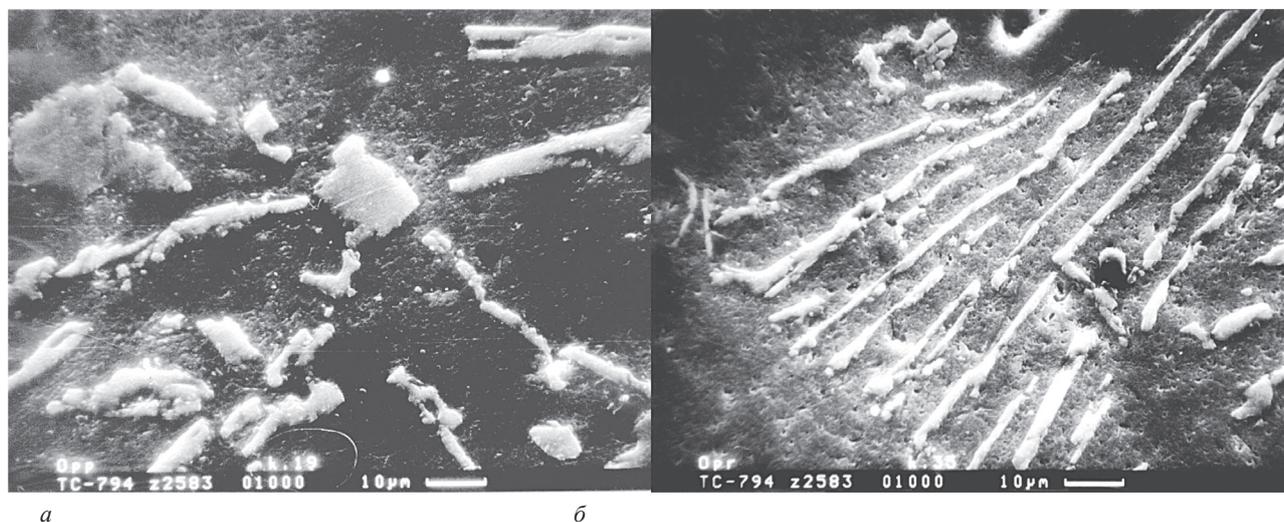


Рис. 1. Структура исходного литейного сплава алюминия и кремния (АК12): а – продольное сечение; б – поперечное сечение шлифа

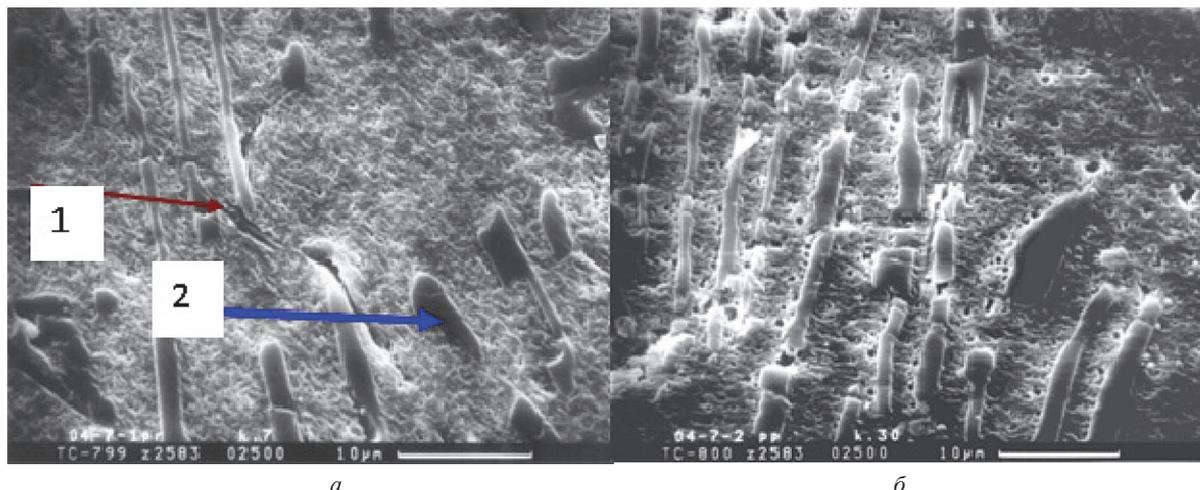


Рис. 2. Изменение структуры сплава алюминий-кремний (АК12) после обработки частицами карбида кремния в режиме СГП: *а* – продольное сечение; *б* – поперечное сечение шлифа; 1 – зона шлифа при проникании порошковой смеси, 2 – иглы на основе кремния

После высокоэнергетической обработки в режиме сверхглубокого проникания характер дефектности во взаимно перпендикулярных направлениях изменяется (рис. 2, *а, б*).

Обработка литого алюминиевого сплава Al-12%Si сгустками микрочастиц в режиме сверхглубокого проникания (СГП) приводит к дроблению кремниевых игл. Измельчение происходит как по длине игл, так и по ширине в зависимости от расположения фазовой составляющей в объеме по отношению к прилагаемой нагрузке. Длина игл из содержащей кремний фазы составила 30–40 мкм. Эвтектический кремний уменьшился в размере в 2–3 раза и приобрел более компактную форму.

В процессе микроанализа (рис. 2, *б*) было оценено легирование за счет введения сгустка порошковых частиц в образец алюминиевого сплава. При усреднении результатов на поверхности шлифа размером 300×200 мкм было получено: Al – 61,4%, Si – 12,5, Ca – 7,5, K – 3,6, Pb – 10,6, Mg – 2,2, Fe – 0,8, Mn – 0,5, Ti – 0,8%.

На рис. 2, *а* в точке 2 микроанализ дал следующие результаты: Al – 69,9%, Si – 13,4, Ca – 4,5, K – 3,2, Pb – 5,5, Mg – 2,1, Fe – 0,2, Ti – 1,2%.

Из приведенного выше следует, что при обработке в режиме высокоэнергетического воздействия (СГП) на алюминиевый литейный сплав АК12 в зонах легирования, кроме насыщения свинцом в твердом агрегатном состоянии, который использовали в качестве маркера, наблюдается дополнительное легирование калием и кальцием.

Результаты рентгеновских исследований высокоэнергетического воздействия в режиме сверхглубокого проникания

В образце сплава АК12 наблюдается измельчение области когерентного рассеивания (ОКР). Полученные результаты по изменению ОКР приведены на рис. 3.

Частицы вещества минимального размера, имеющие правильное кристаллическое строение, на которых рентгеновские лучи рассеиваются когерентно, т. е. с постоянной разностью фаз, признаются как область когерентного рассеяния (ОКР). Частицы и области когерентного рассеяния размером, меньшим $1,0 \cdot 10^{-5}$ – $1,5 \cdot 10^{-5}$ см, вызывают эффект размытия линий на рентгенограмме [9].

Отдельный кристаллит, наблюдаемый в электронном микроскопе, может по размерам совпадать с размером ОКР (т. е. представлять собой монокристалл), но может состоять из нескольких ОКР, развернутых друг относительно друга и разделенных границами раздела. Тогда размеры частиц, определенные этими методами, будут также существенно различаться.

При высокоскоростной обработке (СГП) в поперечном сечении реализуется измельчение ОКР тонкой структуры алюминия в 1,87 раз. В продольном сечении наблюдали аналогичное измельчение ОКР алюминия в 1,56 раз. Тонкая структура кремния в поперечном сечении практически не менялась. В продольном направлении размер ОКР кремния в условиях СГП уменьшился в 1,13 раза.

Дополнительный отжиг алюминиевой матрицы в течение 1 ч при 500 °С позволил дополнительно уменьшить ОКР алюминия в продольном сечении на 13%. При нагреве, а соответственно запуске диф-

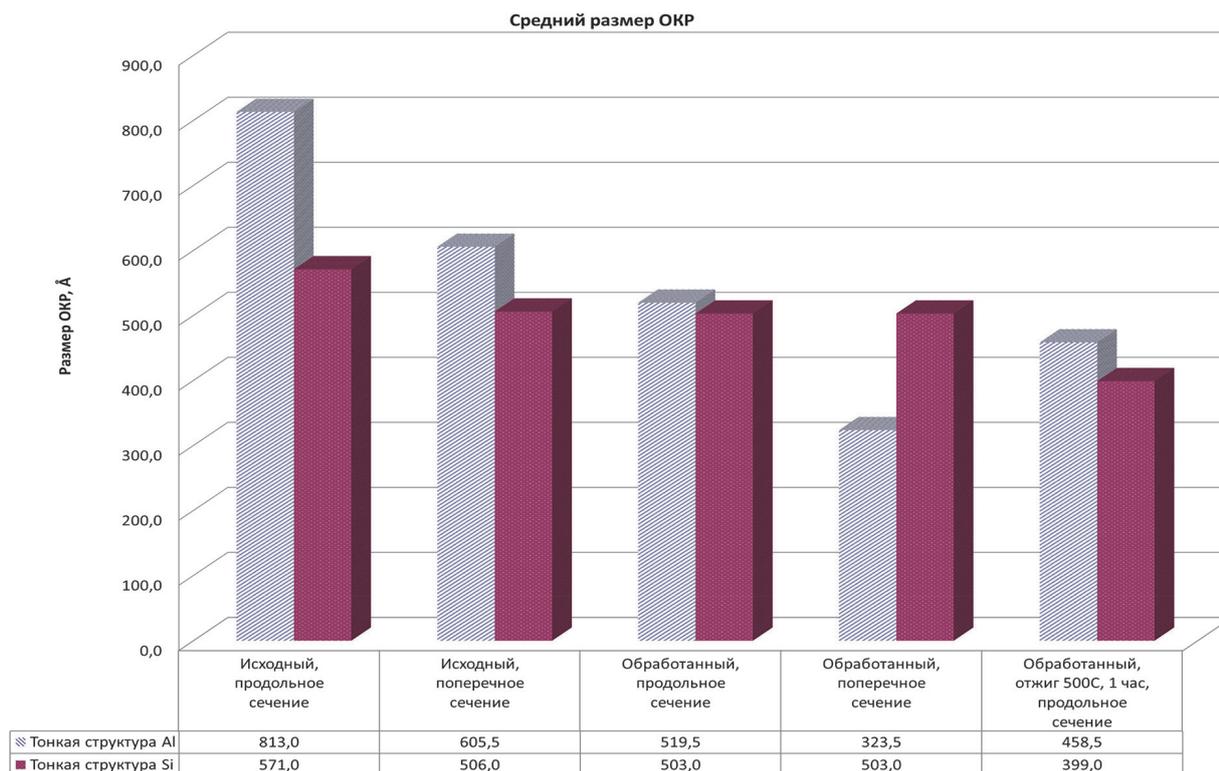


Рис. 3. Зависимость изменений ОКР от направления воздействия сгустка микрочастиц порошка на поликристаллический образец АК-12 и последующего нагрева

фузионных процессов, процесс измельчения ОКР алюминиевой матрицы практически прекратился. Для тонкой структуры кремния процесс измельчения ОКР на этапе отжига усилился. За счет дополнительного нагрева кремния, а следовательно, активации процесса диффузии, измельчение кремния увеличилось в 1,26 раза.

Анализ изменений плотности дефектов

Микронапряжения могут возникать при пластической деформации поликристаллического образца из-за упругой и пластической анизотропии кристаллов; при неоднородном нагреве или охлаждении тела – появляющиеся при этом растягивающие и сжимающие напряжения могут привести к пластическим сдвигам, в результате которых возникают остаточные микронапряжения; величина микронапряжений будет больше в многофазном образце, если фазы имеют различные коэффициенты теплового расширения; в процессе распада пересыщенного твердого раствора (старения) (на границах областей выделившейся фазы и матрицы создаются микронапряжения, связанные с сопряжением решеток); при локальных структурных или химических превращениях (изменение удельного объема какого-то слоя по отношению к основной массе также приводит к появлению микронапряжений).

Дислокационная структура материала характеризуется плотностью дислокаций. Плотность дислокаций в кристалле определяется как среднее число линий дислокаций, пересекающих внутри тела площадку площадью 1 м^2 , или как суммарная длина линий дислокаций в объеме 1 м^3 .

Дислокации влияют не только на прочность и пластичность, но и на другие свойства кристаллов. С увеличением плотности дислокаций возрастает внутреннее напряжение, изменяются оптические свойства, повышается электрическое сопротивление металла. Дислокации увеличивают среднюю скорость диффузии в кристалле, ускоряют старение и другие процессы, уменьшают химическую стойкость, поэтому в результате обработки поверхности кристалла специальными веществами в местах выхода дислокаций образуются ямки.

Упрочнение металла в процессе пластической деформации (наклеп) объясняется увеличением числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов). Повышение плотности дефектов кристаллического строения затрудняет движение отдельных новых дислокаций, а, следовательно, повышает сопротивление деформации и уменьшает пластичность. Наибольшее значение имеет увеличение плотности дислокаций, так как возникающие при этом между ними взаимодействия тормозят дальнейшее их перемещение [12].

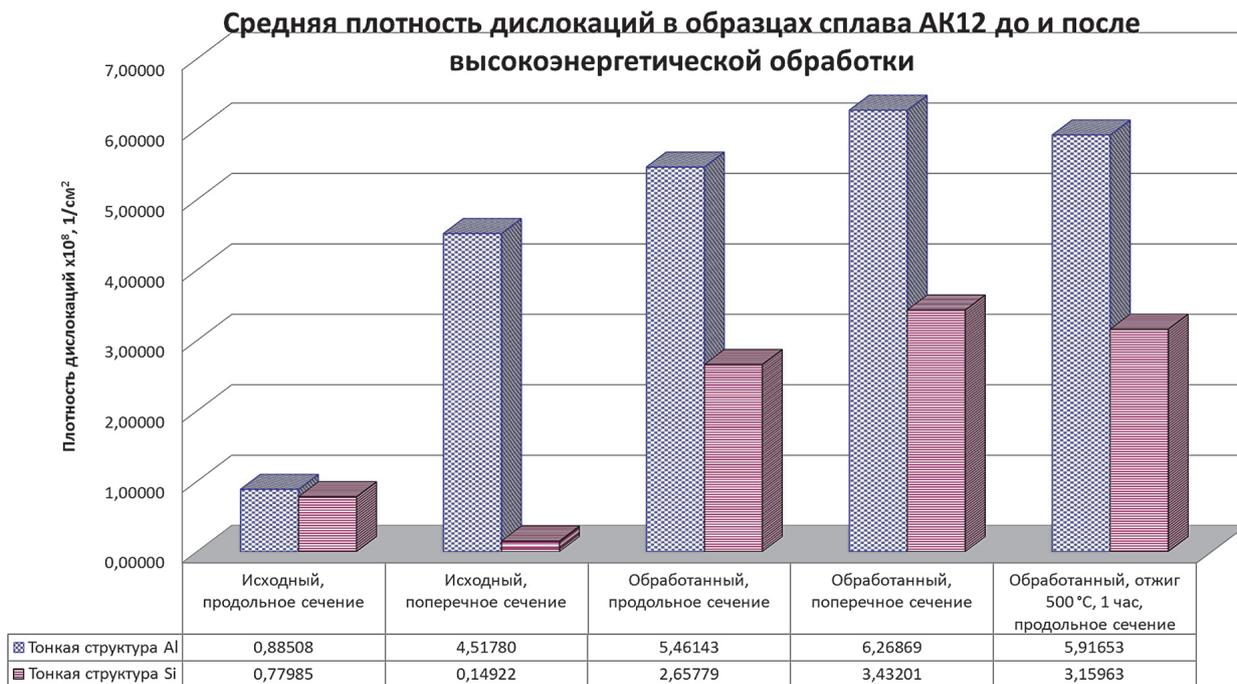


Рис. 4. Зависимость изменений плотности дислокаций от направления воздействия ступка микрочастиц порошка на поликристаллический образец АК12 и последующего нагрева

Изменение плотности дислокации в образцах сплава АК12 до и после обработки ступками частиц карбида кремния в режиме сверхглубокого проникания, а также отжига приведено на рис. 4.

При обработке в режиме СГП сплава АК12 в поперечном сечении реализуется для Al увеличение плотности дислокаций в 1,39 раза, для Si – в 22,9 раза. В продольном сечении для Al наблюдалось увеличение плотности дислокаций (дефектности) в 6,17 раз, для Si – в 3,41 раза. Отжиг в течение 1 ч при температуре 500 °С на Al существенного влияния не оказал, а для Si уменьшил дефектность в 1,19 раза, т. е. диффузионные процессы приводят к залечиванию дефектов.

Специфические изменения наблюдались на линии (100). Дефектность в продольном сечении после СГП скачкообразно увеличилась в 9,17 раз. Дефектность в поперечном сечении увеличилась в 3,64 раза. Отжиг в течение 1 ч при температуре 500 °С увеличил дефектность в 1,40 раза, т. е. диффузионные процессы не остановили запущенный в режиме СГП рост дефектности.

Выводы

1. При высокоскоростной обработке (СГП) в поперечном сечении реализуется измельчение ОКР тонкой структуры алюминия в 1,87 раз. В поперечном сечении наблюдали аналогичное измельчение области когерентного рассеивания (ОКР) алюминия в 1,56 раз. Тонкая структура кремния в поперечном сечении практически не измельчалась. В продольном направлении тонкая структура кремния в условиях СГП измельчилась незначительно – 1,13 раза.

2. Дополнительный отжиг матрицы в течение 1 ч при 500 °С позволил увеличить ОКР тонкой структуры алюминия в продольном сечении в 1,41 раза. При нагреве и соответственно запуске диффузионных процессов процесс измельчения ОКР алюминиевой матрицы прекратился и принял обратный характер. Для тонкой структуры кремния процесс измельчения ОКР на этапе отжига продолжился. За счет дополнительного нагрева и активации процесса диффузии измельчение увеличилось в 1,26 раза.

3. При обработке в режиме СГП сплава АК12 в поперечном сечении реализуется уменьшение плотности дислокаций на линии (111) в 1,24 раз. В продольном сечении наблюдается увеличение плотности дислокаций (дефектности) в 4,81 раз. Отжиг в течение 1 ч при температуре 500 °С уменьшил дефектность в 1,23 раза, т. е. диффузионные процессы приводят к залечиванию дефектов.

4. Специфические изменения наблюдались на линии (100). Дефектность в продольном сечении после СГП скачкообразно увеличилась в 9,17 раз. Дефектность в поперечном сечении увеличилась в 3,64 раза. Отжиг в течение 1 ч при температуре 500 °С увеличил дефектность в 1,40 раза, т. е. диффузионные процессы не остановили запущенный в режиме СГП рост дефектности.

Литература

1. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. М.: МИСИС, 1999. 416 с.
2. 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.
3. Знаменский Л. Г., Ивочкина О. В. Нанотехнологии приготовления лигатур в мощном электроимпульсном поле // *Изв. Челябинского научного центра*. 2006. Вып. 1(31). С. 45–49.
4. Многоуровневая кинетика деформирования сталей 30ХНЧМ при одноосном ударном нагружении / Ю. И. Мещеряков, С. А. Атрошенко, В. Б. Васильков, А. И. Чернышенко. Л., 1990. 45 с.
5. Glasmacher U. A. et al. *Physical Review Letters*, 96, 195701 (17 May 2006).
6. Usherenko S. M. Modern notions of the effect of superdeep penetration // *Journal of Physics and Thermophysics*, 2002. Vol. 75. No 3. P. 753–770.
7. Структурные изменения железоникелевых сплавов, вызванные действием высокоскоростного потока порошковых частиц. Ч. 1. Эффекты ударноволнового нагружения / В. И. Зельдович, Н. И. Фролова, И. В. Хомская и др. // *Физика металлов и металловедение*. 2001. Т. 91. № 6. С. 72–79.
8. Формирование новых материалов на основе литейного алюминиевого сплава / С. М. Ушеренко, Е. И. Марукович, Ю. С. Ушеренко, А. И. Белоус, А. Н. Петлицкий // *ИФЖ*. 2011. Т. 84. № 5. С. 1095–1099.
9. Панова Т. В., Блинов В. И., Ковивчак В. С. Определение внутренних напряжений в металлах. Омск, 2004. 22с.
10. Система автоматизации рентгеновских дифрактометров серии «ДРОН». Программа X-Ray, версия 2.0. М.: МГУ, 1995.
11. Протасова Н. А. Рентгенодифрактометрическое исследование тонкой структуры монокристаллических лопаток из никелевых сплавов: Дис. ... канд. техн. наук. М., 1993.
12. Ушеренко Ю. С. Модификация металлов и сплавов высокоскоростным потоком твердых частиц: Дис. ... канд. техн. наук. Могилев, 2013.

References

1. Kolachev B. A., Elagin V. I., Livanov V. A. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka cvetnyh metallov i splavov* [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. Moscow, MISIS Publ., 1999, 416 p.
2. Andrievskij R. A. Nanomaterialy: koncepcija i sovremennye problem [Nanomaterials: concept and modern problems]. *Rossijskij himicheskij zhurnal = Russian Chemical Journal*, 2002, vol. XLVI, no. 5, pp. 50–56.
3. Znamenskij L. G., Ivochkina O. V. Nanotehnologii prigotovlenija ligatur v moshhnom jelektroimpul'snom pole [Nanotechnology preparation ligatures in a powerful electric pulse field]. *Izvestija Cheljabinskogo nauchnogo centra = Proceedings of Chelyabinsk Scientific Centr*, 2006, vyp. 1(31), pp. 45–49.
4. Meshherjakov Ju. I., Atroschenko S. A., Vasil'kov V. B., Chernyshenko A. I. *Mnogourovnevaja kinetika deformirovanija stalej 30HNChM pri odnoosnom udarnom nagruzenii* [Multilevel deformation kinetics 30HNCHM steel under uniaxial impact loading]. Leningrad, 1990, 45 p.
5. Glasmacher U. A. et. al. *Physical Review Letters*, 96, 195701 (17 May 2006).
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. Zel'dovich V. I., Frolova N. I., Homskaja I. V., Hejfec A. Je., Usherenko S. M., Dybov O. A. Strukturnye izmenenija zhelezonikelevyh splavah, vyzvannye dejstviem vysokoskorostnogo potoka poroshkovyh chastic. Ch. 1. Jeffekty udarnovolnovogo nagruzenija [Structural changes in iron-nickel alloys, caused by the action of high-speed flow of powder particles. The effects of a shock loading]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2001, vol. 91, no. 6, pp. 72–79.
8. Usherenko S. M., Marukovich E. I., Usherenko Ju. S., Belous A. I., Petlickij A. N. Formirovanie novyh materialov na osnove litejnogo aljuminieвого сплава [Formation of new materials based on aluminum alloy castin]. *Inzhenerno-fizicheskij zhurnal = Journal of Engineering Physics*, 2011, vol. 84, no. 5, pp. 1095–1099.
9. Panova T. V., Blinov V. I., Kovivchak V. S. Opredelenie vnutrennih naprjazhenij v metallah [Determination of internal stresses in metals]. Омск, 2004, 22 p.
10. Sistema avtomatizacii rentgenovskih difraktometrov serii «ДРОН». Programma X-Ray, versija 2.0. Moscow, MGU, 1995.
11. Protasova N. A. *Rentgenodifraktometricheskoe issledovanie tonkoj struktury monokristallicheskih lopatok iz nikelovyh splavov* [Rentgenodifraktometricheskoe study the fine structure of single crystal blades of nickel alloys]. Diss. kand. techn. nauk, Moscow, VIAM, 1993.
12. Usherenko Ju. S. *Modifikacija metallov i splavov vysokoskorostnym potokom tverdyh chastic* [Modification of metals and alloys, high-solids stream]. Diss. kand. techn. nauk, Mogilev, 2013.



УДК 669.017+539.216

Поступила 18.01.2017

ОПТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ МИКРОСКОПИИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

OPTICAL EFFECTS AT NONMETALLIC MATERIALS MICROSCOPY

А. Г. АНИСОВИЧ, Государственное научное учреждение «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru

A. G. ANISOVICH, State research Institution Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevitcha str. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru

Рассмотрены оптические эффекты, возникающие на дефектах оптически прозрачных материалов при исследовании с применением различных способов оптического контрастирования – темнопольного освещения и поляризованного света. Показано, что методы оптического контрастирования позволяют обнаруживать сферические дефекты под поверхностью оптически прозрачных материалов. Формирование оптических эффектов на дефектах материалов в темном поле частично обусловлено конструктивными особенностями объектива микроскопа. При исследовании в поляризованном свете формирование изображения на сферическом дефекте происходит аналогично таковому для одноосного кристалла.

The optical effects which appeared on internal defects of optically transparent materials by use of various methods of optical staining, i. e. dark-field illumination and polarized light were researched. It was shown that methods of optical staining support to determine spherical defects under a surface of optically transparent materials. Formation of optical effects on materials defects in dark background are partially determined by design features of microscope objective and it was found out. It was defined that the investigation using polarized light the image formation of spherical defects occurs similar to uniaxial crystal.

Ключевые слова. *Оптическое контрастирование, темнопольное освещение, поляризованный свет, оптически прозрачные материалы.*

Keywords. *Optical staining, dark-field illumination, polarized light, optically transparent materials.*

Современная металлография имеет дело не только с металлическими материалами, но и с неметаллами, в том числе полимерами, смолами, пластмассами. Среди них – материалы с различной степенью оптической прозрачности в видимом диапазоне. Для исследования таких материалов, а также композиционных материалов на их основе необходимо применение различных способов оптического контрастирования, так как обычное освещение по методу светлого поля не всегда создает необходимое качество изображения [1].

Наиболее часто в металлографии применяются методы контрастирования с использованием темнопольного освещения и поляризованного света, что обеспечивает получение структурно нагруженных изображений, на которых сочетаются как детали структуры исследуемого материала, так и оптические эффекты различного происхождения. Причиной возникновения этих оптических эффектов могут быть как структурные факторы, так и дефекты структуры – пористость, трещины, инородные включения и т. п.

Микроскопы прошлого поколения, как правило, не давали изображений оптических эффектов на дефектах структуры. Причиной являлось низкое качество оптики, а также отсутствие больших увеличений и неудовлетворительная разрешающая способность. В настоящее время, помимо использования больших увеличений (порядка 2000 крат и более), для фиксирования изображения применяются видеокамеры высокого разрешения, которые позволяют заметить даже незначительные различия в освещенности структурных элементов, а также оптические эффекты при работе в темном поле и поляризованном свете.

Проявление оптических эффектов на деталях и дефектах структуры может быть весьма разнообразным и не всегда узнаваемым в силу как разнообразия современных объектов исследования, так и возможностей оптической системы современных микроскопов. Оптические эффекты при металлографическом контрастировании требуют объяснения по той причине, что они ошибочно могут быть отнесены

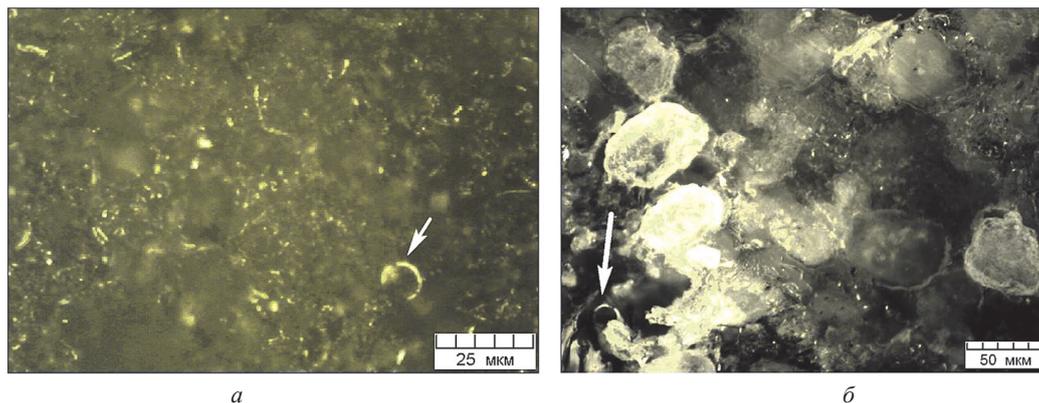


Рис. 1. Оптические эффекты в структуре полимерного материала: *а* – эпоксидная смола с наполнителем; *б* – сверхвысокомолекулярный полиэтилен; освещение по методу темного поля

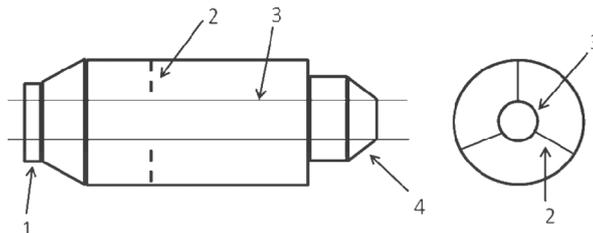


Рис. 2. Схема объектива микроскопа с опцией темного поля: 1 – резьба; 2 – держатели оптической системы «вертолетик»; 3 – оптическая система объектива; 4 – параболическое зеркало

к деталям структуры, в особенности при отсутствии у оператора навыка работы с подобными объектами. В справочной литературе такие сведения отсутствуют. Возникает необходимость выделения и описания оптических эффектов, вызванных, в первую очередь, дефектами структуры на поверхности металлических и неметаллических материалов, а также в объеме оптически прозрачных материалов.

В данной статье рассматриваются оптические эффекты, возникающие на сферических дефектах структуры полимерных материалов.

На рис. 1 показана структура композиционных неметаллических материалов на основе эпоксидных смол с различными наполнителями. Стрелками отмечены детали изображения, которые являются нехарактерными для структуры материала. Эти оптические эффекты могут принадлежать как структуре материала, так и быть артефактом. Также следует рассматривать возможность присутствия в композиции инородных включений.

Освещение по методу темного поля в металлографии – один из методов оптического контрастирования [1]. Для непрозрачных материалов применение темного поля позволяет визуализировать неплоскостные участки поверхности образца: включения фаз, границы зерен, частицы порошков, структуру изломов и т. д. Дополнительных структурных эффектов при этом, как правило, не возникает.

При исследовании оптически прозрачных материалов имеет место взаимодействие света не только с поверхностью образца, но и с внутренними слоями материала, в том числе с внутренними поверхностями (в первую очередь, полостями различной конфигурации). Толщина слоя, на который проникает свет, в основном зависит от свойств исследуемого объекта.

Формирование изображения в темном поле связано с особенностями конструкции объектива (рис. 2), которые визуализируются при отражении от специально подобранных поверхностей. Световые фигуры, формирующиеся в темном поле на плоской и сферических поверхностях непрозрачных материалов, показаны на рис. 3. Изображение на плоской поверхности сформировано двумя освещенными кольцами (рис. 3, *а*). Внутреннее кольцо представляет собой интерференционное кольцо за счет взаимодействия света с внешней кольцевой кромкой объектива. Внешнее кольцо, разделенное на три равных сегмента, является изображением крепления (так называемый «вертолетик») во внутренней части объектива для введения диафрагмы темного поля. При освещении шаровой непрозрачной поверхности в темном поле формируется световая фигура, состоящая из трех сегментов (рис. 3, *б*). Поэтому световые фигуры на рис. 1 могут быть образованы при взаимодействии света с объектами сферической формы.

При исследовании оптически прозрачных объектов, содержащих сферические дефекты (поры, газовые пузыри) в темном поле, падающий свет взаимодействует как с поверхностью образца, так и с вну-

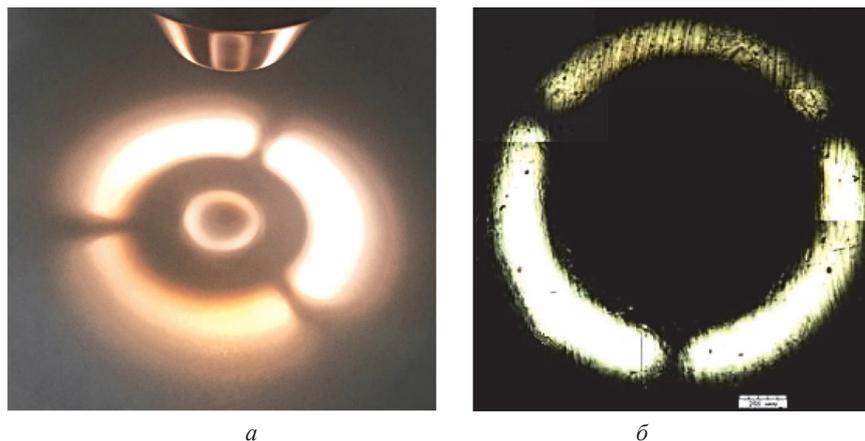


Рис. 3. Изображения светового пятна объектива микроскопа при освещении по методу темного поля: *a* – на бумаге; *б* – на полированном металлическом шарике (монтаж из нескольких кадров)

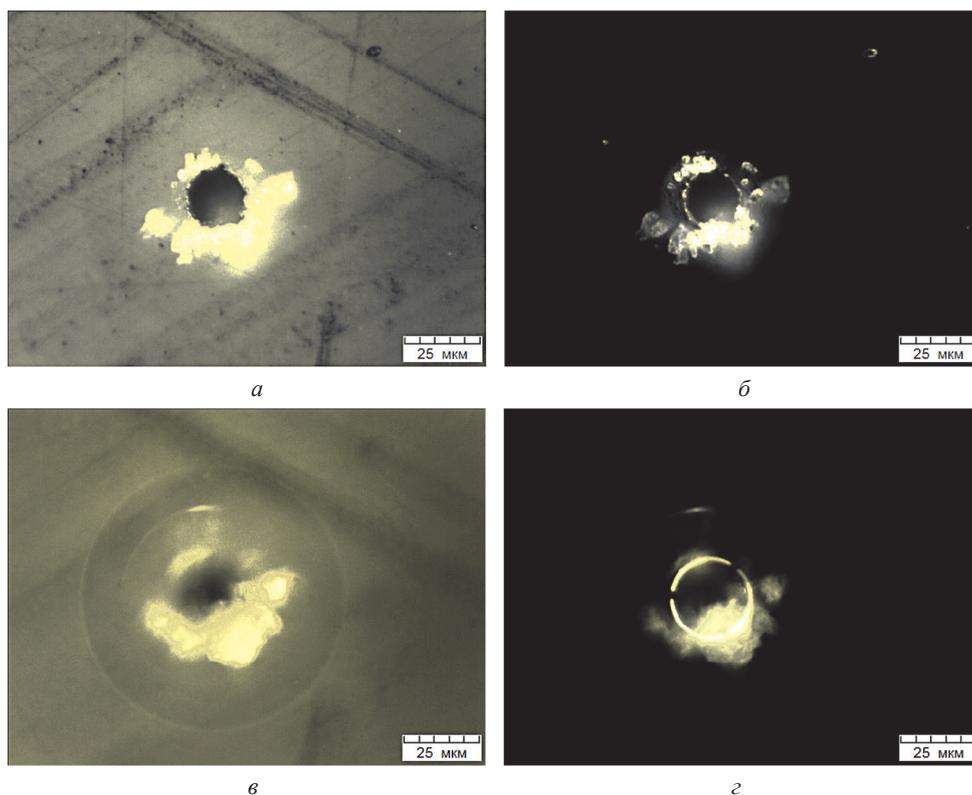


Рис. 4. Полость под поверхностью полупрозрачного материала (эпоксидная смола Д20): *a, в* – светлое поле; *б, г* – темное поле; *a, б* – фокусировка на поверхность образца

тренней сферической полостью. На рис. 4 представлена поверхность эпоксидной смолы Д20 с одиночной внутренней сферической порой, лопнувшей при деформации материала. При фокусировке на поверхность образца в резкости находится сама поверхность с царапинами, видны также продукты разрушения (рис. 4, *a*). Дефект плохо различим при светлопольном методе освещения, хотя увеличение фотографий достаточно велико (порядка 800 крат). В темном поле (рис. 4, *б*) «светятся» края отверстия и продукты разрушения. При фокусировке на внутренние слои материала в светлом поле видны контуры поры, в темном поле проявляется характерное кольцо, состоящее из трех сегментов – изображение «вертолетика».

При исследовании материала из смолы Д20 с нанокристаллическим наполнителем также не все дефекты структуры проявляются в светлом поле (рис. 5, *a*). При освещении по методу темного поля (рис. 5, *б*) в материале формируются оптические фигуры в виде сферических полостей. В центре оптических фигур также наблюдается изображение «вертолетика». Присутствует также яркий ободок, сформированный фрагментами колец; этот эффект можно отнести за счет оптического взаимодействия света, распространяющегося внутри сферических дефектов.

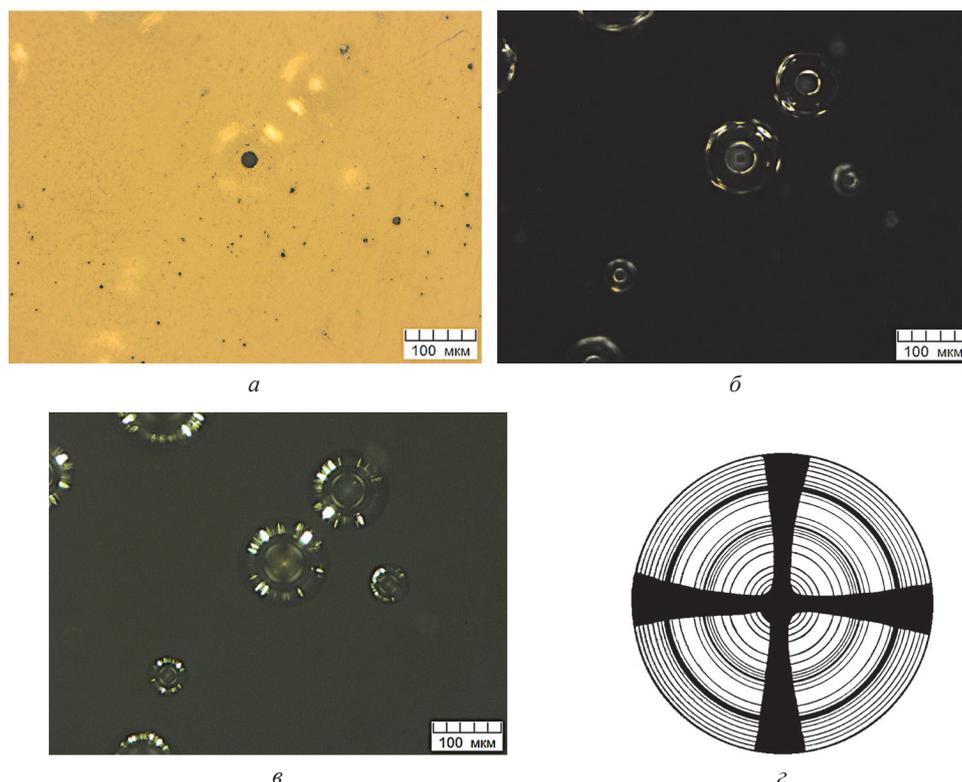


Рис. 5. Световые фигуры в слое эпоксидной смолы с нанокристаллическим наполнителем: *a* – светлое поле; *б* – темное поле; *в* – поляризованный свет; *г* – коноскопическая фигура одноосного кристалла в разрезе, перпендикулярном к оптической оси

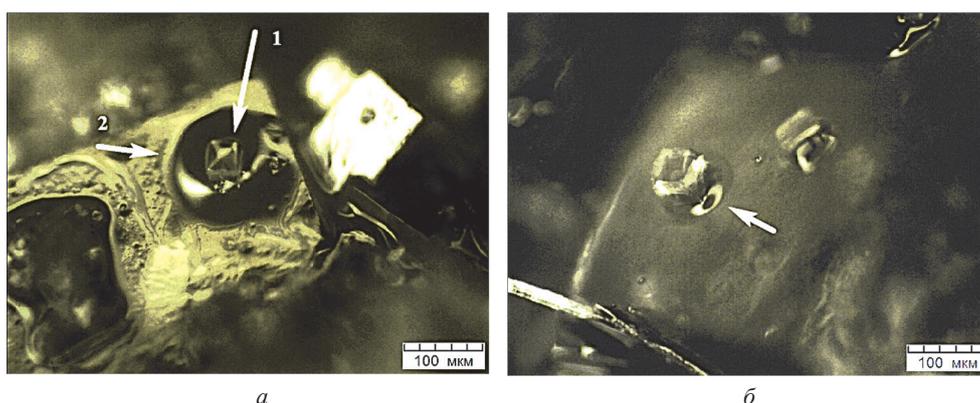


Рис. 6. Растущие кристаллы соли: *a* – начальная фаза роста; *б* – сформированный кристалл

В темном поле аналогичные эффекты можно наблюдать также на растущих кристаллах. На рис. 6 показаны кристаллы соли. В начальной стадии роста кристаллик 1 растет за счет подложки, на которой образуется кольцевой рельеф 2 (рис. 6, *a*). В процессе роста высота рельефа снижается и он не различим визуально. Но он формирует в темном поле световую фигуру, которая расположена под кристаллом и хорошо видна за счет высокой прозрачности соли (рис. 6, *б*).

Метод наблюдения в поляризованном свете (поляризационная микроскопия) служит как для микроскопических исследований минералов, так и для исследования структуры металлов и неметаллических материалов [2]. Традиционно в металлографии с применением поляризованного света изучают неметаллические включения в стали [3]. Поскольку определенная часть неметаллических включений оптически прозрачна, исследование основано на различии оптических свойств включения в разных направлениях, т. е. их оптической анизотропии [4]. Оптические свойства анизотропных микрообъектов различны в разных направлениях и проявляются по-разному в зависимости от ориентации этих объектов относительно оси объектива и плоскости поляризации света, падающего на них. Плоская поверхность образца и прозрачное включение по-разному взаимодействуют со световым потоком. Плоско поляризованный свет, отраженный от плоской поверхности, задерживается анализатором, поверхность выглядит темной. Часть света преломляется на внешней поверхности включения, проходит внутрь и, отражаясь на поверх-

ности включение-металл, выходит наружу, вновь испытывая преломление на внутренней поверхности, в результате чего включение освещено. Поэтому при скрещенном положении николей (поляризатора и анализатора) видно светлое изображение включения на темном фоне.

При исследовании кристаллов в сходящемся свете одноосный кристалл дает характерную световую фигуру, состоящую из темного креста, ветви которого, расширяющиеся к концам, параллельны главным сечениям николей [5]. В поле между ветвями креста могут быть видны концентрические кольца интерференционных цветов (рис. 6, з). Сферическая пора в оптически прозрачном неметаллическом материале в поляризованном свете проявляет эффекты, аналогичные таковым для одноосного кристалла (рис. 6, в). При скрещенных николях сферические дефекты образуют сложную оптическую фигуру. В центре формируется коноскопическая фигура, которая окружена ободком за счет взаимодействия лучей света, распространяющегося от разных сферических полостей.

Таким образом, металлографические методы оптического контрастирования позволяют обнаружение внутренних дефектов оптически прозрачных материалов. При этом формирование эффектов в темном поле обусловлено конструктивными особенностями объектива микроскопа. При исследовании в поляризованном свете формирование изображения на сферическом дефекте происходит аналогично таковому для одноосного кристалла.

Литература

1. **Анисович А. Г.** Искусство металлографии: использование методов оптического контрастирования / А. Г. Анисович // Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2016. № 1. С. 36–42.
2. **Анисович А. Г.** Применение поляризованного света в анализе металлов и сплавов / А. Г. Анисович // Литье и металлургия. 2012. № 3(67). С. 146–151.
3. **Червяков А. Н.** Металлографическое определение включений в стали / А. Н. Червяков, С. А. Киселева, А. Г. Рыльникова. М.: Государственное научно-техническое изд-во литературы по черной и цветной металлургии, 1962. 248 с.
4. **Панченко Е. В.** Лаборатория металлографии / Е. В. Панченко и др. М.: Металлургия, 1965. 440 с.
5. **Татарский В. Б.** Кристаллооптика и иммерсионный метод / В. Б. Татарский. М.: Недра, 1965. 306 с.

References

1. **Anisovich A. G.** *Iskusstvo metallografii: ispol'zovanie metodov opticheskogo kontrastirovaniya* [Art of metallography: application of optical staining methods]. *Vesti Natsional'noy Akademii nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Series of physical-technical sciences*. 2016, no. 1, pp. 36–42.
2. **Anisovich A. G.** *Primenenie poljarizovannogo sveta v analize metallov i spлавov* [The use of polarized light in the analysis of metals and alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 3(67), pp. 146–151.
3. **Cherviakov A. N., Kiseleva S. A., Rilnikova A. G.** *Metallograficheskoe opredelenie vkljuchenij v stali* [Metallographic revelation of inclusions in steel]. Moscow, Metallurgy Publ., 1962. 248 p.
4. **Panchenko E. V. and oth.** *Laboratorija metallografii* [Laboratory of metallographic]. Moscow, Metallurgy Publ., 1965, 440 p.
5. **Tatarsky V. B.** *Kristallooptika i immersionnyj metod* [Crystal optics and immersion method]. Moscow, Nedra Publ., 1965, 306 p.



УДК 534.143

Поступила 07.12.2016

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КЛЮЧЕВЫХ ПАРАМЕТРОВ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА ВЕЛИЧИНУ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ДАВЛЕНИЯ

EXPERIMENTAL STUDY ON THE IMPACT OF KEY PARAMETERS OF MELT MAGNETIC-PULSE TREATMENT ON THE ELECTROMAGNETIC PRESSURE

*В. Н. ЦУРКИН, С. С. ЧЕРЕПОВСКИЙ, Институт импульсных процессов и технологий НАН
Украины, г. Николаев, Украина, пр. Богоявленский, 43а. E-mail: dpta@iippt.com.ua*

*V. N. TSURKIN, S. S. CHEREPOVSKIY, Institute of Pulse Processes and Technologies of the National
Academy of Sciences of Ukraine, Mykolaiv, Ukraine, 43a, Bogoyavlenskiy ave. E-mail: dpta@iippt.com.ua*

Получены экспериментальные данные измерения импульсного давления при осевой магнитно-импульсной обработке расплава на основе алюминия. Показаны зависимости изменения амплитуды электромагнитного давления в расплаве от таких параметров обработки, как амплитуда силы тока в разрядной цепи, частота разрядного тока и расстояние между индуктором и поверхностью расплава.

Experimental data of measuring the pulse pressure in axial magnetic-pulse treatment of aluminum-based melt are obtained. Dependences between the electromagnetic pressure on the melt, amplitude and processing parameters such as the amplitude of current in the discharge circuit, the frequency of the discharge current and the distance between the inductor and the melt surface are shown.

Ключевые слова. Магнитно-импульсная обработка, расплав, электромагнитное давление, алюминий.

Keywords. Pulse magnetic treatment, melt, electromagnetic pressure, aluminum.

Введение

В литейном производстве используют различные методы обработки расплава как в печи, так и вне печного агрегата, в том числе в форме. При этом в расплав вводят различные добавки в малых дозах (модификаторы и флюсы), а также генерируют в расплаве поля различной физической природы. Цель таких обработок – повышение качества литой продукции при минимизации стоимостных затрат.

Осевая магнитно-импульсная обработка (МИО) расплава в технологиях литейного производства начала развиваться не так давно. Этот метод предусматривает импульсное электродинамическое нагружение расплава, размещая над его поверхностью индуктор, в котором генерируются импульсы тока. Публикации по МИО показывают широкие функциональные возможности этого метода и его результативность [1–4].

Следует отметить, что в некоторых работах по МИО расплава применяют источник импульсного тока из оборудования по МИО твердых материалов, что оправдано для пионерных работ в этой области. Но недостаток экспериментальных данных о процессах, сопровождающих такое воздействие на расплав, пока не дает возможности оптимально подойти к проектированию эффективного, стабильного и надежного технологического модуля и предложить рационально организованные соответствующие технологические способы МИО расплава, с помощью которых достигается требуемое соотношение в системе «цена-качество».

Сложные многофункциональные и многофакторные процессы, которые генерируются при различных методах обработки расплава, как правило, не являются изолированными и не всегда могут быть сведены к разрешению чисто вычислительных проблем в модельных представлениях термодинамики, электродинамики, механики и т. п. Здесь успешность решаемой задачи методами вычислительного экс-

перимента определяется на стадии ее постановки, которая должна базироваться прежде всего на данных физического эксперимента. В первую очередь это относится к характеристикам механического воздействия на расплав, вызванного действием электромагнитного поля, генерируемого в скин-слое в объекте обработки при МИО.

Очевидно, только в [5] были представлены данные о разработке и испытании системы измерения импульсного давления в жидком металле при осевой МИО. Авторы работы выделили основные трудности, связанные с такого рода измерениями, состоящие в высокой температуре среды и электрических помехах, исходящих от разрядного контура установки. Чтобы избежать этих проблем, в работе [5] использовали в качестве переходного звена между волноводом и пьезоэлементом камеру с непроводящей, несжимаемой жидкостью (например, керосин). Безусловно, такая конструкция имеет право на существование и обеспечивает по сравнению с традиционной ряд преимуществ, таких, как температуро- и помехозащищенность измерительного контура. В то же время к недостаткам такой измерительной системы можно отнести достаточно высокую степень сложности ее конструкции и эксплуатации, что связано с необходимостью герметизации соединений волноводного датчика и камеры с жидкостью, а также с сложностью расчета камеры с тем, чтобы не допустить искажения акустической волны сжатия на пути к датчику. Анализ зависимостей между параметрами разрядной цепи генератора импульсных токов (ГИТ) и параметрами силового нагружения при МИО позволил бы адекватно перейти к разработке рекомендаций по организации рациональных параметров МИО расплава в технологиях литейного производства, но в анализируемой работе [5] не представлены данные о зависимости величины давления от таких характеристик, как сила тока в индукторе, частота (период) тока и расстояние между поверхностью расплава и индуктором, которые можно определить как ключевые параметры нагружения расплава [6]. Авторами работы [5] показано лишь запаздывание сигнала, который фиксирует записывающая аппаратура, от импульса тока в индукторе, что обусловлено временем прохождения волны сжатия через все составные части системы измерения.

Можно выделить как актуальную следующую цель работы – экспериментально определить зависимость давления в расплаве при его осевой МИО от ключевых параметров воздействия: амплитуды разрядного тока, его частоты (периода) и расстояния между поверхностью расплава и индуктором.

Постановка задачи

При осевой МИО расплава реализуются два сопряженных процесса его нагружения:

- генерирование в контактной зоне «индуктор-расплав» скин-слоя с определенной плотностью электромагнитной энергии, которая, как показано ранее в работе [2], не равномерно распределяется вдоль радиуса поверхности расплава, что вызвано спиральной конструкцией индуктора;
- за счет интегрального действия объемной электромагнитной силы расплав подвергается импульсному механическому воздействию, которое формирует в объеме обработки акустическое поле, распространяющееся от поверхности расплава; кроме того, за счет массивности объекта обработки следует ожидать его низкочастотные колебания (относительно частоты тока), когда вся масса расплава приобретает определенное ускорение.

Как уже отмечалось в работе [5], при измерениях на высоком напряжении и повышенной температуре возникают серьезные технические и метрологические проблемы при конструировании экспериментального стенда, способного регистрировать давление при МИО в жидком металле. По нашему мнению, часть этих проблем можно избежать, если процесс нагружения расплава на основе алюминия промоделировать нагружением массивного твердого алюминиевого цилиндра с длиной и диаметром, удовлетворяющих, в том числе и некоторым метрологическим требованиям. Также цилиндр может быть определен не только как объект обработки при МИО расплава, но и служить волноводным датчиком, если в него встроены соответствующий преобразователь, например, пьезоэлемент. Диаметр волноводного датчика выбран равным диаметру индуктора, а длина должна обеспечивать время прохождения сигнала от пьезоэлемента к противоположному от индуктора концу датчика и обратно не меньшее, чем полупериод разрядного тока. Очевидное преимущество такого датчика заключается прежде всего в возможности его эксплуатации при нормальной температуре.

В данной работе были использованы две конструкции датчика, представляющих собой двухступенчатые цилиндрические волноводы с помещенным между ними пьезоэлементом типа ЦТС-19 толщиной 1 мм. Диаметр такого датчика составлял 60 мм. Для регистрации ускорений две ступени датчика имели длину по 150 мм. Для измерения давлений передний волновод представлял собой пластинку того же ди-

аметра 60 мм, толщиной 6 мм. В случае нагружения первого датчика относительно короткими импульсами массивный передний волновод выступал в качестве механического фильтра для высокочастотного акустического сигнала. В результате этого регистрировался колебательный процесс для массивного тела на жесткости, которую обеспечивала лавсановая пленка толщиной 50 мкм. Она использовалась для электроизоляции пьезоэлемента от металлических частей датчика.

Сделаем некоторые оценки выбранных параметров датчика давления и ГИТ. Как известно, электро-разрядные процессы могут быть описаны такими параметрами ГИТ, как напряжение на обкладках конденсатора U , его емкость C , индуктивность разрядного контура L . Их выбор для исследований основывался на результатах, полученных как авторами работы [5], так и другими исследователями. В таблице приложены выбранные для измерений варьируемые характеристики разряда и параметры измерительного стенда: максимальное значение амплитуды разрядного тока I_m , емкость конденсаторов ГИТ и величина зазора между индуктором и объектом обработки Δ .

Значение индуктивности для всех номеров экспериментов постоянно и равно $L \approx 2$ мкГн. Периоды колебаний разрядного тока τ для емкостей 1; 5,6 и 100 мкФ равны $\tau = 9; 21; 90$ мкс, что соответствует частотам разрядного тока $f = 11 \cdot 10^4; 4,8 \cdot 10^4; 1,1 \cdot 10^4$ Гц. Заметим, что величины τ и L не изменялись в экспериментах для всех величин промежутка Δ .

Характеристики разрядного контура

Номер серии	Номер эксперимента	I_m , А	Δ , мм	C , мкФ
1	1.1	8000	0,001	1
			1	
	1.2		3	
	1.3		5	
	1.4		7	
	1.5		9	
2	2.1	1500	3	1
	2.2	3500		
	2.3	7500		
	2.4	8000		
	2.5	12000		
3	3.1	8000	1	1
	4.1			5,6
	5.1			100

Каждая серия экспериментов была направлена на исследование определенной зависимости:

- 1) зависимость давления на заготовку при МИО от зазора между индуктором и объектом обработки;
- 2) зависимость давления на заготовку при МИО от амплитуды силы тока в разрядном контуре установки МИО;

3) зависимость между емкостью батареи конденсаторов ГИТ и давлением на заготовку при МИО.

Максимальное значение величины первого полупериода разрядного тока при $C = 100$ мкФ составляло значение $\tau_{0,5} \approx \pi\sqrt{LC} \approx 45$ мкс. Время прихода прошедшего и отраженного сигнала от «дна» волновода датчика к пьезоэлементу составляло величину $\tau_{отр} \approx 60$ мкс.

Таким образом, выбранная длина ненагружаемого напрямую волновода 150 мм позволяла даже при самых длительных из принятых в работе периодах тока регистрировать первую, основную полуволну давления без искажений.

Толщина скин-слоя при выбранных параметрах разрядного контура при максимальном периоде тока 90 мкс и проводимости Al при 20 °С $\gamma = 37,45 \cdot 10^6$ См/м не превышала величину 2 мм. Это оправдывало при измерении давления выбор толщины переднего волновода в 6 мм тем, что давало возможность сформировать в нем акустический сигнал, регистрируемый с помощью пьезоэлемента.

Безусловно, что различные электрофизические и механические характеристики твердого и жидкого состояния алюминия должны вносить некоторую поправку в полученные результаты. Но физика твердого и жидкого состояний для анализируемых в работе характеристик, полученных при измерениях, позволяет утверждать, что механизмы процессов формирования скин-слоя, механического нагружения и распространения акустических сигналов здесь могут быть приняты одинаковыми. Разница будет только в числовых показателях измеряемых физических величин при одинаковых параметрах разряда. Для

акустического сигнала сравнение величины акустической жесткости твердого и жидкого состояний (ρc , где ρ – плотность, c – скорость звука) показывают соответствующие их значения $13,7 \cdot 10^6$ и $11,2 \cdot 10^6$ Па·с/м, т. е. за счет этого величина амплитуды давления в жидком алюминии будет примерно на 20% меньше, чем получена в измерениях.

Амплитудные значения электродинамической силы, нагружающей расплав, определяются плотностью электромагнитной энергии в скин-слое, объем которого отличается для жидкого и твердого состояний за счет разной его толщины, в 3 раза. Это позволяет предположить, что регистрируемые в эксперименте амплитуды давлений в твердом состоянии ожидаются минимум в 3 раза большими, чем в жидком металле.

Пересчет численных значений давления, полученных на твердотельном датчике к жидкому состоянию, является предметом другой задачи. Но качественные результаты изменений, по нашему мнению, в этих случаях должны быть аналогичны. Поэтому далее представлены полученные результаты в относительных единицах.

Описание экспериментального стенда и методические особенности измерений

Экспериментальный стенд состоит из двух блоков: высоковольтного электроразрядного и низковольтного измерительного (рис. 1). Возникающие при этом проблемы нивелирования наводок в измерительных цепях (тока, напряжения, давления) решались классическими методами, хорошо описанными в литературных источниках применительно к измерениям на высоком напряжении [6, 7]. Использование низкочастотного фильтра (НЧФ) вызвано необходимостью устранения паразитной составляющей сигнала, природа которой определяется высокочастотными гармониками импульсных процессов различной физической природы. Частично, как описано выше, проблема избавления от некоторых помех анализируемых сигналов решилась конструкцией датчика.

Эксперимент проводили согласно следующей последовательности операций:

1. Устанавливались параметры зарядной и разрядной цепи ГИТ (разрядный ток, зарядное напряжение и емкость батареи конденсаторов).
2. Под горизонтально расположенный плоский индуктор устанавливался датчик в вертикальном положении.
3. Индуктор подводился к верхнему торцу датчика.
4. С помощью электроизолирующей прокладки заданной толщины выставлялся зазор (Δ) между индуктором и верхней плоскостью датчика.
5. Производился разряд на индуктор батареи конденсаторов, заряженной до заданного напряжения.
6. Сигнал с пьезоэлемента фиксировался запоминающим осциллографом W2012 производства Wittig Technologies.
7. Данные с осциллографа переносились на персональный компьютер для дальнейшего анализа.
8. Регистрировались осциллограммы разрядного тока для каждого номера эксперимента.

Схемная реализация высоковольтного комплекса выполнена с учетом разработки на ее базе мобильного, экономичного, малогабаритного ГИТ, аналогичного описанному в работе [8] (рис. 1).

В качестве датчика тока использовали пояс Роговского (ПР); для регистрации и контроля процессов заряда-разряда конденсаторной батареи – омический делитель Д1 ($K_d = 1:2500$), разработанные и изготовленные в ИИПТ НАН Украины.

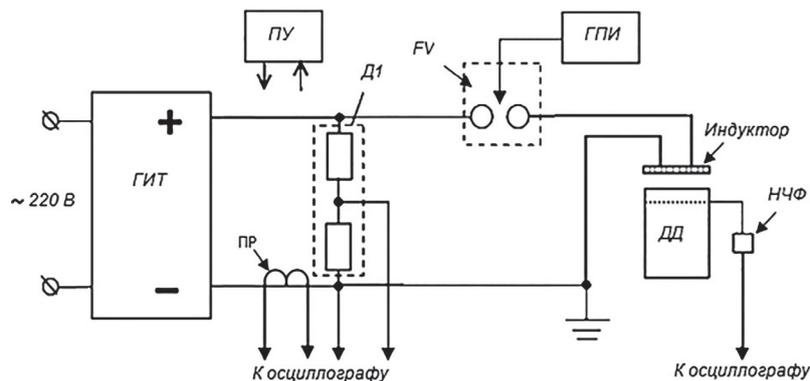


Рис. 1. Принципиальная схема экспериментального стенда

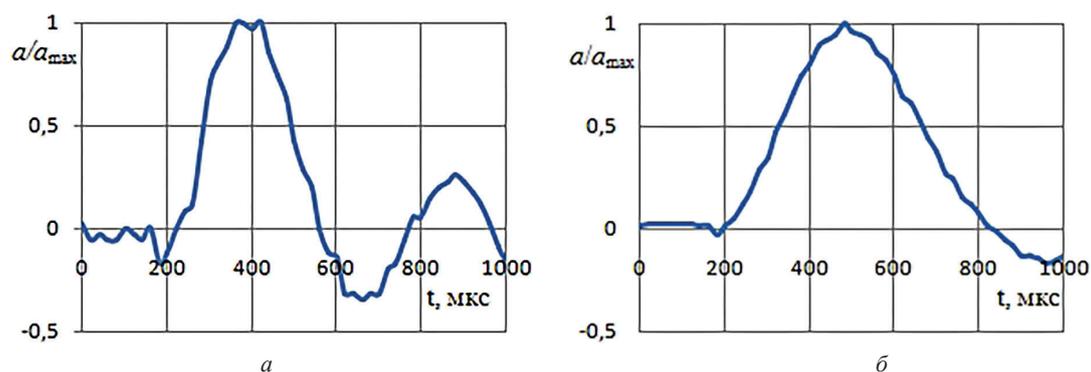


Рис. 2. Характерные осциллограммы зависимости ускорений массы датчика от времени: а – при $\Delta = 7$ мм; б – при $\Delta = 0,1$ мм

Основная часть генератора импульсных токов была смонтирована в экранированной комнате. Индукторная система была вынесена за ее пределы и расположена на экспериментальном участке в непосредственной близости от датчика давления. С целью снижения индуктивности разрядного контура емкостной накопитель и коммутатор были соединены двумя параллельно соединенными коаксиальными кабелями РК50-11-11. Секция автоматики расположена в выносном щите-пульте управления ПУ, который соединен с ГИТ многожильным экранированным кабелем для передачи сигналов управления, индикации, контроля и заземления пульта (рис. 1).

Для каждого номера экспериментов (см. таблицу) выполнялось по пять разрядов для определения статистической погрешности, которая для зависимости разрядного тока не превышала 5%, для давления – 20%.

Обсуждение результатов

На рис. 2 представлены характерные осциллограммы зависимости ускорений массы датчика от времени. Здесь период низкочастотных колебаний датчика относительно периода тока позволяет утверждать о том, что это может быть только временная зависимость ускорения, а не давления, для которого период колебаний сигнала должен иметь порядок периода колебаний тока.

Можно предположить, что при зазоре $\Delta \approx 0,01$ мм индуктор демпфирует эти колебания, поэтому сигнал ограничен одной полуволной.

На рис. 3 сопоставлены осциллограммы разрядного тока и давления для трех выбранных величин емкости (С). Здесь период давления уже согласован с периодом тока в отличие от сигнала, показывающего временную зависимость ускорения (см. рис. 2). Заметим, что с увеличением периода тока разряда от режима, близкого к режиму короткого замыкания, до почти согласованного, максимальное значение давления по времени отстает от амплитуды первого полупериода тока, тем активней, чем меньше период тока.

Результаты 1-й серии экспериментов (см. таблицу), направленной на изучение зависимости давления на датчик при МИО от промежутка между индуктором и расплавом, представлены на рис. 4. Эти данные показывают пологое падение величины электромагнитного давления с увеличением зазора между индуктором и заготовкой до величины $\Delta = 3$ мм. Далее наблюдается незначительное уменьшение значения давления с ростом Δ . Таким образом, при МИО расплава рекомендуется устанавливать величину зазора Δ не более 3 мм.

Результаты 2-й серии экспериментов (см. таблицу), направленной на изучение зависимости давления при МИО от амплитуды разрядного тока в индукторе, приведены на рис. 5. Здесь значение давления в зависимости от силы тока плавно увеличивается до величины $I_M = 7500$ А, после чего идет более резкое увеличение давления, что позволяет говорить о целесообразности использования разрядных токов с максимальным значением 7500 А и выше.

Результаты 3-й серии экспериментов (см. таблицу), направленной на изучение зависимости давления на датчик при МИО от частоты разрядного тока в индукторе, представлены на рис. 6. Ход этой кривой требует отдельных пояснений. Ранее полученная нами численная зависимость $P = f(f)$ [9] монотонно возрастала с ростом частоты тока и не имела минимума как на рис. 6. Очевидно, что модельные представления работы [9] не учитывали каких-то характерных особенностей спектральных плотностей нагрузки и собственных колебаний объекта нагружения, как сделано, например, в работе [10], где анализи-

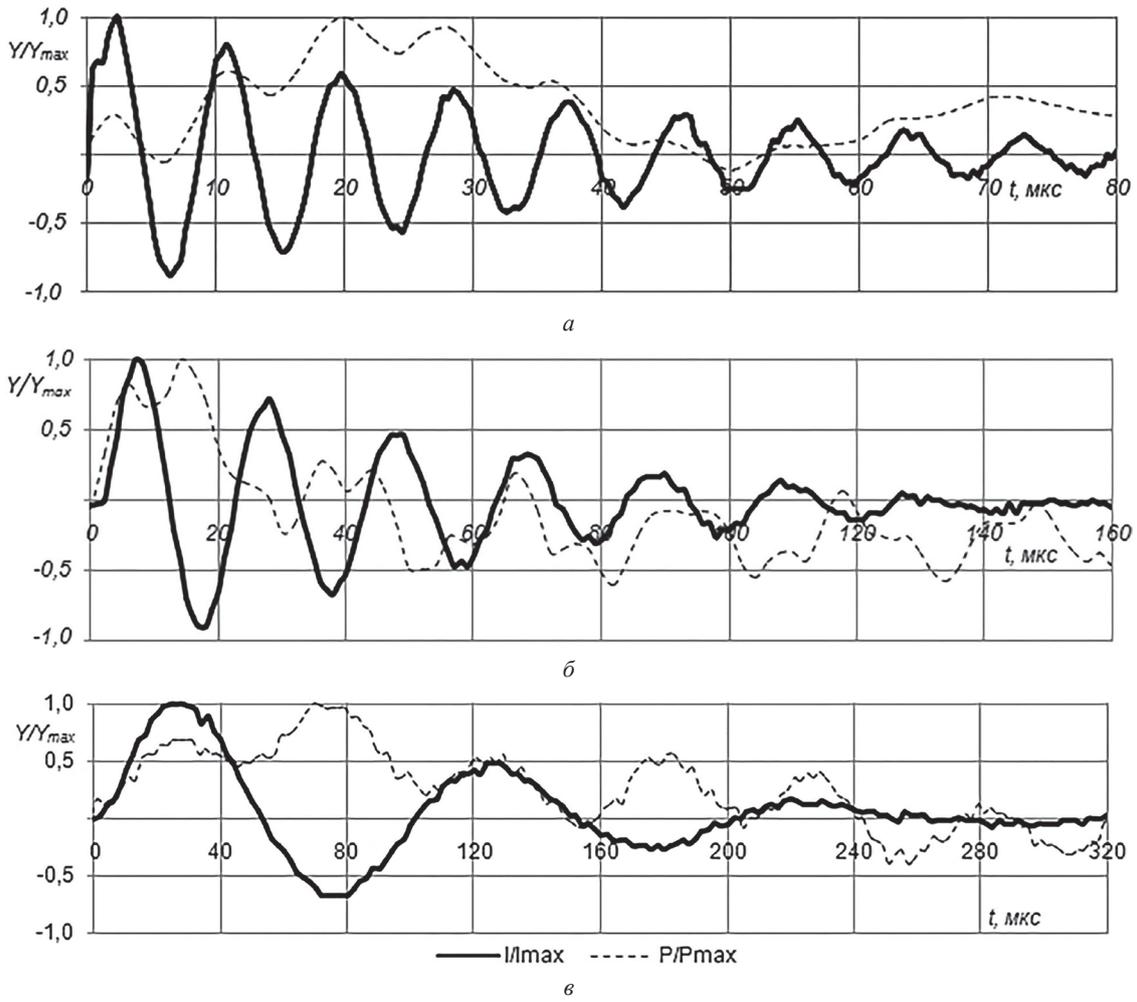


Рис. 3. Сопоставление импульса тока в индукторе и давления на заготовку при МИО: а – 1 мкФ; б – 5,6; в – 100 мкФ

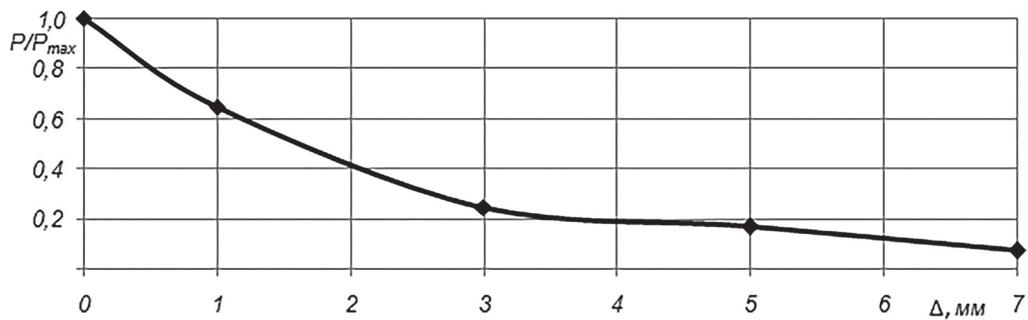


Рис. 4. Зависимость амплитуды давления при МИО от зазора между индуктором и заготовкой

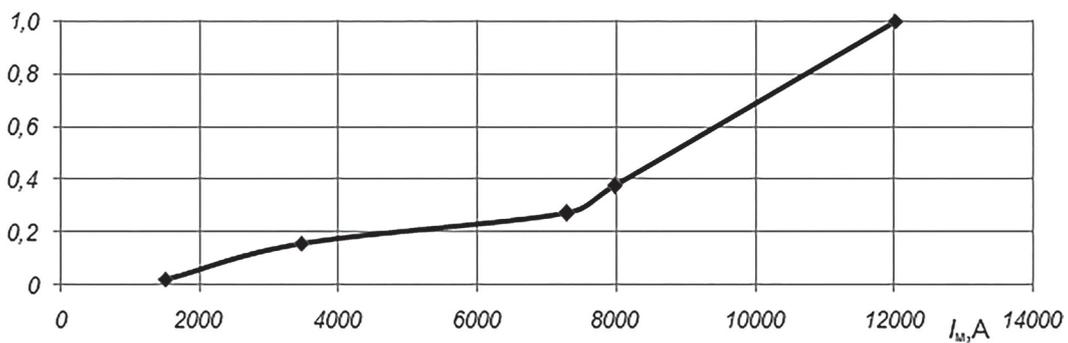


Рис. 5. Зависимость амплитуды давления при МИО от амплитуды разрядного тока

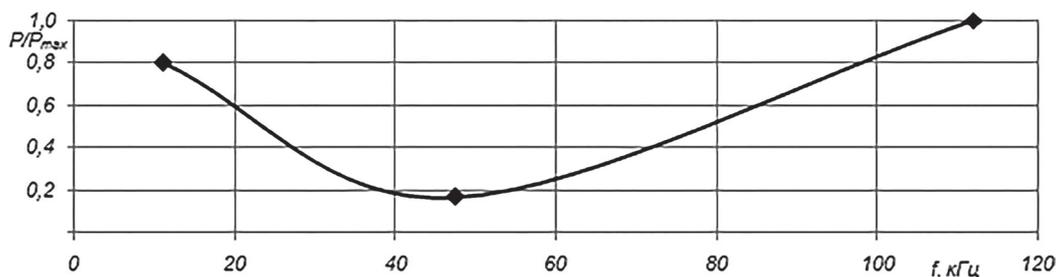


Рис. 6. Зависимость амплитуды давления при МИО от частоты разрядного тока

ровались электромагнитные процессы в расплавах и показано при более точной постановке численной задачи наличие экстремумов на кривых «скорость-частота тока», «деформация твердой корочки – частота тока». Таким образом, можно считать, что рис. 6 показывает более реальную зависимость давления от частоты разрядного тока при МИО расплава, чем данные работы [9].

Выводы

В результате экспериментальных измерений импульсного давления при МИО были получены качественные зависимости: амплитуды давления от зазора между индуктором и заготовкой, от силы тока в индукторе и частоты разрядного тока в разрядной цепи установки. Их анализ подтверждает ранее полученные различными исследователями выводы о том, что интенсивность силового воздействия на объект обработки растет с уменьшением расстояния между индуктором и заготовкой, а также с ростом амплитуды силы тока в индукторе. Но представленные в работе результаты показывают, что наиболее рационально устанавливать $\Delta \leq 3$ мм, а $I_M > 7500$ А.

Важным с точки зрения авторов является результат, полученный при исследовании зависимости амплитуды давления при МИО от частоты тока в разрядном контуре. Из рис. 6 видно, что интенсивность силового воздействия имеет минимум при частоте разрядного тока в индукторе 50 кГц, создавая своеобразный провал. Таким образом, можно судить о том, что при проектировании установки, направленной на формирование максимального силового воздействия на объект обработки, необходимо выбирать частоты разрядного тока или от 1 до 10 или от 100 кГц и выше. Заметим, что высокочастотный вариант ГИТ позволяет минимизировать энергозатраты на обработку [9].

В работе впервые относительно МИО расплава получены экспериментальные данные, показывающие, что массивный объект обработки при импульсном нагружении совершает низкочастотные (относительно частоты колебаний тока) колебания на жесткости, определяемой формой. При этом амплитуда таких колебаний тем больше, чем больше частота тока. Этот эффект существенно отличает отмеченные процессы в объекте обработки от процессов при магнитно-импульсной штамповке. Особенности таких колебаний требуют дополнительных исследований.

Литература

1. **Bo Li.** Effect of temperature field on solidification structure of pure Al under pulse magneto-oscillation / Bo Li., Yin Zhenxing., Yong Youngyoung et al. // China foundry. 1988. Vol. 8(2). P. 172–176.
2. **Синчук А. В.** Силовое магнитно-импульсное воздействие на твердо-жидкий алюминиевый сплав А357 / А. В. Синчук, В. Н. Цуркин, А. В. Иванов [и др.] // Процессы литья. 2012. № 5. С. 43–53.
3. **Чугунный Е. Г.** Магнитно-импульсная обработка кристаллизующихся расплавов / Е. Г. Чугунный // Литейное производство. 1996. № 1. С. 12–14.
4. **Pe Ning.** Mechanism of pulse magneto-oscillation grain refinement on pure Al/ Ning Pei, Gong Yongyong, Li Renxing [et al.] // China foundry. 2011. Vol. 8(1). P. 41–50.
5. **Юсупов Р. Ю.** Измерение импульсных давлений в объеме расплава в условиях интенсивных импульсных помех / Р. Ю. Юсупов, Е. Е. Кострюков // Вестн. Самар. ун-та. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2012. № 5–2(36). С. 257–262.
6. **Цуркин В. Н.** Исследование характеристик плазмы электроразряда в воде/В. Н. Цуркин, И. С. Швец // ТВТ. 1987. Т. 25, № 2. С. 235–240.
7. **Шваб А.** Измерения на высоком напряжении: Измерительные приборы и способы измерения. 2-е изд., перераб. и доп. Пер. с нем. М.: Энергоатомиздат, 1983. 264 с.
8. **Щерба А. А.** Электротехнические компактные системы обработки расплавов металлов высоковольтными электроразрядными импульсами / А. А. Щерба, А. В. Иванов // Праці Інституту електродинаміки НАН України. 2014. Вип. 36. С. 96–102.
9. **Череповский С. С.** Управляющие параметры магнитно-импульсной обработки расплава / С. С. Череповский // Металл и литье Украины. 2014. №12. С. 32–33.

10. Подольцев А. Д. Элементы теории и численного расчета электромагнитных процессов в проводящих средах/А. Д. Подольцев, И. Д. Кучерявая. Киев: Изд-во Института электродинамики НАН Украины. 1999. 363 с.

References

1. **Bo Li, Yin Zhenxing**, Yong Youngyoung et al. Effect of temperature field on solidification structure of pure Al under pulse magneto-oscillation. *China foundry*. 1988. Vol. 8(2), pp. 172–176.
2. **Sinchuk A. V., Tsurkin V. M., Ivanov A. V. et al.** Force magnetic pulse action on the solid-liquid A357 aluminum alloy. *Processy lit'ja = Processes of foundry*, 2012, no. 5, pp. 43–53 (In Russian).
3. **Chugunnyj E. G.** Pulse magnetic treatment of crystallizing melts. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 1996, no. 1, pp. 12–14 (In Russian).
4. **Pe Ning**. Mechanism of pulse magneto-oscillation grain refinement on pure Al/ Ning Pei, Gong Yongyong, Li Renxing et al. *China foundry*, 2011, vol. 8(1), pp. 41–50.
5. **Jusupov R. Ju., Kostrjukov E. E.** Measuring the pulse pressure in the melt volume in conditions of intense pulse interference. *Vestnik Samarskogo universiteta. Ajerokosmicheskaja tehnika, tehnologii i mashinostroenie*, 2012, no. 5–2(36), pp. 257–262 (In Russian).
6. **Tsurkin V. N., Shvec I. S.** Research of electric discharge plasma characteristics in water. *High Temperature*, 1987, vol. 25, no. 2, pp. 235–240 (In Russian).
7. **Schwab A.** High-voltage measurements: Measuring instruments and measurement techniques. 2 nd ed., Revised. and supplement-ed., Heidelberg, 1971 (Russ. ed. Kuzhekina I. P. Moscow, Energoatomisdat Publ., 1983, 264 p.).
8. **Szczerba A. A., A. V. Ivanov.** Electrotechnical compact systems of molten metal treatment with high-voltage electric-pulse. *Works of the Institute of Electrodynamics of NAS of Ukraine*, 2014. no. 36, pp. 96–102 (In Russian).
9. **Cherepovskiy S. S.** The control parameters of magnetic-pulse treatment of melt. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2014, no. 12, pp. 32–33 (In Russian).
10. **Podoltsev A. D., Kucheryavaya I. D.** *Elements of the theory and numerical calculation of electromagnetic processes in conducting environments*. Kyiv, Institute of Electrodynamics of NAS of Ukraine Publ., 1999, 363 p. (In Russian).



УДК 621.7.016.2:669.13

Поступила 03.01.2017

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА ФАЗОВЫХ ГРАНИЦАХ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ ПРИ ГОРЯЧЕМ ВЫДАВЛИВАНИИ

COMPUTER MODELING OF STRAINS ON PHASE BOUNDARIES IN DUCTILE CAST IRON AT HOT EXTRUSION

*А. И. ПОКРОВСКИЙ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь,
ул. Купревича, 10. E-mail: arturu@tut.by,*

*В. А. КОВТУН, Гомельский филиал университета гражданской защиты Министерства
по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь, г. Гомель, Беларусь,*

*Т. В. РЯБЧЕНКО, Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого
НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь, ул. Кирова, 32а,*

*И. Н. ХРОЛЬ, Министерство промышленности Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь,
пр. Партизанский, 2, кор. 4*

*A. I. POKROVSKY, Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus,
10, Kuprevicha str. E-mail: arturu@tut.by,*

*V. A. KOVTUN, The Gomel branch of University of civil defense of Emergency Situation Ministry of the
Republic of Belarus, Gomel, Belarus,*

*T. V. RYABCHENKO, Metal-Polymer Research Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Gomel,
Belarus, 32a, Kirova str.,*

I. N. KHROL, Ministry of Industry of the Republic of Belarus, Minsk, Belarus, 2, Partizanskiy ave.

Выполнено компьютерное моделирование распределения напряжений в структуре высокопрочного чугуна с феррито-перлитной матрицей и включениями шаровидного графита по мере увеличения степени деформации в условиях прямого горячего выдавливания. С использованием программной системы конечно-элементного анализа ANSYS получены численные значения напряжений на границах раздела фаз феррит-перлит, графит-феррит, а также внутри графитного включения. Проанализировано распределение напряжений в исследуемых структурах и обнаружены зоны локального увеличения напряжений.

Результаты моделирования сопоставлены с металлографическим анализом и фрактограммами. Полученные результаты могут быть использованы при прогнозировании зон разрушения в изделиях из чугуна.

The computer modeling of the strain distribution in the structure of ductile iron with ferrite-pearlite matrix and inclusions of spherical graphite dependence on increasing degree of deformation during direct hot extrusion was researched. Using a software system of finite-element analysis ANSYS the numerical values of the strains at the phase boundaries: ferrite-pearlite, graphite-ferrite and also inside the graphite inclusions were defined. The analysis of the strain distribution in the investigated structures was performed and local zones of increased strains were discovered.

The results of modeling are compared with metallographic analysis and fracture patterns. The obtained results could be used in the prediction of fracture zones in the cast iron products.

Ключевые слова. Горячая пластическая деформация, высокопрочный чугун, структура, металлическая матрица, включения графита.

Keywords. Hot plastic deformation, ductile iron, structure, metal matrix, inclusion of graphite.

Введение

Высокопрочный чугун с включениями шаровидного графита и феррито-перлитной металлической основой можно рассматривать как структурно-неоднородный материал, элементами которого выступают включения графита, существенно отличающиеся по свойствам от основной матрицы [1, 2]. Характеристики литого чугуна не только хорошо изучены, до даже и регламентированы [3–5].

До недавнего времени считалось, что чугун – пластически недеформируемый, хрупкий материал. Но, поскольку литая структура чугуна не всегда соответствует современным повышенным требованиям машиностроения, в последние годы внимание исследователей привлекают различные новые нестандартные способы воздействий на структуру чугунов. Это, в частности, горячая пластическая деформация чугунной заготовки (при температурах 800–1000 °С), например, штамповкой, прокаткой или выдавливанием для получения конкретных машиностроительных изделий. За последние десятилетия удалось доказать, что в определенных температурно-силовых интервалах чугун поддается пластической деформации [6–10].

Для гетерогенных материалов, к которым относится чугун, принято считать, что способность их к формоизменению определяется реологическими свойствами как включений, так и металлической основы. Исходя из этого положения, у сплавов, содержащих более 2,14% углерода, способности к пластической деформации невелики. Это объясняется наличием в пластичной и мягкой (160–200 НВ) аустенитной матрице хрупких и малопластичных фаз: цементита или (и) графита. Цементит, в частности, имеет высокую твердость (более 800 НВ, или 900–1000 НВ) и практически нулевую пластичность. Графит характеризуется пониженной пластичностью и высокой хрупкостью, что обусловлено слоистым строением его кристаллической решетки.

В случае пластического деформирования подобных материалов наблюдается значительное перераспределение напряжений, их концентрация в локальных участках, приводящая при определенных значениях к разрушению. Очевидно, что от показателей напряжений зависит вероятность появления трещин. Знание локальных участков с концентрацией напряжений позволит заранее прогнозировать зоны разрушения, изучение изменения напряженного состояния поможет выбрать оптимальные параметры технологии изготовления деталей. Поэтому в случае получения изделий из чугуна пластическим формообразованием понимание характера распределения напряжений в поковке трудно переоценить.

Цель работы – исследовать распределение напряжений на модельной, элементарной ячейке высокопрочного чугуна, включающей одно и пять включений шаровидного графита при разной степени относительной деформации (20%, 40, 60, 80%); провести при достаточном уровне дискретизации модельно-теоретические исследования процесса их деформирования с оценкой возникающих напряжений и формоизменений структурных составляющих материала; выполнить ряд подтверждающих модели натурных экспериментов.

Объекты, материалы и методики исследования

Исследовали высокопрочный чугун марки ВЧ50 (ГОСТ 7293-85) следующего химического состава: 3,2–3,6% С; 1,7–2,1% Si; 0,5–0,7% Mn; 0,4–0,6% Ni, 0,04–0,06% Mg, до 0,08% Р и до 0,01% S.

Выплавку металла осуществляли в 150-килограммовой индукционной печи с последующим модифицированием магниевой лигатурой марки ФСМг7 (7% магния), которую вводили при температуре 1400–1450 °С. Разливку металла проводили в песчано-глинистые формы с последующим охлаждением до 700–800 °С, затем отливки извлекали и охлаждали на воздухе. Полученные заготовки круглого сечения обрабатывали на токарном станке. Готовые заготовки подвергали горячему деформированию методом прямого выдавливания через коническую матрицу по схеме всестороннего неравномерного сжатия, заключающегося в использовании противодействия определенного усилия на выходе прутка. Степень деформации варьировали от 20 до 80% посредством изменения диаметра исходной заготовки таким образом, чтобы вся номенклатура прутков, получаемых деформацией, имела одинаковый диаметр (12,5 мм).

Процесс деформирования проходил в несколько стадий: заготовки нагревали с помощью токов высокой частоты до 900–1000 °С, а затем помещали в штамп, деформировали и охлаждали на воздухе. Далее заготовки механически обрабатывали с целью получения образцов для проведения металлографического исследования и изучения различий в литой и деформированной структуре.

Одним из основных этапов в процессе компьютерного моделирования является правильное определение исходных параметров. Для расчета при компьютерном моделировании использовали следующие исходные данные:

1) модули упругости: шаровидный графит 75 МПа, металлическая матрица: феррит 170 ГПа и перлит 175 ГПа;

2) физическая плотность – шаровидный графит 2,26 г/см³, металлическая матрица: феррит 7,8 г/см³ и перлит 8,0 г/см³;

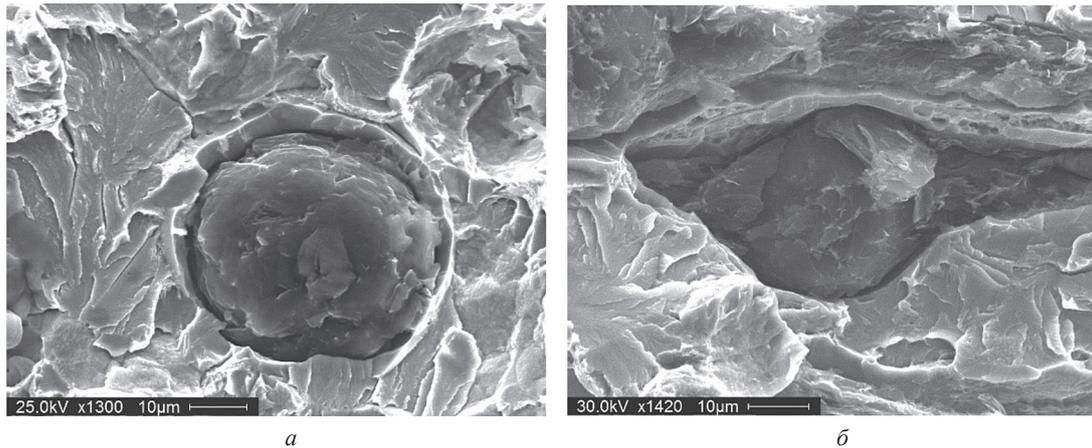


Рис. 1. Фрактограммы высокопрочного чугуна в литом состоянии (а) и после горячего выдавливания со степенью деформации 80%, продольное сечение (б)

3) коэффициент Пуассона – шаровидный графит 0,28, металлическая матрица: феррит 0,3 и перлит 0,28;

4) зависимость степени деформации от усилия: 20% – 30640 Н; 40% – 65125 Н; 60% – 159380 Н; 80% – 490595 Н.

Результаты и их обсуждения

При создании компьютерной модели (размеры исходного включения) ориентировались на структуру металлической матрицы и размеры включений графита в реальных образцах. Основные структурные составляющие высокопрочного чугуна, их расположение и размеры приведены на рис. 1.

Анализируя поверхность чугуна в литом состоянии (рис. 1, а), можно отметить, что она имеет рельефный характер и достаточно неоднородна. Присутствуют весьма характерные участки, напоминающие древесный лист с темными плоскими участками и веерообразно расходящимися по ним светлыми прожилками. С большой вероятностью можно утверждать, что контуры так называемых «листьев» являются границами бывшего аустенитного зерна, а их внутреннее содержимое представляет собой пластинчатый перлит. Часто встречающиеся на поверхности «листа» плоские участки с однородной фактурой, своего рода фасетки или террасы (рис. 1, а) – это участки хрупкого разрушения, проходящего по пластинкам цементита. Светлые «прожилки в листе» – места вязкого разрушения ферритной составляющей перлита.

После прямого выдавливания со степенью деформации 80% (рис. 1, б) включение графита приобретает вытянутую эллипсообразную с вытянутыми отростками форму. Можно отметить, что ферритная оторочка вокруг включений графита практически отсутствует. Хрупкий характер излома металлической матрицы сохраняется аналогичным литому состоянию, что обусловлено присутствием цементитной составляющей перлита.

На основании предварительных металлографических исследований были рассмотрены возможные варианты получения компьютерной модели образцов из высокопрочного чугуна. Мы применили известный подход, позволяющий моделировать напряженно-деформированное состояние неоднородных материалов в мезомасштабе [11, 12], используя метод конечных элементов (МКЭ) [13, 14]. Метод предусматривает численное моделирование на ячейках периодичности или представительных объемах структуры и последующее усреднение на макроуровне.

Применение мезомеханического подхода (одним из вариантов реализации которого является метод конечных элементов) может быть использовано при анализе на прочность образцов высокопрочного чугуна после горячей пластической деформации.

Для оценки напряженно-деформированного состояния в образцах из чугуна при горячем выдавливании с разными степенями деформации разработаны 2D-структурные модели мезофрагмента чугуна. Размер мезофрагмента с одним включением шаровидного графита составлял 300×300 мкм. Диаметр включения шаровидного графита – 100 мкм. В реальном материале включения графита располагаются хаотично и нами был выбран мезофрагмент с пятью произвольно расположенными включениями шаровидного графита, размер которых составлял 700×700 мкм. При моделировании было принято, что вклю-

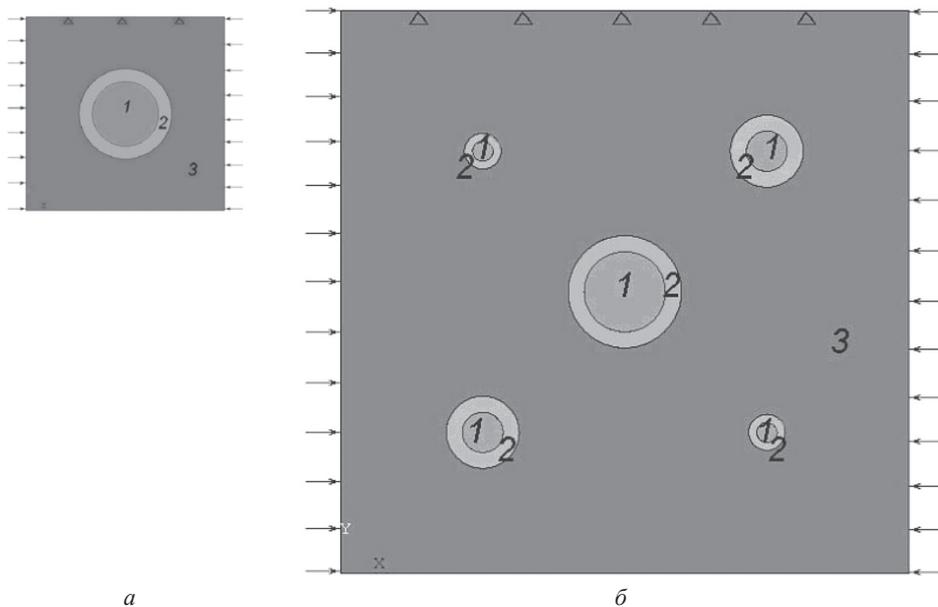


Рис. 2. Структурная модель мезофрагментов чугуна с одним (а) и пятью (б) включениями шаровидного графита, исследуемые при моделировании напряженно-деформированного состояния материала: 1 – шаровидный графит; 2 – феррит; 3 – перлит

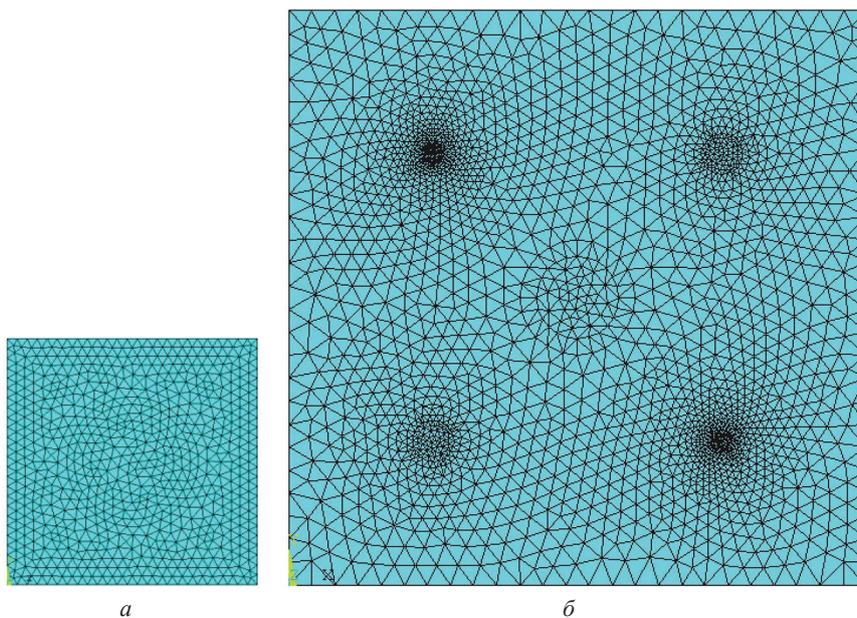


Рис. 3. Дискретизация мезофрагмента чугуна с одним (а) и пятью (б) включениями шаровидного графита конечными элементами

чения графита имеют правильную сферическую форму и их диаметр составляет 25, 50 и 100 мкм (рис. 2).

Для получения максимальной детализации результатов исследований была использована конечно-элементная аппроксимация на основе разбиения указанных выше компонентов материала двумерными (2D) элементами с автоматической генерацией сетки (рис. 3).

При дискретизации 2D-модели мезофрагмента чугуна использовали двумерный (2D) элемент (рис. 4).

Используемый элемент обеспечивает более точные результаты для смешанных сеток и допускает нерегулярную форму элемента без существенной потери точности. Данные элементы имеют совместные формы перемещений и пригодны для описания искривленных границ, обладают двумя степенями свободы в каждом узле: перемещения в направлении осей X и Y узловой системы координат. Элемент может использоваться в качестве плоского (при ис-



Рис. 4. Геометрия двумерного (2D) элемента, расположение узлов и системы координат элемента: I, J, L, K, M, N, O, P – узлы

следовании плосконапряженного или деформированного состояния) или асимметричного элемента. Также этот элемент имеет специальные возможности: пластичность, ползучесть, увеличение жесткости при наличии нагрузок, большие перемещения и большие деформации.

На основе разработанных моделей напряженно-деформированного состояния мезофрагментов высокопрочного чугуна с одним и пятью включениями шаровидного графита при разной степени деформации (20, 40, 60, 80%) проведены модельно-теоретические исследования процесса их деформирования с оценкой возникающих напряжений и формоизменений структурных составляющих материала.

Рассмотрим формоизменение включений шаровидного графита и напряженно-деформированное состояние мезофрагментов ВЧШГ (рис. 5). Как видно из рисунка, при максимальной степени деформации 80% происходит существенное сжатие включений шаровидного графита, вследствие того что более прочная перлит-ферритная матрица передает большую нагрузку на включение.

Результаты моделирования напряжений в случае одного и пяти включений графита в ячейке приведены в табл. 1, 2.

Таблица 1. Изменение напряжений в мезофрагменте чугуна с одним включением шаровидного графита

Значение напряжения	Степень деформации, %			
	20	40	60	80
Максимальные эквивалентные по Мизесу $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, ГПа	48,9	95,0	161,0	239,0
Максимальные касательные $\tau_{\text{ХУ}}$, ГПа	13,5	26,3	44,5	66,0
Минимальные эквивалентные по Мизесу $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, МПа	20,5	39,8	67,5	100,0
Минимальные касательные $\tau_{\text{ХУ}}$, ГПа	1,1	2,2	3,7	5,5
На межфазной границе перлит-феррит $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, ГПа:				
max	24,6	50,6	80,9	116
min	2,3	5,0	8,5	22,9
На межфазной границе феррит-графит $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, ГПа:				
max	48,9	95,0	161,0	226,0
min	12,9	25,1	42,6	63,5
В центре включения шаровидного графита $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, МПа	21,0	40,2	69,0	102,0

Таблица 2. Изменение напряжений в мезофрагменте чугуна с пятью включениями шаровидного графита

Значение напряжения	Степень деформации, %			
	20	40	60	80
Максимальные эквивалентные по Мизесу $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, ГПа	55,5	110,0	187,0	273,0
Максимальные касательные $\tau_{\text{ХУ}}$, ГПа	15,0	30,0	50,3	73,7
Минимальные эквивалентные по Мизесу $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, МПа	24,3	48,0	81,7	120,0
Минимальные касательные $\tau_{\text{ХУ}}$, ГПа»	1,6	3,1	5,3	7,7
На межфазной границе перлит-феррит $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, ГПа:				
max	27,6	54,6	92,6	136,0
min	4,0	9,0	15,3	22,1
На межфазной границе феррит-графит $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, ГПа:				
max	55,5	110,0	187,0	273,0
min	14,9	29,4	49,7	96,7
В центре включения шаровидного графита $\sigma_{\text{ЭКВ}}$, МПа:				
точка 1	25,2	49,7	84,6	124,0
» 2	25,4	50,1	85,6	125,0
» 3	24,8	48,9	83,3	122,0
» 4	25,5	50,5	86,0	126,0
» 5	25,2	49,7	84,6	124,0

Так как включения шаровидного графита расположены произвольно в перлит-ферритной матрице, существуют области, благоприятные и неблагоприятные для деформирования (при действии распределенной сжимающей нагрузки). По причине начальной неоднородности материала процесс пластического деформирования при действии распределенной сжимающей нагрузки начинается не по всему объему одновременно, а только в наиболее благоприятных локальных областях, в нашем случае в областях включений графита. Максимальные эквивалентные напряжения по Мизесу наблюдаются в межфазных

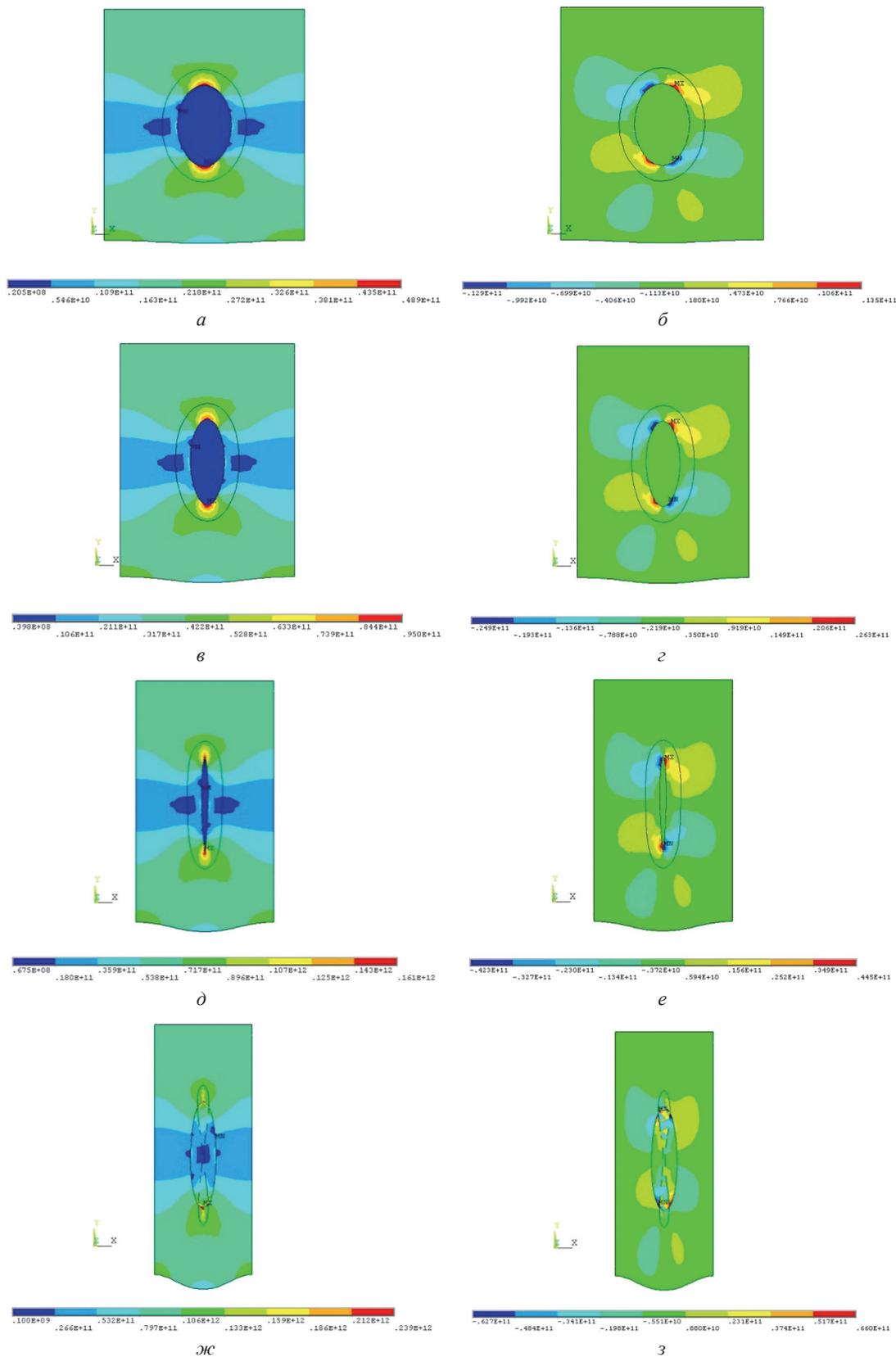


Рис. 5. Распределение эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{экв}}$ по Мизесу (*a* – 20%; *в* – 40; *д* – 60; *ж* – 80%) и касательных напряжений τ_{xy} (*б* – 20%; *г* – 40; *е* – 60; *з* – 80%) в мезофрагменте ВЧШГ с одним включением шаровидного графита

областях включений графита и металлической матрицы и достигают наибольших значений более 230 ГПа. В центре включений шаровидного графита эквивалентные значения напряжений по Мизесу минимальны и составляют от 21 до 102,0 МПа в мезофрагменте ВЧШГ с одним включением шаровидного графита и от 24,8 до 126,0 МПа в мезофрагменте высокопрочного чугуна с пятью включениями шаровидного

графита. При этом происходит значительное формоизменение самих включений графита, которое наблюдается при наибольшей степени деформации. Также при увеличении содержания включений графита в металлической матрице исследуемого мезофрагмента, когда степень деформации высокопрочного чугуна составляет 80%, наблюдаются эффекты резкого изменения значений и знака касательных напряжений на противоположный. Согласно теории механики деформируемого твердого тела, это означает, что в данных областях возникает наибольшая вероятность образования структурных дефектов, например, таких, как микротрещины, а также возможно образование дефектов кристаллической решетки металла. Такая закономерность наблюдается как в мезофрагментах ВЧШГ, содержащих одно включение шаровидного графита, так и в мезофрагментах ВЧШГ с пятью включениями графита.

На основании полученных результатов можно оценить общий характер изменения напряжений в зависимости от степени деформации мезофрагмента ВЧШГ, который заключается в следующем. Максимальные эквивалентные напряжения наблюдаются на межфазных границах феррит-графит, а их значения увеличиваются от 48,9 до 226,0 ГПа в мезофрагменте ВЧШГ с одним включением шаровидного графита и от 55,5 до 273,0 ГПа в мезофрагменте ВЧШГ с пятью включениями шаровидного графита (табл. 2). Аналогичная тенденция увеличения значений эквивалентных напряжений наблюдается и на межфазной границе перлит-феррит, однако величина их практически в 2 раза меньше. Значения максимальных и минимальных эквивалентных напряжений, возникающих на межфазных границах феррит-графит и перлит-феррит, существенно отличаются (до 2–3 раз) (табл. 2). Следует отметить значительную разницу величин эквивалентных напряжений в зависимости от направления приложения сжимающей нагрузки (рис. 6).

Анализ результатов моделирования позволил установить, что изменение размера включения шаровидного графита в мезофрагменте ВЧШГ не оказывает существенного влияния на значение возникающего напряжения в центре включения. Однако при уменьшении диаметра включения шаровидного графита уменьшается значение эквивалентных напряжений на межфазной границе перлит-феррит. Также можно констатировать значительное увеличение напряжений (почти в 5 раз) при повышении степени деформации мезофрагмента высокопрочного чугуна от 20 до 80%.

Существенная концентрация напряжений наблюдается во всех областях мезофрагментов, примыкающих к включениям шаровидного графита. Поэтому большие перепады напряжений могут способствовать повышению вероятности возникновения структурных дефектов в данных зонах, что может приводить к разрушению материала. В реальном материале включения графита располагаются хаотично и плоскость разрушения может проходить по участкам с различным уровнем напряжений. В связи с этим могут наблюдаться случаи, когда образовавшаяся микротрещина по мере продвижения в глубину материала будет прерываться включениями графита, что, вероятно, может привести к торможению ее распространения.

Для сопоставления формы графита при моделировании на рис. 7 приведены реальные микроструктуры высокопрочного чугуна, подвергнутого деформации с различной степенью.

Следующим, вторым этапом работы была разработка 3D-структурных моделей мезофрагмента чугуна. Размер объемного мезофрагмента и исходные данные использовали те же, что и для 2D-модели.

Знания закономерностей, обуславливающих наличие в материале тех или иных свойств, дает возможность прогнозирования и управления характером развития деформационных процессов в структурных компонентах чугуна, а также позволят улучшить структуру чугуна после технологической обработки и выбрать оптимальные режимы технологической обработки.

На основе разработанных 3D-моделей напряженно-деформированного состояния мезофрагментов ВЧШГ с одним и пятью включениями шаровидного графита при разной степени деформации (20, 40, 60, 80%) при достаточном уровне дискретизации проведены модельно-теоретические исследования процесса их деформирования с оценкой возникающих напряжений и формоизменений структурных составляющих материала (рис. 8, 9).

По причине начальной неоднородности материала процесс пластического деформирования при действии распределенной сжимающей нагрузки начинается не по всему объему одновременно, а только в наиболее благоприятных локальных областях, в нашем случае в областях включений графита (рис. 10). Максимальные эквивалентные напряжения по Мизесу наблюдаются в межфазных областях включений графита и металлической матрицы и достигают наибольших значений более 20,1 ГПа. В центре включений шаровидного графита эквивалентные значения напряжений по Мизесу минимальны и составляют 17,3 ГПа в мезофрагменте ВЧШГ с одним включением шаровидного графита и 19,1 МПа в мезофрагменте ВЧШГ с пятью включениями шаровидного графита. При этом происходит значительное формоизменение самих включений графита, которое наблюдается при наибольшей степени деформации

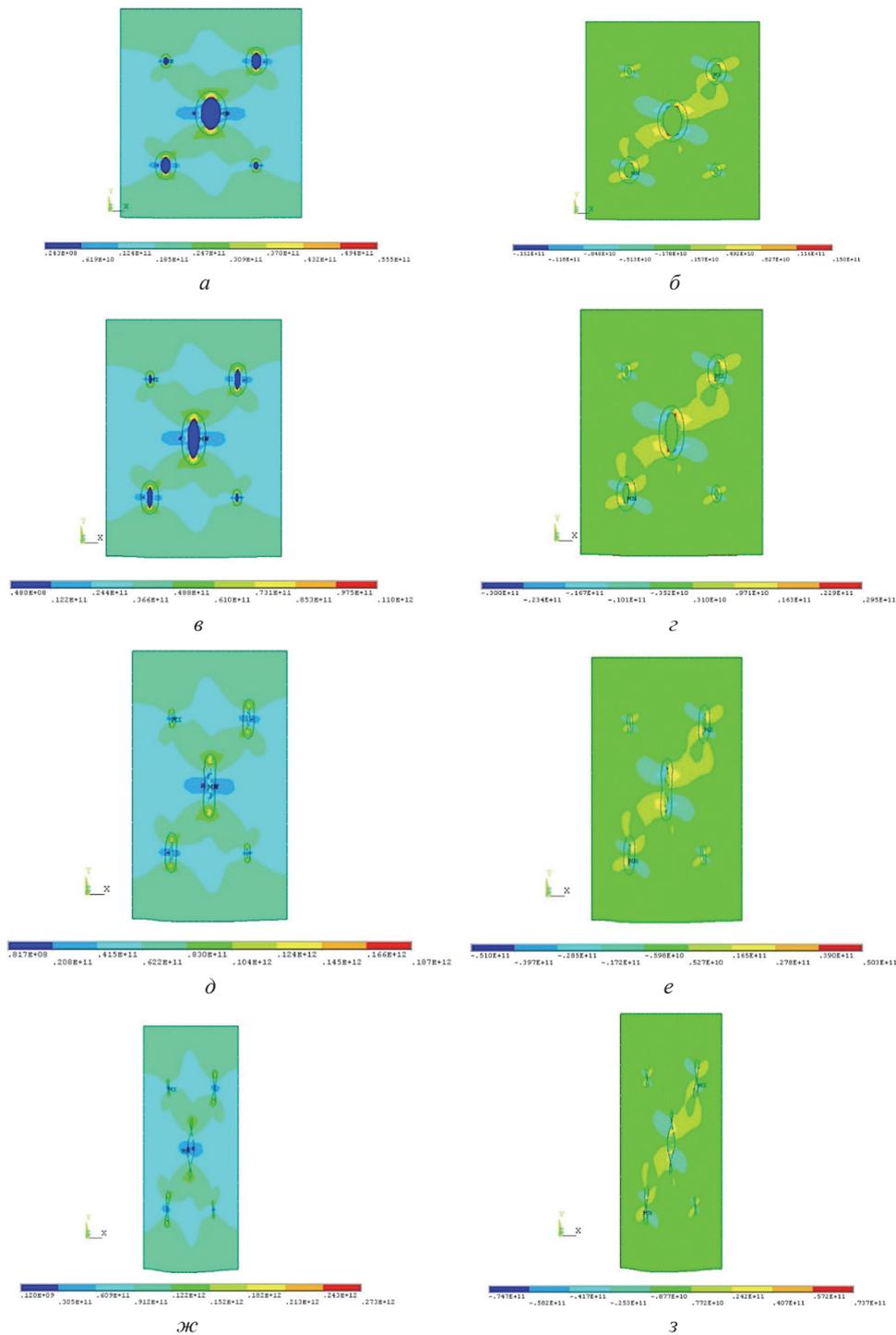


Рис. 6. Распределение эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{экв}}$ по Мизесу ($a - 20\%$; $в - 40\%$; $д - 60\%$; $ж - 80\%$) и касательных напряжений τ_{xy} ($б - 20\%$; $г - 40\%$; $е - 60\%$; $з - 80\%$) в мезофрагменте ВЧШГ с пятью включениями шаровидного графита

(см. рис. 7, 8). Также при увеличении содержания включений графита в металлической матрице исследуемого мезофрагмента, когда степень деформации ВЧШГ составляет 80%, наблюдаются эффекты резкого изменения значений и знака касательных напряжений на противоположный. Согласно теории механики деформируемого твердого тела, это означает, что в данных областях возникает наибольшая вероятность образования структурных дефектов, например, таких, как микротрещины, а также возможно образование дефектов кристаллической решетки металла. Такая закономерность наблюдается как в мезофрагментах ВЧШГ, содержащих одно включение шаровидного графита, так и в мезофрагментах ВЧШГ, содержащих пять включений шаровидного графита.

На основании полученных результатов можно оценить общий характер изменения напряжений в зависимости от степени деформации мезофрагмента ВЧШГ. Вероятно, он заключается в следующем: мак-

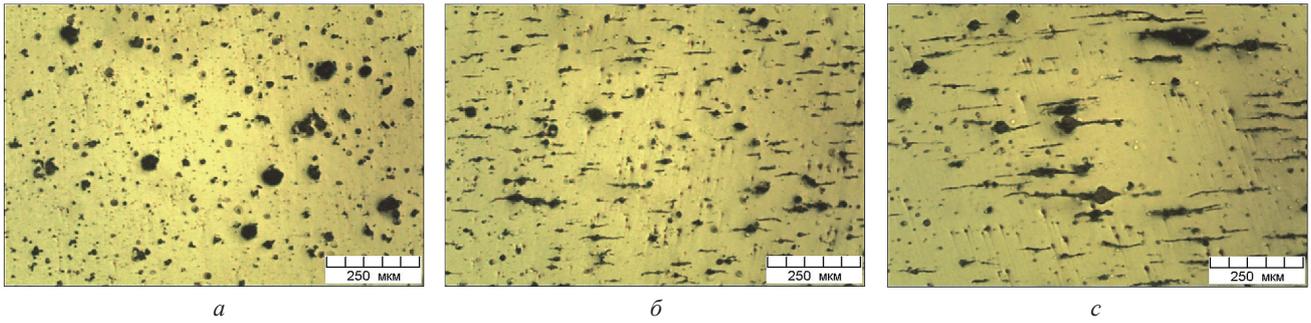


Рис. 7. Микроструктура высокопрочного чугуна ВЧ50 в продольном сечении при различной степени деформации: *a* – 20%; *б* – 60; *в* – 80%; не травлено. $\times 100$

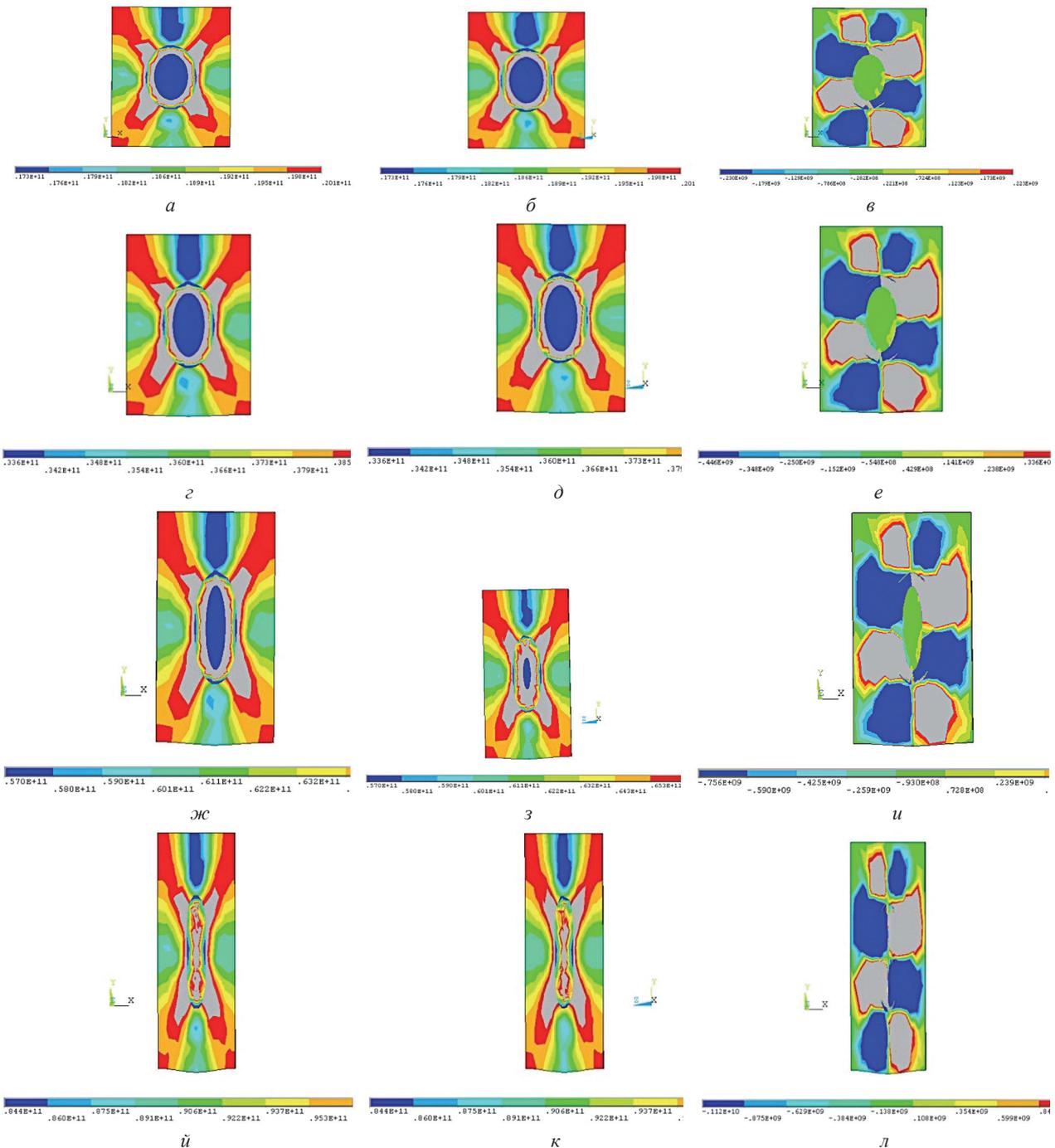


Рис. 8. Распределение эквивалентных напряжений $\sigma_{\text{экв}}$ по Мизесу в сечении xu (*a*, *г*, *ж*, *й*) и сечении zu (*б*, *д*, *з*, *к*), касательных напряжений τ_{xy} (*в*, *е*, *и*, *л*) в объемном мезофрагменте ВЧШГ с одним включением шаровидного графита; *a*–*в* – степень деформации 20%; *г*–*е* – 40; *ж*–*и* – 60; *й*–*л* – 80%

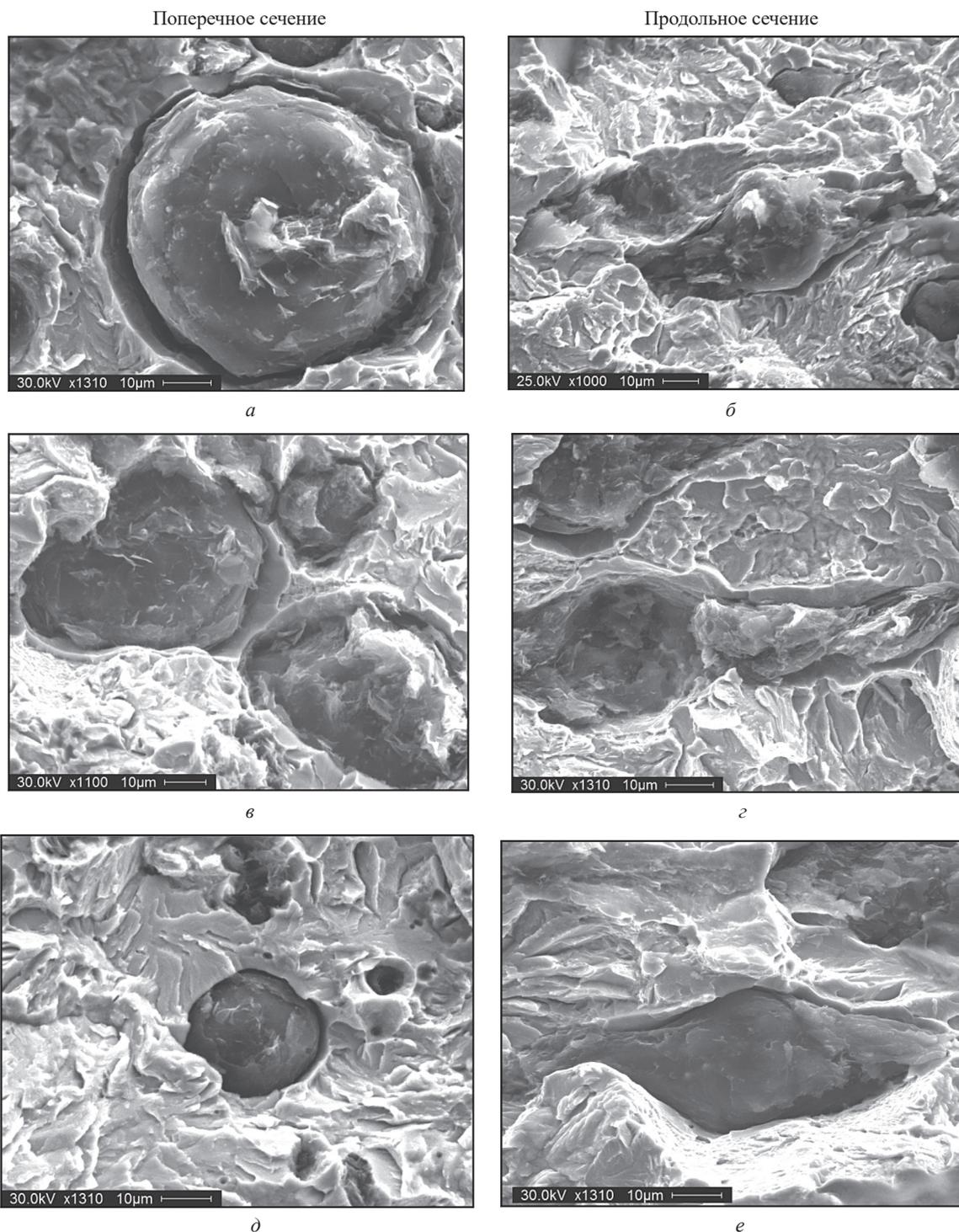


Рис. 9. Поверхность излома высокопрочного деформированного чугуна. Степень деформации 60%

симальные эквивалентные напряжения наблюдаются на межфазных границах феррит-графит и увеличиваются их значения от 17,6 до 86,0 ГПа в мезофрагменте ВЧШГ с одним включением шаровидного графита и от 19,2 до 94,1 ГПа в мезофрагменте ВЧШГ с пятью включениями шаровидного графита. Аналогичная тенденция увеличения значений эквивалентных напряжений наблюдается и на межфазной границе перлит-феррит. Следует отметить значительную разницу величин эквивалентных напряжений в направлении приложения сжимающей нагрузки.

Анализ результатов моделирования позволил установить, что изменение размера включения шаровидного графита в мезофрагменте ВЧШГ не оказывает существенного влияния на значение возникающего напряжения в центре включения. Можно констатировать значительное увеличение напряжений (почти в 5 раз) при увеличении степени деформации мезофрагмента ВЧШГ от 20 до 80%.

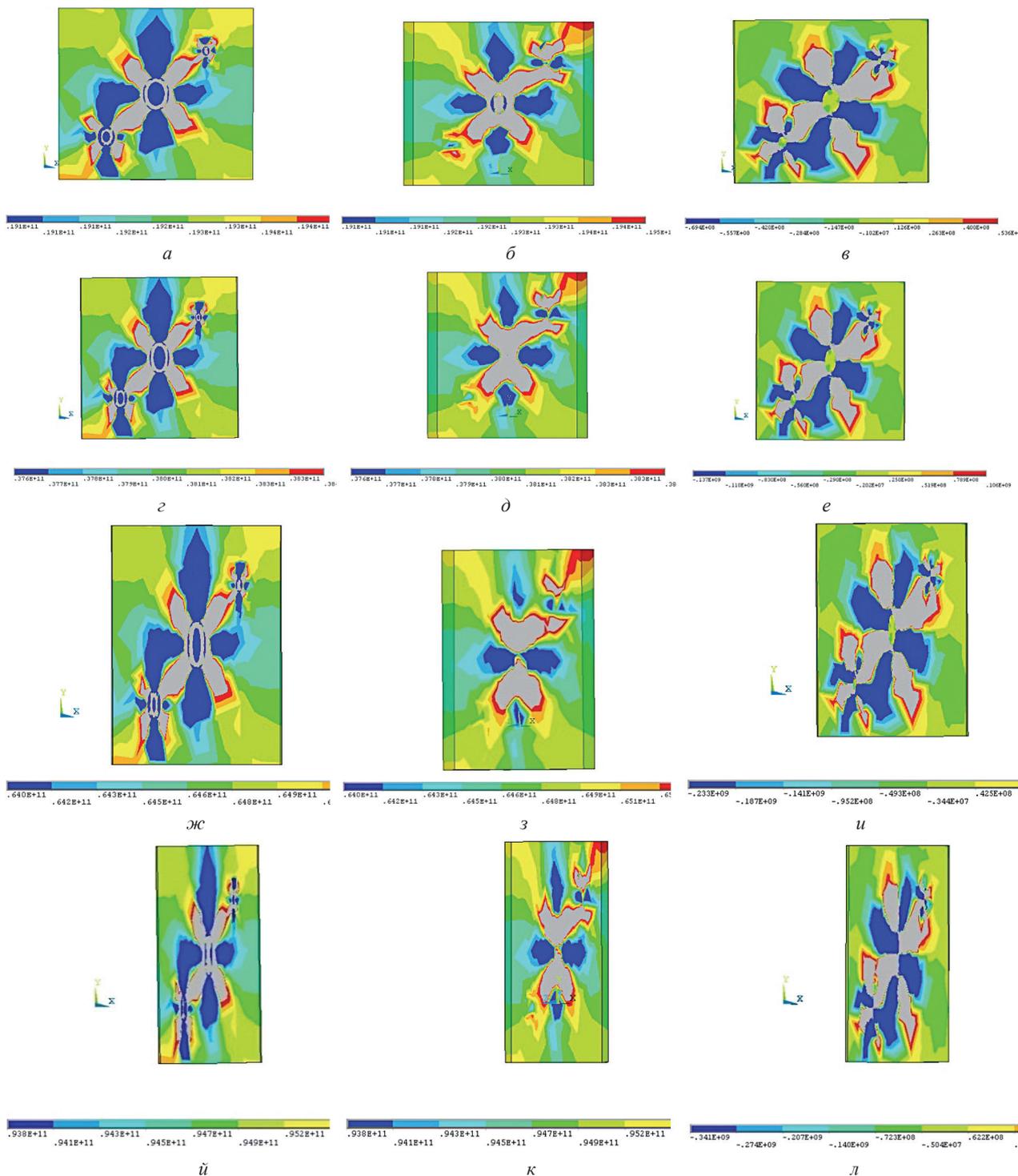


Рис. 10. Распределение эквивалентных напряжений $\sigma_{экв}$ по Мизесу в сечении xu (*a, г, ж, й*) и сечении zu (*б, д, з, к*), касательных напряжений τ_{xy} (*в, е, и, л*) в объемном мезофрагменте ВЧШГ с пятью включениями шаровидного графита; *a–в* – степень деформации 20%; *г–е* – 40%; *ж–и* – 60%; *й–л* – 80%

Существенная концентрация напряжений наблюдается во всех областях мезофрагментов. В связи с тем, как и в случае с 2D-моделями, большие перепады напряжений могут способствовать повышению вероятности возникновения структурных дефектов в данных зонах, что может приводить к разрушению материала. В то же время, как было сказано выше, в реальном материале включения графита располагаются хаотично и плоскость разрушения может проходить по участкам с различным уровнем напряжений, а по мере продвижения в глубину материала микротрещины будет прерываться включениями графита.

Для контроля результатов компьютерного моделирования на рис. 9 приведены фрактограммы изломов чугунов в литом и деформированном состояниях. Можно отметить довольно значительное совпадение результатов изменения формы графита.

Результаты моделирования распределения напряжений в поперечном сечении (перпендикулярно линии течения металла) приведены на рис. 10.

Выводы

Разработаны 2D- и 3D-мезомеханические модели структурного состояния мезофрагментов высокопрочного чугуна в литом состоянии с разным содержанием шаровидного графита с учетом исходных данных по свойствам структурных компонентов. Исследовано деформированное состояние 2D-модели мезофрагмента чугуна в процессе горячего выдавливания. Представлены результаты формоизменения и напряженно-деформированного состояния мезофрагментов чугуна с разным содержанием шаровидного графита и при разных степенях деформации (20, 40, 60 и 80%).

Разработанные модели мезофрагментов высокопрочного чугуна с включениями шаровидного графита позволяют исследовать влияние мезоскопического структурного уровня на процессы деформирования и закономерности пластического деформирования включений, а также определять уровень возникающих внутренних напряжений в зависимости от степени деформации исходного мезофрагмента.

Из представленных показателей видно, что максимальные эквивалентные напряжения по Мизесу возрастают по мере увеличения степени деформации почти в пять раз – до 273 ГПа. Такой же характер изменения напряжений наблюдается и на межфазной границе феррит-графит.

Что касается механизма пластической деформации графита, то можно предположить, что она происходит за счет сдвига по параллельным плоскостям. Как известно, атомы углерода в графите в базисных (наиболее плотно упакованных) плоскостях располагаются в углах правильных шестиугольников. Расстояние между атомами, находящимися в одной плоскости, составляет 0,1415 нм, расстояние между слоями – 0,33544 нм, т. е. в 3 раза больше. Известно также, что энергия связи между слоями гексагонального графита составляет 16,7 Дж/моль, а энергия связи между атомами углерода в слое на порядок больше – 167,6 Дж/моль. Существенная разница в энергиях связи обеспечивает легкую подвижность слабо связанных между собой слоев. Поскольку пластическая деформация происходит за время не более 1 с (столько длится процесс выдавливания), можно предположить, что она осуществляется путем сдвига целых слоев графита, после чего возникают новые связи между атомами в соседних слоях и сплошность включения сохраняется.

Нужно признать, что моделирование деформации на мезоуровне предполагает учет не только взаимного расположения и формы включений, но и механизмов деформации: скольжение дислокаций, зернограничное проскальзывание, возникновение потоков точечных дефектов, динамическую рекристаллизацию и др. В данной работе все эти факторы не учтены. Поэтому рассмотрение материала в настоящей статье в большей мере можно отнести к феноменологическим подходам.

Также можно отметить, что при всех своих достоинствах компьютерное 3D-моделирование элементов структуры высокопрочных чугунов в литом и деформированном состояниях является лишь некоторым небольшим дополнением к практическим экспериментам.

Некоторыми другими перспективными приложениями методики 3D-моделирования элементов структуры литых чугунов являются, во-первых, возможность исследования напряженно-деформированного состояния как в объеме, так и на поверхности материалов; во-вторых, исследование деформации и напряжения внутренней структуры не только после снятия приложенной нагрузки (как в данном исследовании), но и в процессе приложения нагрузок.

Литература

1. **Fundamentals** of Materials Science and Engineering: An Integrated Approach / William D. Callister, David G. Rethwisch // Technology & Engineering, New York, 2012. 910 p.
2. **Hans Berns, Werner Theisen. Eisenwerkstoffe.** Stahl und Gusseisen. Bochum: Springer, 2008. 417 s.
3. **Бунин К. П., Малиночка Я. Н., Таран Ю. Н.** Основы металлографии чугуна. М.: Металлургия, 1969. 416 с.
4. ГОСТ 7293-85. Чугун с шаровидным графитом для отливок. Марки.
5. Чугун: Справ. изд. / Под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. М.: Металлургия, 1991. 576 с.
6. **Покровский А. И.** Горячая пластическая деформация чугуна: структура, свойства, технологические основы. Минск: Беларуская навука, 2010. 256 с.
7. **Pokrovskii A. I., Chau A. S., Kunovskii E. B.** Effect of the shape of graphite inclusions on acoustic characteristics of articles from cast and deformed iron // Metal Science and Heat Treatment (изд. Springer). 2011. Vol. 53, no. 7–8. P. 311–317.
8. **Chau A. S., Sojka J., Pokrovskii A. I.** // **The Physics of Metals and Metallography** (изд. Springer). 2013. Vol. 114, no. 1. P. 85–94.

9. **Покровский А. И.** Пластическое течение включений цементита и графита при обработке давлением чугуна // *Литье и металлургия*. 2013. № 1 (69). С. 88–95.
10. **Белов А. Х., Клейнер М. К., Карпов В. П.** Определение уровня деформируемости графитовых включений в чугуне с шаровидным графитом // *Совершенствование производства сантехнического оборудования*. 1987. Вып. 62. М.: НИИ сантех. С. 55–61.
11. **Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов** / Под ред. В. Е. Панина. Новосибирск: Наука, 1995. Т. 1. 298 с., Т. 2. 320 с.
12. **Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В.** Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск: Наука, 1985. 232 с.
13. **Bathe Klaus-Jurgen.** Finite Element Procedures. New Jersey: Prentice-Hall, Inc., 1996. 1037 p.
14. **Галлагер Р.** Метод конечных элементов. Основы: Пер. с англ. М.: Мир, 1984, 428 с.

References

1. **Callister W. D., Rethwisch D. G.** *Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Integrated Approach*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc., 2012. – 910 p.
2. **Berns Hans, Theisen Werner.** *Eisenwerkstoffe. Stahl und Gusseisen*. Bochum: Springer, 2008. 417 p.
3. **Bunin K. P., Malinochka Ya. N., Taran Yu. N.** *Osnovy metallografii chuguna* [Fundamentals of metallography of cast iron]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 416 p.
4. **Mezhgosudarstvennyy standart GOST 7293-85.** Chugun s sharovidnym grafitom dlya otlivok. Marki [Intergovernmental Standard GOST 7293-85. Spheroidal graphite iron for casting. Grades].
5. **Chugun:** Sprav. izd. [Cast Iron: A Handbook]. Ed. by A. D. Sherman, A. A. Zhukov. Moscow, Metallurgiya Publ., 1991. 576 p.
6. **Pokrovskiy A. I.** *Goryachaya plasticheskaya deformatsiya chuguna: struktura, svoystva, tekhnologicheskie osnovy* [Hot Plastic Deformation of Cast Iron: Structure, Properties, Technology Basics]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2010. 256 p.
7. **Pokrovskiy A. I., Chaus A. S., Kunovskii E. B.** Effect of the shape of graphite inclusions on acoustic characteristics of articles from cast and deformed iron. *Metal Science and Heat Treatment (Springer)*. 2011, vol. 53, no. 7–8, pp. 311–317.
8. **Chaus A. S., Sojka J., Pokrovskiy A. I.** Effect of hot plastic deformation on microstructural changes in cast iron with globular graphite. *The Physics of Metals and Metallography (Springer)*. 2013, vol. 114, no. 1. pp. 85–94.
9. **Pokrovskiy A. I.** *Plasticheskoe techenie vklyuchenij cementita i grafita pri obrabotke davleniem chuguna* [Plastic flow of cementite and graphite impurities at processing by cast iron pressure]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 1 (69), pp. 88–95.
10. **Belov A. H., Klejner M. K., Karpov V. P.** *Opreделение urovnya deformiruемости grafitovykh vklyuchenij v chugune s sharovidnym grafitom* [Determination of the deformability level of graphite inclusions in cast iron with nodular graphite]. *Sovershenstvovanie proizvodstva santekhnicheskogo oborudovaniya = Operation improvement in plumbing equipment*, 1987, vyp. 62, pp. 55–61.
11. **Fizicheskaya mezomekhanika i komp'yuternoe konstruirovaniye materialov** [Physical Mesomechanics and Computational Design of Materials]. Ed. by V. E. Panin. Novosibirsk, Nauka Publ., 1995, Vol. 1, 298 p., Vol. 2, 320 p.
12. **Panin V. E., Lihachev V. A., Grinyaev Yu. V.** *Strukturnye urovni deformatsii tverdykh tel* [Structural Level of Deformation of Solids]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1985, 232 p.
13. **Bathe K.-J.** Finite Element Procedures. New Jersey: Prentice-Hall, Inc., 1996, 1037 p.
14. **Gallagher R. H.** *Metod konechnykh elementov. Osnovy* [Finite Element Analysis. Fundamentals]. Moscow, Mir Publ., 1975, 428 p.



УДК 542.4

Поступила 05.02.2017

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ ГРАНУЛ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ФОРМИРУЕМЫХ ЛИТЕЙНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ

THE EFFECT OF PREPARATION CONDITIONS OF RAPIDLY SOLIDIFIED IRON BASED GRANULES ON PROPERTIES OF COMPOSITE MATERIAL FORMED BY CASTING TECHNOLOGY

*А. С. КАЛИНИЧЕНКО, В. А. ШЕЙНЕРТ, В. А. КАЛИНИЧЕНКО, А. Г. СЛУЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.
E-mail: akalinichenko@bntu.by*

A. S. KALINICHENKO, V. A. SHEINERT, V. A. KALINICHENKO, A. G. SLUTSKY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: akalinichenko@bntu.by

Многообразие требований к парам трения вызывает развитие различных технологий получения триботехнических материалов применительно к режимам эксплуатации. Свою нишу занимают и композиционные материалы, получаемые литейными технологиями, которые, в частности, нашли успешное применение для нормализации термомеханического состояния паровых турбоагрегатов, и представляющих собой матрицу на основе сплавов меди, упрочненную чугунными гранулами. Поскольку структура и свойства чугуна определяются условиями его кристаллизации, были проведены исследования технологических особенностей получения гранул для синтезируемого композиционного материала. С использованием модернизированной установки по получению численных гранул были определены технологические режимы, обеспечивающие более узкий фракционный состав. Установлено, что в гранулах формируется типичная микроструктура доэвтектического белого чугуна, содержащая перлит и ледебурит. Микротвердость опытных чугунных гранул характеризуется высокими значениями (от 7450 до 9450 МПа) и зависит от размера фракции. Композиционный материал, полученный с использованием опытных гранул, имел микротвердость армирующей чугунной гранулы в среднем 3500 МПа, а бронзовой матрицы – 1220 МПа, что выше твердости композиционного материала, полученного с применением отожженных гранул ДЧЛ-1 (2250 МПа). Металлическая основа опытных гранул в композиционном материале имеет структуру перлитного ковкого чугуна с включениями феррита, не превышающего 10–15%, расположенного вокруг хлопьевидного графита. Как результат, повышаются физико-механические свойства готового изделия из композиционного материала.

The variety of requirements for friction pairs requires the development of different technologies for the production of tribological materials with reference to the operation modes. Composite materials obtained by the casting technology have been successfully applied for the normalization of the thermomechanical state of the steam turbines.

These composites consist of the matrix based on copper alloys reinforced with cast iron granules. Because the structure and properties of cast iron are determined by the conditions of their production studies have been conducted on determination of preparation conditions on grain structure and properties of the synthesized composite material. Using an upgraded unit for production of granules technological regimes were determined providing narrow fractional composition.

It has been found that granules formed are characterized with typical microstructure of white cast iron containing perlite and ledeburite. Microhardness of pilot cast iron granules is characterized by high values (from 7450 up to 9450 MPa) and depends on the size of the fraction.

Composite materials obtained using experimental granules had a microhardness of the reinforcing cast iron granules about 3500 MPa, and a bronze matrix – 1220 MPa, which is higher than the hardness of the composite material obtained by using the annealed DCL-1 granules (2250 MPa). Metal base of experimental granules in the composite material has the structure of perlitic ductile iron with inclusions of ferrite not exceeding 10–15% and set around a flocculent graphite. As a result, the increase of physical-mechanical properties of finished products made of composite material is observed.

Ключевые слова. *Композиционные материалы, медные сплавы, узлы трения, микроструктура, сплавы на основе железа, быстроохлажденные гранулы.*

Keywords. *Composite materials, copper alloys, friction, microstructure, ferrous alloys, rapidly cooled granules.*

Повышение износостойкости поверхностей деталей в узлах трения является одной из приоритетных задач машиностроения. Разнообразие режимов эксплуатации узлов трения требует создания триботехнических материалов, наиболее эффективных для применения в конкретных условиях [1–3]. Важность надежного функционирования подшипниковых узлов показана в работе [4], где отмечается, что неудачи в Российской Федерации с выводом на орбиту ряда спутников по причине отказов систем связаны, в том числе с некачественными подшипниками скольжения. Материалы подшипников скольжения должны иметь малый коэффициент трения, высокую износостойкость и сопротивление усталости. Дополнительными требованиями являются хорошая теплопроводность, прирабатываемость, смачиваемость маслом, коррозионная стойкость и обрабатываемость, низкий коэффициент линейного расширения и низкая стоимость. Полностью удовлетворить перечисленным требованиям в реальных условиях не представляется возможным. Поэтому в технике применяют большое количество различных антифрикционных материалов, наилучшим образом отвечающих конкретным условиям [5].

Для решения данной задачи целесообразно переходить на управление процессом формирования микроструктуры на микро- и наноуровнях. Применение таких технологий для управления микроструктурой композиционных материалов, получаемых методом твердо-жидкого синтеза, представляет большой научный и практический интерес. Были разработаны композиционные материалы на основе медных сплавов для подшипников скольжения, упрочненных стальными гранулами и получаемые с применением литейных технологий (ЛКМ), которые дешевле композитов, получаемых методами порошковой металлургии [6]. Данные композиционные материалы используются для узлов трения, работающих при достаточно тяжелых условиях эксплуатации. Дальнейшее развитие композиционных материалов для подшипников скольжения позволило создать материалы, упрочненные чугунными гранулами, что расширило возможность управления структурой упрочняющей фазы [7], и успешно применить их для нормализации тепломеханического состояния паровых турбоагрегатов [8].

С использованием литейных технологий композиционные материалы получают двумя способами: соединением твердой и жидкой фаз, а также соединением различных компонентов, находящихся в жидком состоянии (получение псевдосплавов). Одним из наиболее распространенных методов получения многослойного металла является так называемое литое плакирование – заливка жидким металлом твердых армирующих элементов, предварительно размещенных и закрепленных в литейной форме или изложнице [1, 9]. До недавнего времени в качестве нерасплавляемых элементов структуры ЛКМ использовали тугоплавкие неметаллические соединения и тугоплавкие металлы (сплавы), а в качестве расплавляемых матриц – металлы и сплавы с более низкими температурами плавления [1, 10, 11]. Применение чугунных гранул позволило снизить стоимость материала, а за счет управления структурой чугунных гранул в конечном изделии обеспечить заданный уровень физико-механических свойств. Структура исходных железоуглеродистых гранул оказывает влияние на свойства композиционных материалов в конечном состоянии. Поэтому были проведены исследования по влиянию условий получения чугунных гранул на структуру и свойства композиционных материалов.

Созданная в БНТУ лабораторная установка предназначена для получения быстроохлажденного комплексного модификатора за счет подачи исходного жидкого расплава непосредственно из плавильной печи через специальный желоб во вращающийся стальной стакан с отверстиями 3,5 мм (рис. 1).

Однако по такой схеме получать гранулы из высокотемпературных сплавов (например, чугуна) оказалось проблематично. Кроме того, сложно было обеспечить получение гранул узкого фракционного состава. Это потребовало осуществления модернизации узла грануляции (рис. 2).

Жидкий чугун из разливочного ковша через металлоприемник 1 с огнеупорным тиглем 2, имеющим отверстие в донной части, попадает на вращающийся гранулятор 8, где дробится на капли, которые отбрасываются к стенкам корпуса в слой воды, образуемый вращением крыльчатки. Капли жидкого металла в виде гранул после охлаждения скатываются в нижнюю

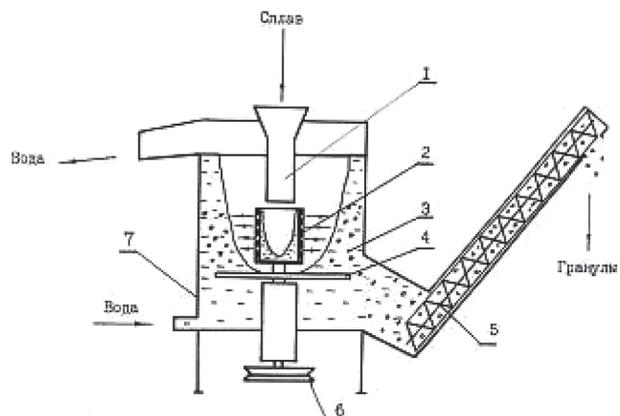


Рис. 1. Схема лабораторной установки для гранулирования сплавов: 1 – желоб; 2 – стальной стакан с отверстиями; 3 – гранулы; 4 – диск разгона воды; 5 – элеватор; 6 – механизм вращения гранулятора и диска; 7 – стальной корпус

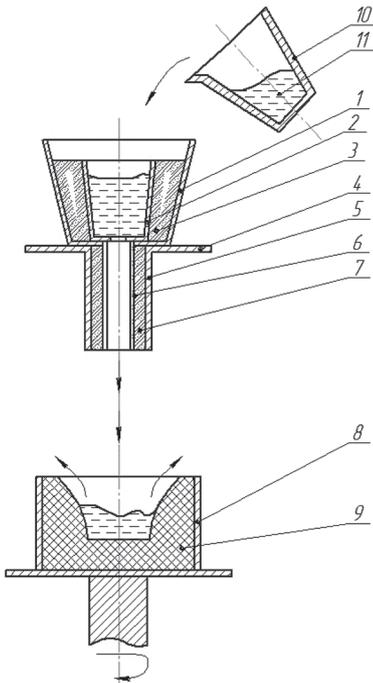


Рис. 2. Схема узла для литья чугунных гранул: 1 – металлоприемник; 2 – огнеупорный тигель в донной части; 3 – теплоизоляция; 4 – опорное кольцо металлоприемника; 5 – нижний направляющий патрубок; 6 – кварцевая трубка; 7 – огнеупорная набивка; 8 – вращающийся гранулятор; 9 – профилированная огнеупорная набивка; 10 – разливной ковш; 11 – жидкий чугун

часть корпуса установки, откуда происходит их выгрузка. Поверхность воды за счет вращения крыльчатки приобретает форму параболоида. При этом установленная в крышке диафрагма обеспечивает постоянный слой воды с определенной толщиной. Избыточная часть воды переливается через диафрагму и через сливной патрубок уходит в оборотную систему. Таким образом, вода постоянно циркулирует и охлаждается.

В целом процесс изготовления чугунных гранул на модернизированной лабораторной установке состоит из следующих операций: плавки исходного чугуна заданного химического состава в индукционной тигельной печи; разливки чугуна на установке, основной частью которой является центробежный гранулятор с вертикальной осью вращения (рис. 3, а).

Для гарантированного попадания струи жидкого чугуна из ковша в центр вращающегося гранулятора предусмотрен специальный металлоприемник, состоящий из огнеупорного тигля с отверстием в донной части (рис. 3, б). Это обеспечивает равномерную подачу жидкого чугуна из тигля через нижний направляющий патрубок 5 (см. рис. 2), состоящий из стального корпуса, кварцевой трубки и огнеупорной набивки.

После завершения разливки порции чугуна и его гранулирования прекращается подача воды в установку, отключаются вращающиеся узлы и после удаления воды в систему канализации осуществляется выгрузка полученных гранул с последующей сушкой и рассеванием по фракциям.

По такой технологической схеме в лабораторных условиях выполнены эксперименты и изготовлены опытные партии чугунных гранул при различных частотах вращения гранулятора (30, 40, 50 с⁻¹). Общий вид полученного материала показан на рис. 4.

После сушки при температуре 350 К в течение 4 ч производили рассев гранул на фракции. Полученные результаты показаны на рис. 5. Установлено, что частота вращения гранулятора оказывает существенное влияние на фракционный состав полученного материала. Так, при скорости вращения гранулятора 30 с⁻¹ размеры полученных гранул находятся в пределах $7 \cdot 10^{-3}$ – $0,4 \cdot 10^{-3}$ м. По мере увеличения частоты вращения до 50 с⁻¹ размеры гранул находятся в более узком интервале (от $5 \cdot 10^{-3}$ до $> 0,4 \cdot 10^{-3}$ м). Хорошие результаты по фракционному составу получены при частоте вращения диспергатора 40 с⁻¹, для которой максимальное количество гранул приходится на фракции размером от $1 \cdot 10^{-3}$ до $3 \cdot 10^{-3}$ м.

В процессе гранулирования склонность чугуна к графитизации при эвтектическом превращении подавляется и высокоуглеродистая фаза кристаллизуется в виде цементита, что приводит к формированию в гранулах типичной микроструктуры доэвтектического белого чугуна, содержащей перлит и ледебурит. Это было подтверждено результатами металлографического анализа чугунных гранул, которые получе-



Рис. 3. Гранулятор с вертикальной осью вращения: а – гранулятор; б – теплоизолированный приемный тигель с отверстием в донной части



Рис. 4. Общий вид чугунных гранул

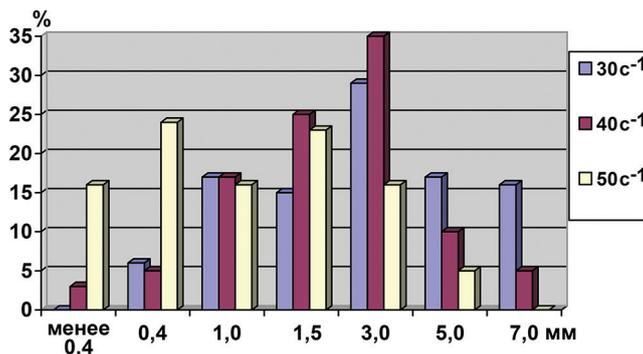


Рис. 5. Фракционный состав гранул для различных скоростей вращения гранулятора

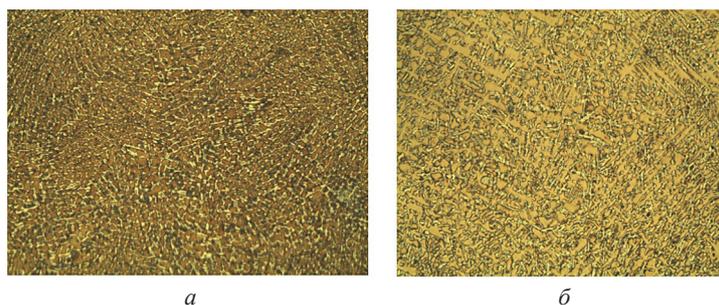


Рис. 6. Микроструктура гранул различной фракции: *a* – 2 мм; *б* – 4 мм. $\times 500$

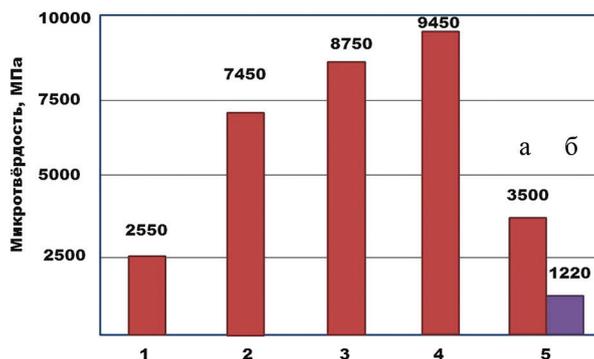


Рис. 7. Микротвердость чугуновых гранул и композита: 1 – серийные гранулы в отожженном состоянии (диаметр 2 мм); 2–4 – опытные гранулы в литом состоянии (2 – диаметр 2 мм; 3 – 3,5 мм; 4 – 4,5 мм); 5 – опытный композит (*a* – армирующие гранулы; *б* – бронзовая матрица)

ны с использованием электронного микроскопа VEGA II LMU, оборудованного микроанализатором INGA Energy 350 и приставкой «SpectroScan Max-GV». На рис. 6 показаны микроструктуры чугуновых гранул двух фракций.

Анализ структур показал, что чем мельче размер гранул, тем более дисперсной является структура чугуна. Микротвердость опытных чугуновых гранул характеризуется высокими значениями (от 7450 до 9450 МПа) и зависит от размера фракции (рис. 7). Такая высокая микротвердость свойственна для структуры белого чугуна, что подтверждается результатами металлографического анализа.

На следующем этапе исследований в лабораторных условиях были получены опытные композиционные материалы на основе бронзы с применением в качестве армирующего материала быстроохлажденных чугуновых гранул диаметром порядка 2 мм. На рис. 8 показаны результаты металлографических исследований образцов до и после травления с помощью оптической микроскопии.

При небольшом увеличении ($\times 50$) в гранулах четко просматриваются сферические включения темного цвета (рис. 8, *в*). Однако при таком увеличении оценить микроструктуру чугуновых гранул не представляется возможным. На нетравленном шлифе (рис. 8, *а*) четко просматривается структура графита отжига практически на всю глубину гранулы. Микротвердость армирующей чугуновой гранулы составляет в среднем 3500 МПа, а бронзовой матрицы в 3 раза меньше – 1220 МПа (см. рис. 7, столбец 5). Травление шлифа позволило выявить структуру металлической основы армирующих чугуновых гранул в опытном композите. Из рисунка видно, что металлическая основа гранул в композиционном материале имеет

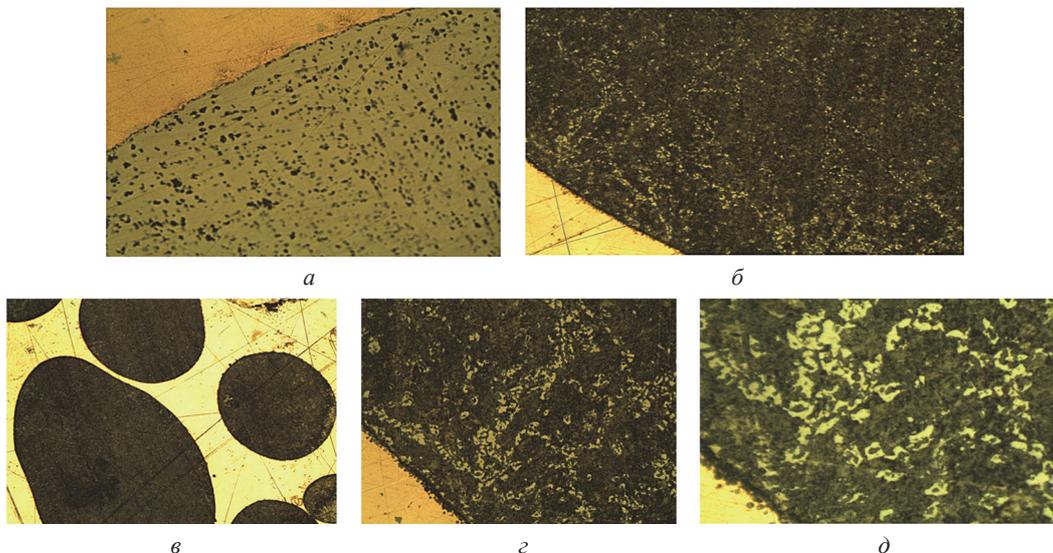


Рис. 8. Микроструктура гранул в композиционном материале; оптическая микроскопия. *a* – $\times 200$, не травлено; *b* – $\times 200$, травлено; *c* – $\times 500$; *d* – $\times 1000$

структуру перлитного ковкого чугуна с включениями феррита, не превышающего 10–15%, расположенного вокруг хлопьевидного графита (рис. 8, *b*, *c*, *d*).

Для сравнения на рис. 9 показана структура гранул из отожженной чугушной дроби, которую использовали при получении композиционного материала, нашедшего успешное применение при ремонте паровых турбоагрегатов с целью нормализации тепломеханического состояния [8].

На нетравленном шлифе видна структура мелкого графита. Чугун имеет невысокую микротвердость (2550 МПа), характерную для такого вида термической обработки. На рис. 10 приведена структура композиционного материала, упрочненного отожженными гранулами ДЛЧ-1. Видно различие структуры гранул (см. рис. 8) в композиционном материале, что и подтверждается микротвердостью (см. рис. 7).

Можно ожидать, что более высокие значения твердости гранул в опытном композиционном материале будут способствовать повышению физико-механических свойств и износостойкости готовых изделий.

Для армирования композиционных материалов, получаемых твердо-жидким синтезом, перспективным является белый ванадиевый чугун с инверсной структурой, разработки которого ведутся на базе Филиала БНТУ «Научно-исследовательская часть» (рис. 11). Применение гранул из такого чугуна позволит существенно повысить износостойкость разрабатываемых композиционных материалов.

Таким образом, в результате выполненных исследований была проведена модернизация лабораторной установки, позволяющей получать быстроохлажденные чугунные гранулы для армирования литых композитов. Отработаны технологические режимы гранулирования чугуна, обеспечивающие получение армирующего материала необходимого фракционного состава. Изготовлены опытные партии чугунных гранул, проведены металлографические исследования как исходной структуры гранул, так и их структура в опытных образцах композитов.

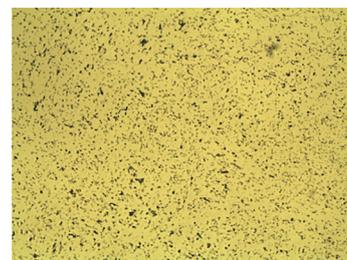


Рис. 9. Микроструктура отожженных гранул ДЛЧ размером 1 мм производства ОАО «Могилевский металлургический завод». $\times 500$

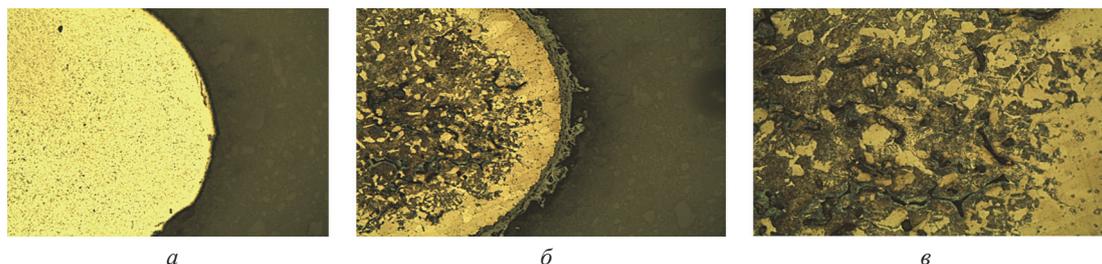


Рис. 10. Армирующее зерно литого композиционного материала с упрочняющей фазой из гранул ДЛЧ-1: *a* – $\times 200$; *b* – $\times 200$, травлено; *c* – $\times 500$, травлено

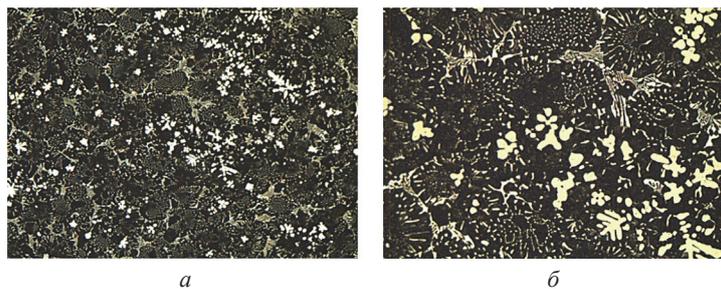


Рис. 11. Микроструктура белого ванадиевого чугуна: а – $\times 200$; б – $\times 500$

Выводы

Установлено, что после быстрого охлаждения из жидкого состояния полученные гранулы имеют структуру белого доэвтектического чугуна различной дисперсности в зависимости от размера фракции. При этом серийные гранулы, используемые в композитах, имеют структуру отжига.

В лабораторных условиях по специальной методике изготовлены опытные образцы композита на основе бронзы и армирующих быстроохлажденных чугуновых гранул. Установлено, что в композиционных материалах на основе медных сплавов армирующие гранулы имеют структуру перлитного ковкого чугуна с небольшими включениями феррита и графита хлопьевидной формы.

Литература

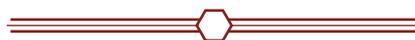
1. Композиционные материалы с металлической матрицей. М.: Машиностроение, 1978. Т. 4. 502 с.
2. Победря В. Е. Механика композиционных материалов. М.: Изд-во МГУ, 1984. 336 с.
3. Композиционные материалы: справ. / Под. ред. Д. М. Карпиноса. Киев: Наукова думка, 1985. 292 с.
4. http://prompk.ru/ntn-snr/news/industry_news_Rossiiskij_kosmos_mozhet_okazatsja_v_opasnosti%20_08012013.htm. Дата доступа 08.03.2016.
5. Черногоров Е. Подшипники скольжения. Челябинск, 2013. 10 с.
6. Затоловский С. С., Кезик В. Я., Иванова Р. К. Литые композиционные материалы. Киев: Техника, 1990. 240 с.
7. Кезик В. Я., Калининченко А. С., Иванова Р. К. Формирование структуры поверхностного объема литых макрогетерогенных композиционных материалов в условиях низкоскоростного трения без смазки // Литье и металлургия. 2003. № 2. С. 118–123.
8. Кобзарь Ю. В., Калининченко А. С., Воронов Е. О. Опыт применения композиционных материалов с макрогетерогенной структурой для нормализации тепломеханического состояния паровых турбин // Энергетика. Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. 2013. № 3. С. 79–86.
9. Электрошлаковый металл / Б. И. Медовар, Л. М. Ступак, Г. А. Бойко и др. Киев: Наукова думка, 1981. 680 с.
10. Болгар А. С., Турчанин А. Г., Фесенко В. В. Термодинамические свойства карбидов. Киев: Наукова думка, 1972. 272 с.
11. Калининченко В. А., Григорьев С. В., Калининченко М. Л., Зелезей А. Е. Особенности получения макрогетерогенных композиционных материалов методами индукционной плавки, их структура и свойства // Литье и металлургия. 2015. № 4. С. 146–150.

References

1. Composite Materials with Metallic Matrix / Composite Materials (*Kompozitsionnye materialy s metallicheskoj matritsei / Kompozitsionnye materialy*) ed. K. Kreider. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1978. Vol. 4. 502 p.
2. Pobedrya V. E. Mechanics of Composite Materials (*Mekhanika kompozitsionnykh materialov*). Moscow, Moscow State University, 1984. 36 p.
3. Composite Materials: Ref. Book (*Kompozitsionnye materialy: Spravochnik*) / ed. Karpinos D. M. Kiev: Naukova dumka, 1985. 292 p.
4. Mode of Access: http://prompk.ru/ntn-snr/news/industry_news_Rossiiskij_kosmos_mozhet_okazatsja_v_opasnosti%20_08012013.htm. Date of Access: 08.03.2016.
5. Chernogorov E. Sliding Bearings (*Podshipniki skolzheniya*). Chelyabinsk. 2013. 10 p.
6. Zatulovsky S. S., Kezik V. Ya., Ivanova R. K. Casted Composite Materials (*Litye kompozitsionnye materialy*). Kiev, Tekhnika Publ., 1990. 240 p.
7. Kezik V. Ya., Kalinichenko A. S., Ivanova R. K. Structure Formation of Surface volume in Casted Macroheterogeneous Composite Materials under Conditions of Dry Low-speed Friction (*Formirovaniye struktury pserkhnostnogo obiema litykh makroheterogennykh kompozitsionnykh materialov v usloviyakh nizkoskorostnogo treniya bez smazki*) // Foundry Production and Metallurgy. 2003, no. 2, pp. 118–123.
8. Kobzar Yu. V., Kalinichenko A. S., Voronov E. O. Application of Composite Materials with Macroheterogeneous Structure for Normalization of Thermo-mechanical State of Steam Turbines (*Opyt primeneniya kompozitsionnykh materialov s makroheterogennoi strukturoi dlya normalizatsii teplomekhnicheskogo sostoyaniya parovykh turbin*) // Energetika – Proc. of the CIS HEI and Power Eng. Assoc. 2013, no. 3, pp. 79–86.
9. Medovar B. I., Stupak L. M., Boiko G. A. etc. Electro slag metal (*Electroshlakovy metal*). Kiev, Naukova dumka Publ., 1981. 680 p.

10. Bolgar A. S., Turchanin A. G., Fesenko V. V. Thermodynamic Properties of Carbides (*Termodinamicheskie svoistva karbidov*). Kiev, Naukova dumka Publ., 1972. 272 p.

11. Kalinichenko V. A., Grigoriev S. V., Kalinichenko M. L., Zelezei A. E. B. A. Peculiarities of Macroheterogeneous Composite Materials' Production by Means of Inductive Melting, Their Structure and Properties (*Osobennosti polucheniya makroheterogennykh kompozitsionnykh materialov metodami inductsionnoi plavki, ikh structura I svoistva*). Foundry Production and Metallurgy, 2015, no. 4, pp. 146–150.



Международные выставки и мероприятия по литью и металлургии в 2017 году

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



УДК 621.774.353

Поступила 5.02.2017

КИНЕМАТИЧЕСКИЙ РАСЧЕТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОШИВКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТРУБ

KINEMATIC CALCULATION AND SIMULATION OF THE PIERCING IN PIPE PRODUCTION

В. А. ТОМИЛО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: stamilo@rambler.ru

V. A. TAMILA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: stamilo@rambler.ru

Создана компьютерная модель для моделирования технологического процесса прошивки стальной заготовки в гильзу. Используя метод конечных элементов, получены результаты, с высокой степенью точности соответствующие действительному процессу. Данные результаты могут быть использованы при настройке прошивных станков, а также при оптимизации технологических процессов прошивки.

Computer model for simulating piercing process of steel workpiece was developed. Using finite element method the results obtained appropriate to the actual process with a high degree of accuracy. These results can be used when configuring the piercing mills, as well as piercing process optimization.

Ключевые слова. Труба, гильза, обжатие, напряженно-деформированное состояние, переменный профиль, прокатка, энергосиловые параметры, метод конечных элементов.

Keywords. Tube, shell, reducing, strain-stress state, alternating profile, rolling, energy-power parameters, finite element method.

Введение

Прошивка заготовки в гильзу является первой операцией обработки металлов давлением при производстве бесшовных труб. От условий данной операции во многом зависит дальнейший ход производства трубы и ее качество.

При прошивке в области заготовки перед носком оправки возникает зона с растягивающими напряжениями, которые могут снизить давление на оправку и облегчить процесс прошивки. При достижении данными напряжениями критического значения происходит нарушение сплошности металла, что отрицательно сказывается на качестве поверхности гильзы. Таким образом, положение оправки при прошивке и напряженно-деформированное состояние определяют качество внутренней поверхности гильзы, а впоследствии готовой трубы.

Важный критерий эффективности процесса прошивки – стойкость инструмента. На износостойкость оправок оказывает влияние ряд факторов, среди которых их калибровка и режимы прокатки.

Все это свидетельствует о важности изучения операции прошивки. Эффективным направлением исследований процессов обработки металлов давлением является метод конечных элементов, с помощью которого возможно провести компьютерное моделирование технологического процесса со значительно меньшими временными и материальными ресурсами, чем при натурных испытаниях.

Технологические параметры процесса прошивки трубной заготовки

Определяющее влияние на режим обработки заготовок оказывает применяемое оборудование. При описании станков винтовой прокатки основными техническими характеристиками, общими для всех типов станков, являются [1] скорость прокатки; производительность стана; мощность главного привода; максимальный диаметр заготовки и диаметр прокатываемого изделия, т. е. допустимые значения распорного усилия и вращающего момента.



Рис. 1. Схема взаимосвязи факторов, определяющих режим обработки

П. К. Тетерин [2] классифицирует станы также по типу валков и величине таких параметров, как угол подачи α , угол раскатки β и эксцентриситет q . Угол β связан с геометрией валка, угол α – с настройкой стана.

На производительность стана оказывают влияние геометрия валков (при положительном угле раскатки, т. е. диаметр валков увеличивается вдоль очага деформации в направлении движения заготовки, может быть достигнута более высокая осевая скорость перемещения заготовки [3]), допустимые распорное усилие, вращающий момент и мощность, а также угол подачи, определяющий осевую составляющую скорости прокатываемой заготовки.

При проектировании технологического процесса обработки металлов давлением назначают допуски на размеры поковки. Данными для расчета выступают материал, параметры и требования к детали. На допуски на размеры заготовки также оказывают влияние деформация и износ валков, точность их расположения. Следует учитывать изменение размеров инструмента при колебаниях температуры. Износ и деформация валков тесно связаны с материалом, из которого они изготовлены.

Трение влияет на все основные кинематические и силовые параметры процесса прокатки [4].

Взаимодействие между главными параметрами оборудования и процесса показано на схеме для горячей обработки (рис. 1).

Из рисунка видно, что напряжение текучести, условия на контакте валок-заготовка и геометрия заготовки (размеры поперечного сечения, площадь поверхности и др.) определяют усилие, момент и мощность, необходимую для осуществления процесса.

Напряжение текучести повышается с увеличением скорости деформации и уменьшением температуры заготовки. Величины этих изменений зависят от материала заготовки. Как показано линиями, «входящими» в блок температуры, для заданной начальной температуры заготовки изменение температуры в большей степени подвержено влиянию площади контакта заготовки с валками, геометрии заготовки, количества тепла, производимого деформацией и трением, температурой валков, временем контакта в межвалковом зазоре.

Угол подачи и скорость прокатки главным образом влияют на скорость деформации в межвалковом зазоре. Характеристики привода, усилие прокатки, момент и мощность, требуемые процессом, а также угол подачи влияют на производительность. Угол подачи является одним из основных факторов процесса прошивки, определяющим производительность стана и качество получаемой продукции. Кроме того, существенное влияние на технологию процесса и конструкцию стана оказывает выбор угла раскатки [5], который вводится для более удобного конструктивного расположения шпиндельных соединений со стороны привода.

При прошивке труб многие параметры (рис. 1) варьируются в зависимости от типоразмера готовой трубы. На рис. 2 приведены зависимости показателей деформации заготовки при прошивке от толщины стенки гильзы, вертикальной линией показана точка 11,3 на оси абсцисс.

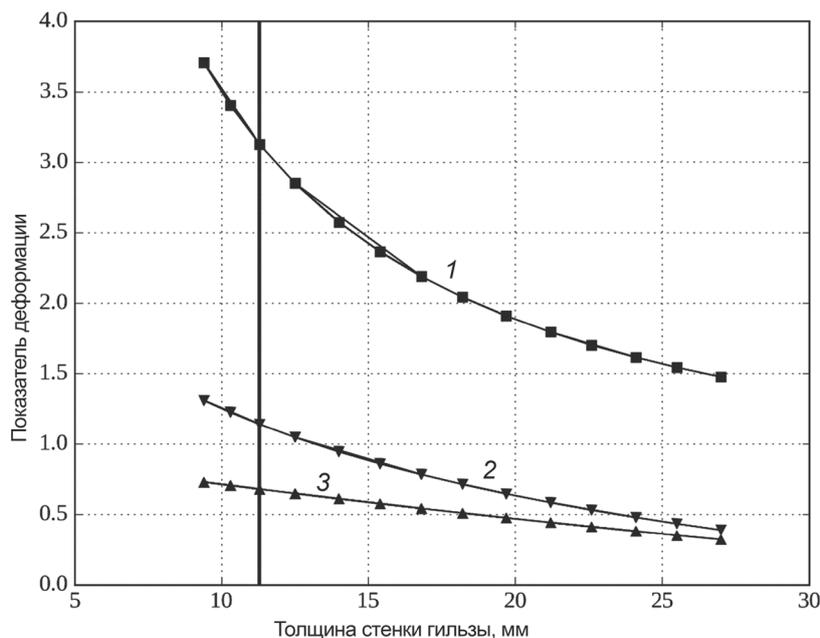


Рис. 2. Зависимость показателей деформации гильзы от толщины стенки: 1 – средняя вытяжка λ; 2 – логарифмическая деформация φ; 3 – относительная деформация ε

Для дальнейшего детального анализа выбрана труба диаметром 70×6,3 мм. Первой операцией при производстве данной трубы является прошивка заготовки диаметром 140 мм в гильзу с размерами: наружный диаметр 150 мм, толщина стенки 11,3 мм. Параметры процесса прошивки приведены ниже.

Материал заготовки	Сталь 20Г2
Температура заготовки перед прошивкой, °С	1200
Диаметр прокатных валков в точке пережима, мм	1030
Скорость вращения прокатных валков, мин ⁻¹	90
Диаметр валков Дишера, мм	1760
Скорость вращения валков Дишера, мин ⁻¹	17
Диаметр оправки, мм	120
Угол подачи, град	12
Угол раскатки, град	15

Скорость деформации определяется скоростью прокатки. Направляющие косинусы окружной скорости валка u и ее компоненты определяются по уравнениям:

$$\begin{aligned}
 l_u &= \sin \alpha \cos \omega - \cos \alpha \sin \beta \sin \omega, \\
 m_u &= (\cos \alpha \cos \omega + \sin \alpha \sin \beta \sin \omega) \cos \psi - \cos \beta \sin \omega \sin \psi, \\
 n_u &= (\cos \alpha \cos \omega + \sin \alpha \sin \beta \sin \omega) \sin \psi + \cos \beta \sin \omega \cos \psi,
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

$$\begin{aligned}
 u_x &= l_u u, \\
 u_y &= m_u u, \\
 u_z &= n_u u.
 \end{aligned}
 \tag{2}$$

Компонент u_x представляет собой скорость подачи (перемещения) и называется компонентом осевой подачи или скоростью подачи, u_y – скорость вращения и называется компонентом вращения или скоростью вращения, u_z – скорость деформирования и называется компонентом скорости деформации.

Окружная скорость на бочке валка $u = \frac{\pi n_B}{30} R = 4853,76$ мм/с.

На основе полученных данных построены зависимости компонентов окружной скорости валка от угла меридионального сечения валка ω (рис. 3).

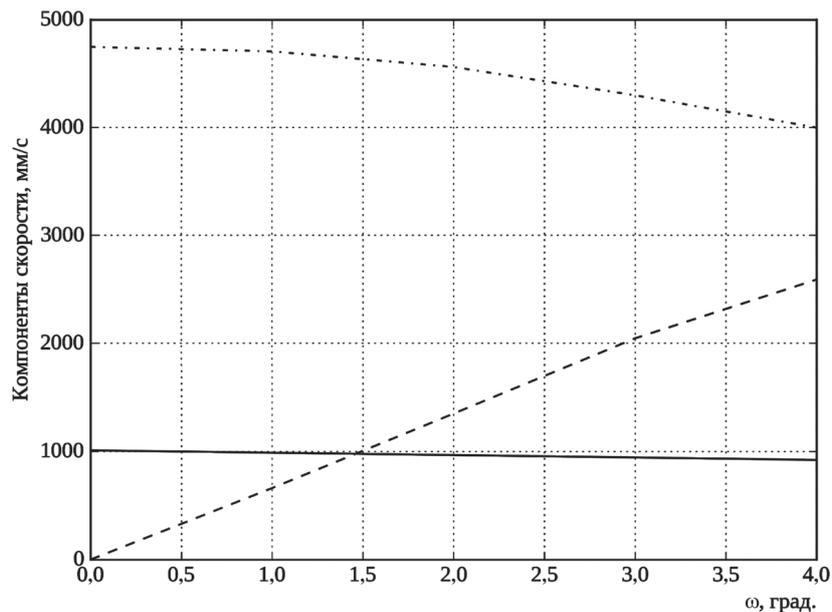


Рис. 3. Зависимость компонентов скорости вала от угла меридионального сечения: — u_x ; --- u_y ; - · - u_z



Рис. 4. Схема прошивки в стане Дишера

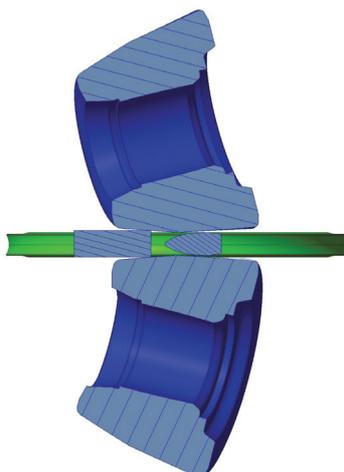


Рис. 5. Продольное сечение

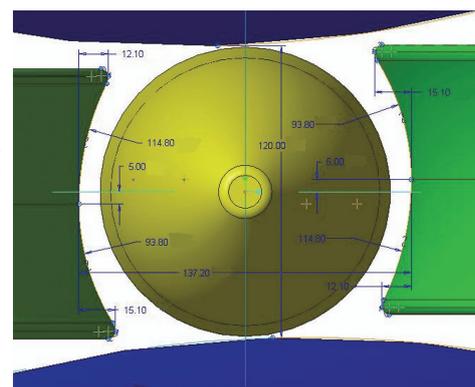


Рис. 6. Схема расположения дисковых валков Дишера

Из рисунка видно, что скорость подачи остается постоянной на всей длине дуги контакта, скорость вращения возрастает по мере перехода от входа в очаг деформации до выхода, скорость деформирования является максимальной при входе в очаг деформации и падает до нуля в основной меридиональной плоскости вала.

Средняя скорость деформации, таким образом, составляет $4,63 \text{ с}^{-1}$.

Компьютерная модель горячей прошивки

Для определения энергосиловых параметров, а также для дальнейших исследований процесса прошивки была создана компьютерная модель данного технологического процесса. На рис. 4 показана схема процесса прошивки в двухвалковом стане Дишера. В данной модели прокатные валки, а также валки Дишера приняты абсолютно жесткими. Учитывается теплообмен заготовки с валками и окружающей средой. В модель дополнительно вводится толкатель для перемещения заготовки к валкам и ее удержания на оси прокатки до формирования устойчивого контакта между заготовкой и валками. На рис. 5, 6 показаны продольное сечение заготовки и деформирующего инструмента и схема расположения дисковых валков Дишера.

Результаты, полученные с помощью построенной модели, приведены на рис. 7, 8.

Результаты моделирования хорошо согласуются с аналитическим расчетом усилия прошивки, выполненном по методике [6].

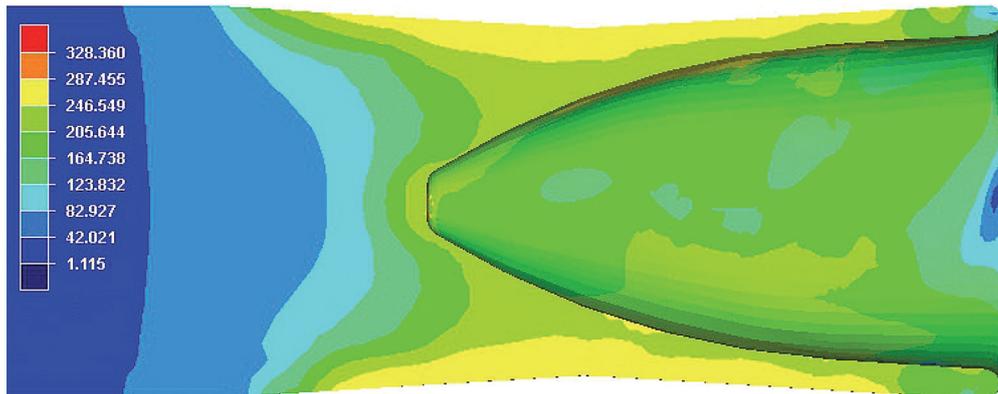


Рис. 7. Действительные напряжения

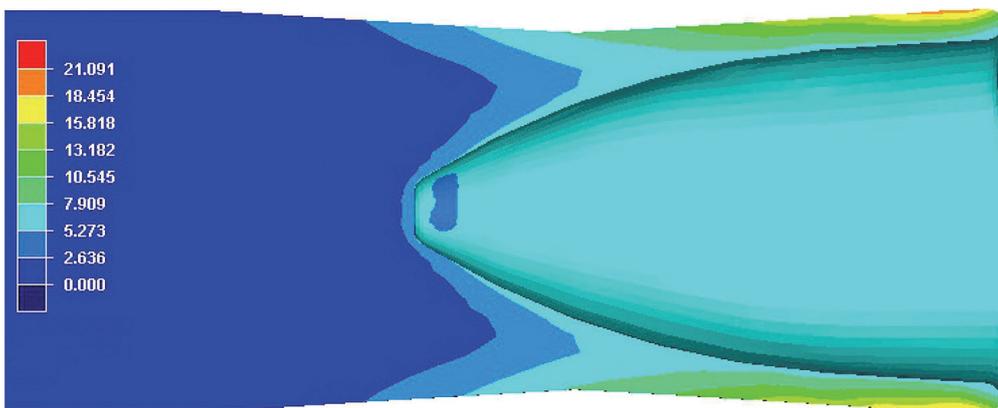


Рис. 8. Степень накопленной деформации

Выводы

Создана компьютерная модель для моделирования технологического процесса прошивки стальной заготовки в гильзу. Полученная модель позволяет оптимизировать энергосиловые параметры процесса прошивки, спрогнозировать ресурс и локализацию износа инструмента.

Используя метод конечных элементов, получены результаты с высокой степенью точности соответствующие действительному процессу. Они могут быть использованы при настройке прошивных станков, а также при разработке технологических процессов прошивки.

Литература

1. **Специальные** прокатные станы / М. В. Барбарич [и др.]; под ред. А. И. Целикова. М.: Металлургия, 1971. 336 с.
2. **Тетерин П. К.** Теория поперечно-винтовой прокатки / П. К. Тетерин. М.: Металлургия, 1971. 368 с.
3. **Барабашкин В. П.** Производство труб на агрегатах с трехвалковым раскатным станом / В. П. Барабашкин, И. К. Тартаковский. М.: Металлургия, 1981. 148 с.
4. **Грудев А. П.** Внешнее трение при прокатке / А. П. Грудев. М.: Металлургия, 1973. 288 с.
5. **Потапов И. Н.** Технология винтовой прокатки / И. Н. Потапов, П. И. Полухин. Изд. 2-е М.: Металлургия, 1990. 344 с.
6. **Расчет** усилия прошивки при изготовлении труб / В. В. Клубович, В. И. Тимошпольский, Г. М. Жданович, Л. А. Исаевич, В. А. Томило // *Литье и металлургия*. 2007. № 4. С. 50–53.

References

1. **Celikov A. I., Barbarich M. V., Vasil'chikov M. V.** *Special'nye prokatnye stany* [Special rolling mills]. Moscow, Metallurgija Publ., 1971. 336 p.
2. **Teterin P. K.** *Teorija poperechno-vintovoj prokatki* [Theory of helical rolling]. Moscow, Metallurgija Publ., 1971. 368 p.
3. **Barabashkin V. P., Tartakovskij I. K.** *Proizvodstvo trub na agregatah s trehvalkovym raskatnym stanom* [Production of tubes in the three-roll rolling mill]. Moscow, Metallurgija Publ., 1981. 148 p.
4. **Grudev A. P.** *Vneshnee trenie pri prokatke* [External friction in the rolling process]. Moscow, Metallurgija Publ., 1973. 288 p.
5. **Potapov I. N., Poluhin P. I.** *Tehnologija vintovoj prokatki* [Helical rolling technology]. Moscow, Metallurgija Publ., 1990. 344 p.
6. **Klubovich V. V., Timoshpol'skij V. I., Zhdanovich G. M., Isaevich L. A., Tomilo V. A.** *Raschet usilija proshivki pri izgotovlenii trub* [Calculation piercing efforts in the manufacture of tubes]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2007, no. 4, pp. 50–53.

ЗЕМЛЯКОВ

Геннадий Васильевич

1958–2017



3 февраля 2017 года на 58-м году жизни перестало биться сердце замечательного человека, специалиста в области технологии и организации строительства, Почётного строителя, Члена президиума Республиканского Совета по координации подготовки, повышения квалификации, переподготовки и аттестации кадров в области строительства, кандидата технических наук, доцента, проректора по административно-хозяйственной деятельности и развитию университетского городка, доцента кафедры «Организация строительства и управление недвижимостью» Белорусского национального технического университета Землякова Геннадия Васильевича.

Г. В. Земляков родился 1 апреля 1958 г. в Молдавской Советской Социалистической Республике. В 1985 г. окончил Белорусский политехнический институт. Он автор более 20 научных работ и методических пособий, в том числе монографий, коллективных трудов, статей, энциклопедических изданий, тезисов, учебных пособий.

Г. В. Земляков внес значительный вклад в создание и развитие современной учебно-материальной базы Политеха, его университетского городка. Талантливый руководитель, он умел спокойно, конструктивно, эффективно решать самые сложные задачи и добивался максимальных результатов. Его отношение грамотно решать и отстаивать интересы БНТУ – это пример подлинного патриотизма и беззаветной преданности делу. Чуткая искренняя забота о людях оставили в наших сердцах неизгладимый след. Стиль его работы – избежание конфликтных ситуаций, создание творческой и деловой обстановки. Он был настоящим профессионалом, специалистом с большой буквы.

Уход из жизни Геннадия Васильевича несвоевременный и несправедливый. У него осталось еще много незавершенных дел и было много планов на будущее.

Светлая память о Геннадии Васильевиче Землякове сохранится в сердцах тех, кто с ним работал и кто знал его.

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

Антифрикционный силумин

В Институте разработан и запатентован (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 и 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 27 93 67

info@itm.by <http://www.itm.by>

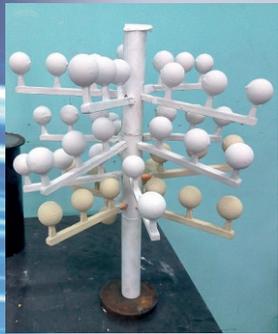
Ресурсосберегающая технология и оборудование для точного литья по газифицируемым моделям

Суть технологического процесса литья по газифицируемым моделям сводится к получению отливок путем замещения жидким расплавом заформованной модели, изготовленной из газифицируемого материала с нанесением на нее соответствующих противопригарных 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.

- 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 27 93 67

info@itm.by <http://www.itm.by>