

Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь
Белорусский национальный технический университет
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси»

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017. БЕЛАРУСЬ

***Сборник трудов
25-й Международной
научно-технической
конференции***

МИНСК

18-19 октября

УДК

В сборник включены материалы 25-й Международной научно-технической конференции
«Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь»

Под общей редакцией

Академика НАН Беларуси, д-ра техн. наук, проф., лауреата Госпремий БССР и РБ,
Заслуженного изобретателя РБ, зам.председателя АЛиМ

Маруковича Е. И.

Основатель Международной научно-технической конференции
«Литейное производство и металлургия. Беларусь»

д-р техн. наук, проф., Лауреат Госпремии БССР

Д. М. Кукуй

СОДЕРЖАНИЕ

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Тернер Э., Всемирная организация литья, Великобритания Глобальное состояние литейной промышленности	8
Олаф М. Крамер, HWS, Германия Качество в каждой форме	15
Ткаченко С. С., Кривицкий В. С., Коробейников В. В., Ассоциация литейщиков Санкт-Петербурга и Ленинградской обл., Россия Состояние и научно-технический потенциал литейного производства Санкт-Петербурга и Ленинградской области	18
Чаус А. С., Словацкий технический университет, Рудницкий Ф. И., БНТУ, Брачик М., Словацкий технический университет К вопросу выбора номенклатуры литого режущего инструмента из быстрорежущей стали	23
Марукович Е. И., Бевза В. Ф., Груша В. П., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Повышение качества деталей из чугунов путем создания оптимальных условий формирования отливки	28
Белов В. Д., Колтыгин А. В., Фадеев А. В., НИТУ МИСиС, Россия Цифровые технологии и новые легкие сплавы в производстве отливок	34
Душко С. О., ОАО «ГЛЗ «ЦЕНТРОЛИТ» Сохраняя традиции, движемся в ногу со временем	37
Zheng Ren, Xiurong Zhu, Yougi Wang, Song Pang, Научно-исследовательский институт металлов Внутренней Монголии, Китай Динамические характеристики деформации алюминиевого сплава 7055/7A52 при высоких нагрузках с использованием разрезного стержня Гопкинсона	41
Голуб Д. М., Мельников А. П., Садоха М. А., ОАО «БЕЛНИИЛИТ» Проектирование и изготовление литейной оснастки	46
Пономаренко О. И., Евтушенко Н. С., Мариненко Д. В., НТУ «Харьковский политехнический институт», Гримзин И. А., НПЦ «Европейские технологии машиностроения» Интенсификация процесса сушки песчано-гипсовых форм	51
Рэнсинг Р., Рошан Х. М., Рэнсинг М., Стивен Г. Р. Браун, Великобритания Как сэкономить средства в литейном производстве в связи с возможностями, предлагаемыми программой «Промышленность 4.0» и стандартом ISO9001:2015	56
Ровин С. Л., УП «Технолит» Перспективы применения ротационных печей. Ресиклинг металлоотходов	65
Дан Таборски, ASK CHEMICALS CZECH, Чехия Новые материалы и новые решения для литейного производства	72
Марукович Е. И., Ильюшенко В. М., Дувалов П. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Анисович А. Г., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Барановский К. Э., БНТУ Хромистый чугун, легированный ниобием	76
Рудый Ч., Р. Р. Р. Idea Pro, Польша Характеристика процесса приготовления массы в роторных смесителях	82
Ловшенко Ф. Г., ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», Ловшенко Г. Ф., УО «Белорусская государственная академия авиации», Лозиков И. А., ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет» Теория и технология получения механически легированных наноструктурных модифицирующих лигатур для производства хромовых бронз	87
Волков Д. А., Волков А. Д., Мельников А. П., Ефименко А. В., ОАО «БЕЛНИИЛИТ» Новые технологии литья мелющих шаров	100
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Термодинамика наноструктурных процессов кристаллизации эвтектического силумина	104
Садоха М. А., ОАО «БЕЛНИИЛИТ» Подготовка алюминиевой стружки для переплава	107
Комаров О. С., Розенберг Е. В., Барановский К. Э., БНТУ Управление структурой высокохромистого чугуна путем комплексного модифицирования	114
Дашкевич Н. И., Белов В. Д., Фадеев А. В., НИТУ МИСиС, Россия Применение вакуумных плавильно-заливочных установок с водоохлаждаемым тиглем для изготовления отливок из интерметаллидных титановых сплавов	120
Одарченко И. Б., Жаранов В. А., Прусенко И. Н., ГГТУ им. П. О. Сухого Оптимизация гидродинамики литниково-питающих систем в соответствии с технологической сложностью отливок	123
Рафальский И. В., Луцкич П. Е., БНТУ Математическое моделирование процесса затвердевания и разработка технологий изготовления бездефектных отливок из алюминиевых сплавов	127
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Наноструктурные процессы плавки и литья оловянной бронзы	134
Ровин С. Л., УП «Технолит», Ровин Л. Е., Жаранов В. А., ГГТУ им. П. О. Сухого Нагрев и смешивание сыпучих материалов в ротационных установках	138

Одарченко И. Б., Прусенко И. Н., ГГТУ им. П. О. Сухого Исследование и моделирование влияния огнеупорного наполнителя на процессы структурообразования стержневых смесей	143
Марукович Е. И. Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Основные элементы и механизм металлургической наследственности при литье сплавов	148
Манжула Г. П., ЗАО «МСП Технолоджи Центр» Цифровые технологии в производстве литых заготовок деталей.	150
Сандомирский С. Г., ГНУ ОИМ НАН Беларуси Оценка диапазонов изменения временного сопротивления чугунов по твердости	158
МЕТАЛЛУРГИЯ	
Попова Е. В., АО «Северсталь-Менеджмент» Исследование карбидной неоднородности в сечении непрерывнолитой заготовки квадрат 150 мм из стали ШХ15	164
Горайнов С., Красильников А., Райффершайд М., Кланке Ш., SMS group GmbH, Германия Предиктивный ассистент контроля качества МНЛЗ	169
Глазунова Н. А., Стефанович С. В., Роговая Ю. Л., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Причины образования дефекта «вкатанная окалина» на сортовом прокате стана 850, применяемого в автомобилестроении	180
Урбанович Е. Е., Шкулькова И. И., Коледа И. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Увеличение стойкости футеровки комбинированных сталеразливочных ковшей за счет увеличения количества промежуточных ремонтов	186
Куренкова Т. П., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Основные методы контроля неметаллических включений в стали, используемые в ЦЗЛ ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	189
Ведыбеда Д. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Моделирование полосы прокаливаемости машиностроительных марок стали	194
Сидоренко Т. И., Возная В. И., Шаповалова Л. И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Выявление природы поверхностных дефектов металлопроката стана 370/150 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	196
Кущенко К. И., Мишнева Ю. Е., Крахмаль Ю. А., Карякина Э. Л., Тишина Т. Г., ПАО «Украинский научно-исследовательский институт огнеупоров им. А. С. Бережного» Исследование микроструктуры и свойств высокоогнеупорной особоплотной корундовой керамики из сверхтонкодисперсного глинозема	200
Чаплянко С. В., Ткаченко Л. П., Шулик И. Г., ПАО «Украинский научно-исследовательский институт огнеупоров им. А. С. Бережного» Вибролитой обожженный тигель для футеровки металлоприемника установки распыления порошковых и инструментальных сталей	205
ЭКОЛОГИЯ	
Шаповалов Ю. П., Галибус А. С., Сударев А. И., ООО «Газоочистка инжиниринг», Глушень Е. М., Нагорный Р. К., ГНУ «Институт микробиологии НАН Беларуси» Защита атмосферного воздуха литейных предприятий от загрязнения вредными органическими веществами	210
ОХРАНА ТРУДА	
Лазаренков А. М., Хорева С. А., БНТУ Оценка параметров микроклимата рабочих мест литейных цехов	216
Лазаренков А. М., Хорева С. А., БНТУ Условия труда литейщиков при изготовлении стержней на нагреваемой оснастке	219

CONTENTS

FOUNDRY

By Eur Ing Andrew Turner, General Secretary, World Foundry Organization (WFO) The Global castings Industry (Overview)	8
Olaf M. Kramer, Heinrich Wagner Sinto, Germany Quality in every mould	15
Tkachenko S. S., Krivitskii V. S., Korobeinikov V. V., The Association of founders of St. Petersburg and Leningrad region (LenAL), Russia The State and Scientific-technical potential of the foundry production of St. Petersburg and in Leningrad region.	18
Chaus A. S., Slovak University of Technology, Bratislava, Slovakia, Rudnitski F. I., Belarusian National Technical University, BraĀík M., Slovak University of Technology, Bratislava, Slovakia On selection of cast tool varieties made of high-speed steels	23
Marukovich Y. I., Bevza V. F., Grusha V. P., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus Improving the quality of parts from cast iron by creating of the optimal conditions for the formation of castings.	28
Belov V. D., Kolygin A. V., Fadeev A. V., National Research Technological University «MISiS», Russia Digital technologies and new light alloys in casting production.	34
Dushko S. O., Public Corporation Gomel Foundry «TSENTROLIT» Keeping traditions, we move up to date	37
Zheng Ren, Xiao Zhang, Xiurong Zhu, Youqi Wang, Inner Mongolia Metallic Materials Research Institute Dynamic deformation behavior of 7055/7A52 aluminum clad alloy under high strain rates by using a SHPB.	41
Golub D. M., Melnikov A. P., Sadokha M. A., OJSC «BELNILIT» The design and manufacture of foundry mashine-tool attachment.	46
Ponomarenko O. I., Evtushenko N. S., Marinenko D. V., National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkov, Ukraine, Grimzin I. A., Scientific-production centre «European technologies for machine-building», Kharkov, Ukraine Intensification of the Drying Process of Sand-Gypsum Molds.	51
Rajesh S. Ransing, College of Engineering, Swansea University, Swansea SA1 8EN, UK, Hathibelagal M. Roshan, Maynard Steel Casting Company, Milwaukee WI, USA, Meghana R. Ransing, p-matrix Ltd, Swansea SA2 7PD, UK, Stephen G. R. Brown, College of Engineering, Swansea University, Swansea SA1 8EN, UK How to save money in a foundry production with opportunities offered by Industry 4.0 and ISO9001:2015 Standard	56
Rovin S. L., Technolit Co Outlooks for application of rotary furnaces. Metal waste recycling	65
Dan Táborský, ASK Chemicals Czech s.r.o., Czech Republic New materials and new decisions for foundry production	72
Marukovich E. I., Ilyushenko V. M., Duvalau P. Yu., Institute of Metal Technology of National Academy of Sciences of Belarus, Anisovich A. G., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Baranouski K. E., Belarusian National Technical University Chromium cast iron alloyed with niobium	76
Czesław Rudy, P. P. P. IdeaPro, Poland Characteristic of process of preparation of compound in rotor mixers.	82
Lovshenko F. G., Belarussian-Russian University, Mogilev, Belarus, Lovshenko G. F., Belarussian State Academy of Aviation, Lozikov I. A., Belarussian-Russian University, Mogilev, Belarus Theory and technology of obtaining mechanically alloyed nanostructural modifying ligatures for the production of chrome bronze	87
Volkov D. A., Volkov A. D., Melnikov A. P., Efimenko A. V., OJSC «BELNILIT» New technology casting grinding balls	100
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus Thermodynamics of nanostructural processes of crystallization of the eutectic silumin	104
M. A. Sadokha, OJSC «BELNILIT», Minsk, Belarus Preparation of aluminum chips for recasting	107
Komarov O. S., Rozenberg E. V., Belarusian National Technical University, Baranowski K. E., Scientific and Technological Park of the BNTU «Polytechnic» The management structure of high-chromium cast iron through a complex modification	114
Dashkevich N. I., Belov V. D., Fadeev A. V., National Research Technological University «MISiS», Russia Application of vacuum melting and casting facilities with a water-cooled crucible for making castings of intermetallic titanium alloys	120
Odarchenko I. B., Zharanau V. A., Prusenko I. N., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj Optimization of the hydrodynamics of gating-feeding systems in accordance with the technological complexity of the casting.	123
Rafalsky I. V., Lushchik P. E., Belarusian National Technical University Mathematic simulation of the crystallization process and development of manufacturing techniques of faultless mould pieces' production from aluminium alloys	127
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus Nanostructural processes of melting and moulding of tin bronze.	134

Rovin S. L., Technolit Co, Rovin L. E., Zharanov V. A., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj The heating and mixing of discrete materials in rotary device	138
Odarchenko I. B., Prusenko I. N., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoi Research and simulation of the influence of refractory filler on the processes of structural formation of core mixtures.	143
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus Basic elements and the mechanism of metallurgical heredity when casting alloys	148
Manzhula G. P., MSP Technology Center Digital technologies in production of casting blocks of metal details	150
Sandomirskii S. G., The Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus Evaluation of the Ranges of Changes in the Tensile Strength of Cast Iron Castings by Hardness.	158

METALLURGY

Popova E. V., JSC «Severstal-management», Cherepovets city, Vologda region, Russia Research of carbide inhomogeneity in the cross section of continuously-cast billets of steel grade ШХ15	164
Gorainov S., Krasilnikov A., Dr. M. Reifferscheid, Dr. S. Klanke, SMS group GmbH, Germany Predictive Assistant for quality control for the casting machine	169
Glazunova N. A., Stefanovich S. V., Rogovaya Yu. L., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» The reasons of formation of defect «rolled-in-scale» on rolled metal for automotive industry on the mill 850	180
Urbanovich E. E., Shkulkova I. I., Koleda I. V., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» Increase of lining life of the pouring steel combined ladles due to increase of number of the intermediate repairs	186
Kurenkova T. P., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» The Main Control Methods of Nonmetallic Inclusions in Steel Used in the Central Enterprise Laboratory of OJSC «The Belarussian Steel Works – Management Company of Holding «Belorussian Metallurgical Company».	189
Vedybeda D. V., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» Simulation of a strip of hardenability band of machine steel brands	194
Sidorenko T. I., Voznaya V. I., Shapovalova L. I., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» Identification of the nature of the surface defects of metal rolling of a mill 370/150 OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»	196
Kushchenko K. I., Mishnyova Yu. E., Krakhmal Yu. A., Karyakina E. L., Tishina T. G., Public Joint Stock Company «The Ukrainian Research Institute of Refractories named after A. S. Berezhnoy», Kharkov, Ukraine Investigation of microstructure and properties of high-refractory high-density corundum ceramics from superground alumina . . .	200
Chaplianko S. V., Tkachenko L. P., Shulik I. G., Public Joint Stock Company «The Ukrainian Research Institute of Refractories named after A. S. Berezhnoy», Kharkov, Ukraine Vibrocaster fired crucible for the lining of metal receiver of powder and instrumental steels spraying installation	205

ECOLOGY

Shapovalov Yu. P., Galibus A. S., Sudarev A. I., LLC Gazoostka engineering, Glushen E. M., Nagorny R. K., Institute of a microbiology of National Academy of Sciences of Belarus Protection of the air of the foundry enterprises against pollution of harmful organic matters	210
--	-----

PROTECTION OF LABOUR

Lazarenkov A. M., Horeva S. A., Belarussian National Technical University Estimation of parameters of a microclimate of workplaces foundries	216
Lazarenkov A. M., Horeva S. A., Belarussian National Technical University Working conditions of the foundry in the manufacture of cores in hot boxes	219

ОСНОВАТЕЛЬ МЕЖДУНАРОДНОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ «ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МЕТАЛЛУРГИЯ. БЕЛАРУСЬ»



В этом году в юбилейный 25-й раз на базе Белорусского национального технического университета собираются литейщики и металлурги для участия в знаковом мероприятии – Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь», которое стало для нас не просто традиционным и необходимым, а является той площадкой, где рождаются и обсуждаются инновации в области литья и металлургии, которые направлены на развитие и укрепление машиностроительного комплекса Республики Беларусь.

Международная научно-техническая конференция «Литейное производство и металлургия. Беларусь» – это бренд, который создал и развивал **Давыд Михайлович Кукуй** – всемирно известный ученый-литейщик и металлург, талантливый педагог, доктор технических наук, профессор, Лауреат Государственной премии БССР, заведующий кафедрой «Машины и технология литейного производства» БНТУ, Председатель Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь, главный редактор журнала «Литье и металлургия».

Сегодня благодаря огромной энергии, выдающимся организаторским способностям Д.М. Кукуя МНТК «Литейное производство и металлургия. Беларусь» является одним из лучших примеров неразрывности цепочки образование-наука-производство. Заложенная Д.М. Кукуем в основу МНТК «Литейное производство и металлургия. Беларусь» концепция позволяет научным идеям и инновациям практически взаимодействовать с реальным сектором промышленности; устанавливать взаимовыгодные контакты с зарубежными партнерами. Это мероприятие, которое дает возможность молодым талантливым литейщикам и металлургам раскрыть свой потенциал.

Д.М. Кукуй понимал, что именно такие мероприятия, как МНТК «Литейное производство и металлургия. Беларусь», позволяют привлечь и внедрить в нашей стране самые современные мировые достижения в области литейного производства и металлургии и, тем самым, повысить качество и конкурентоспособность нашей продукции.

Давыд Михайлович Кукуй пользовался заслуженным авторитетом среди специалистов и ученых, уважением среди сотрудников и студентов БНТУ.

Память о Давыде Михайловиче Кукуе будет вечно жить в сердцах родных и близких, друзей, соратников и коллег. А его дело, в том числе и МНТК «Литейное производство и металлургия. Беларусь», благодаря его стратегическому уму и таланту продолжает жить и развиваться, несмотря на то что его сегодня нет с нами.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
БЕЛАРУСЬ»



THE GLOBAL CASTINGS INDUSTRY (OVERVIEW)

ГЛОБАЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ ЛИТЕЙНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ (ОБЗОР)

BY EUR ING ANDREW TURNER, General Secretary, World Foundry Organization (WFO), Great Britain,
www.thewfo.com, andrewturner01@btinternet.com

АНДРЕЮ ТЕРНЕР, Генеральный Секретарь, Всемирная организация литья (ВОЛ), Великобритания,
www.thewfo.com, andrewturner01@btinternet.com

A brief analysis of the state of the foundry industry around the world reflecting on political and economic factors that are currently affecting the demand and supply of castings is given. The figures of the global output and break this down into the top producing countries with specific information on the figures and efficiency from these countries are provided.

Finally a short discussion on the state of global factors affecting the industry, covering demand drivers and changes in the political and social environment and how these will affect foundry industry in the short and medium future is provided.

Дается краткий анализ состояния литейной промышленности во всем мире, описываются политические и экономические факторы, которые в настоящее время затрагивают спрос и предложение в литейной продукции. Приводится информация по мировому производству литья и по деятельности основных стран-производителей с конкретной числовой информацией по этим странам.

В заключение дается краткое обсуждение состояния глобальных факторов, затрагивающих литейную промышленность, включая спрос и изменения в в политическом обстановке и социальной среде. Даются некоторые мысли о том, как эти факторы затронут нашу промышленность в ближайшем и среднесрочном времени.



THE GLOBAL CASTINGS INDUSTRY

Eur Ing Andrew Turner FICME
General Secretary - The WFO

TO BE ADDRESSED IN PRESENTATION:

- ▶ Overview of the World Foundry Organization
- ▶ Global Uncertainties
- ▶ General Thoughts on the Global castings Industry
- ▶ Specific Statistics on the leading nations
- ▶ Thoughts for the future





THE WORLD FOUNDRY ORGANIZATION

- ▶ Global Technical Association
- ▶ Supporting 30 Member Countries
- ▶ Annual Technical Event
- ▶ Working Groups



MEMBERS

- | | |
|--------------------------|----------------|
| Austria | Switzerland |
| Australia | China |
| Belarus | Croatia |
| Bosnia Herzegovina | Czech Republic |
| Germany | Denmark |
| Spain | Egypt |
| France | Finland |
| Great Britain | Hungary |
| India | Japan |
| Italy | Korea |
| Mexico | Norway |
| Poland | Romania |
| Sweden | Slovenia |
| South Africa | Turkey |
| United States of America | |

TECHNICAL FORUM

- ▶ Held every 2 years 2017, 2019, 2021
- ▶ 2017 Held Earlier this year In South Africa
- ▶ 2019 In Conjunction Slovenian Foundry Event
- ▶ 2021 In India



WORLD FOUNDRY CONGRESS

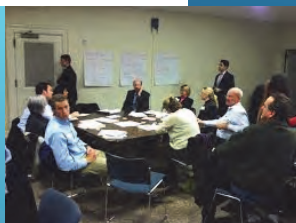


- ▶ 2016 Held in Nagoya Japan attracting over 1000 delegates
- ▶ 2018 will be in Krakow, Poland
- ▶ 2020 will be in Korea
- ▶ 2022 will be Italy



WORKING GROUPS

- ▶ Training and Professional Development
- ▶ Energy Saving and the Environment
- ▶ Cast Composites
- ▶ Non Ferrous Metals
- ▶ Ferrous Metals
- ▶ Moulding Materials



*The Moulding Materials Working Group will hold a conference in Seoul Korea, in November this year. The Diecasting Group is to hold an event in January 2018 in Germany.



GLOBAL UNCERTAINTIES

- ▶ Markets affected by > 50 global conflicts, ie:
 - * Russia
 - * Ukraine
 - * Syria
 - * Iran
 - * Iraq
 - * Pakistan
 - * Turkey
- ▶ Unease in Global Financial Markets still exist
- ▶ Industry still shows uncertainty and pessimism
- ▶ Capital Investment still generally on hold
- ▶ Exchange rate fluctuations



GLOBAL INDUSTRY

We should remember that our industry:

- ▶ Is the oldest production process
- ▶ Fascinates those people who involved in it
- ▶ Exhibits a level of passion from those who are working in it
- ▶ Is unique in its ability to recycle



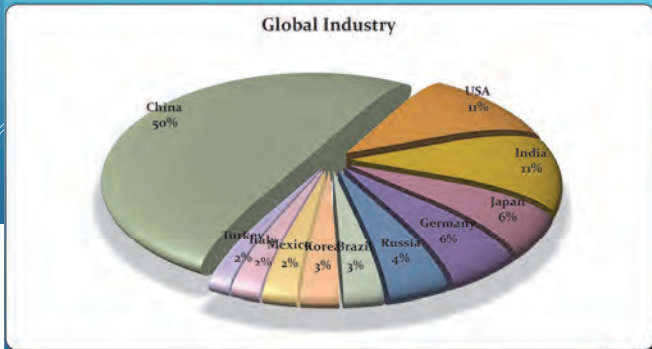
GLOBAL INDUSTRY

We should remember that:

- ▶ Virtually every nation in the world has a casting industry
- ▶ Worldwide output of castings now exceeds 103M tons
- ▶ Metalcasting is key to the improvement in the standard of living
- ▶ Metalcasting is vital to the drive in both aerospace and automotive for fuel efficiency
- ▶ Metalcasting is the oldest production process



GLOBAL INDUSTRY



Figures from Modern castings Dec 2016.



GLOBAL INDUSTRY (Million Tonnes)

1  China 45.6 12 th for Efficiency	6  Russia 4.2 4 th for Efficiency	11  Turkey 1.9 10 th for Efficiency
2  India 10.0 8 th for Efficiency	7  Korea 2.6 5 th for Efficiency	
3  USA 10.4 2 nd for Efficiency	8  Mexico 2.6 6 th for Efficiency	
4  Japan 5.4 7 th for Efficiency	9  Brazil 2.3 9 th for Efficiency	
5  Germany 5.3 1 st for Efficiency	10  Italia 2.0 11 th for Efficiency	

Figures from Modern castings Dec 2015. Efficiency is tonnage / No of plants



GLOBAL INDUSTRY

Effects on regional production

- Affected by Build near demand
- Mercedes Cars in China
- Bombardier Aircraft in China
- Hyundai Cars in India



GLOBAL INDUSTRY

Influences on Export Markets

- ▶ Currency effects – Strong Euro
- ▶ Energy costs in Europe double that of USA
- ▶ Devaluation in BRICS Countries
- ▶ Growth of New Developing Countries
- ▶ Brexit Effects – Devaluation of the £
- ▶ European Uncertainties



GLOBAL INDUSTRY

Europe

- ▶ Low GDP Growth
- ▶ High Unemployment (Italy 13% & 43% of Youth)
- ▶ High Energy Costs
- ▶ EU Commission Influences
- ▶ Recognizes need for:
 - Industrial Renaissance
 - Solid Manufacturing base to provide growth and employment
 - The centrality of manufacturing & competitive integration



GLOBAL INDUSTRY

Automotive Industry Impact

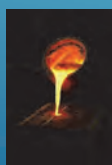
- ▶ More than half of castings produced autos
- ▶ Increasing customer demand for comfort, technology and performance
- ▶ Cars need bigger engines, bigger fuel tanks and stiffer chassis all adding weight
- ▶ Casting Industry meets weight reduction challenge with:
 - * material substitution
 - * thinner walls
 - * converting fabrications to castings



COUNTRY SPECIFICS

China

- ▶ 22% growth in 2002 -2003
- ▶ 8% growth since 2010
- ▶ 3.5% growth last year to 47.2M T
- ▶ Only 27% goes to Automotive
- ▶ Production by metal:
 - * 43% Grey Iron
 - * 28% Ductile Iron (up 5%)
 - * 11% Steel
 - * 15% Aluminum (up 13%)



COUNTRY SPECIFICS

China



- ▶ New Government initiatives for development and growth in the sector
- ▶ Industry will have access to support for the achievement of improvements in 9 key areas
- ▶ Foundries closed or merged due to program to push for high productivity & productivity as well as greater focus on quality.

COUNTRY SPECIFICS

Europe



- ▶ 15.2 M T production similar to 2013
- ▶ 5000 Foundries value of €41.3 B
- ▶ Ferrous output fallen (China +274%)
- ▶ Auto Sector driver for non ferrous increasing
- ▶ Number of foundries falling as is employment. (Aluminum sector trend in upward trajectory - unit numbers stable and manpower growing.)



COUNTRY SPECIFICS

Europe



- ▶ 85% of castings made in Europe used in Europe
- ▶ 15% direct export
- ▶ High growth for castings 2014 – 2018 from Automotive, General Engineering and Construction
- ▶ Optimism is reduced in Europe for 2017
- ▶ Future growth driven by:
 - * development of substitution
 - * smart engineering
 - * additive manufacturing

COUNTRY SPECIFICS

USA



- ▶ 10.5 M T produced by 1978 foundries €32 B
- ▶ Additional 2.3 M T Mexico and .71 M T Canada
- ▶ 2008 – 2010 falling output due to off shoring and high energy costs
- ▶ Currently optimistic with high growth forecasts due to:
 - * low energy costs
 - * high productivity
 - * reduced shipping costs
 - * trend toward re-shoring
- ▶ Imports: 1998 7%
2008 24%
currently 21%



COUNTRY SPECIFICS

India

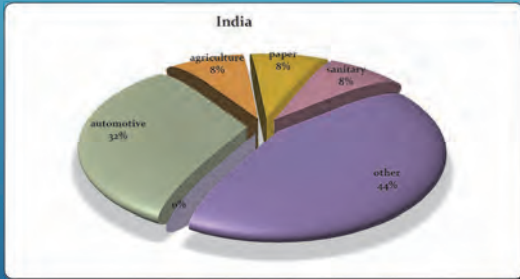


- ▶ 10.7 M T from 4600 foundries
- ▶ 32% automotive, 8% each in agriculture, paper and sanitary castings
- ▶ Output: 69% grey iron, 12% Al
- ▶ 2012 – 13 economic stagnation in India but 10 – 12% growth in foundry sector
- ▶ Industry has many new foundries and some major expansions taking place currently
- ▶ New government strongly supporting industry



COUNTRY SPECIFICS

India



COUNTRY SPECIFICS

Japan



- ▶ 5.4 M T by 2085 foundries
- ▶ Significant problems in Japan:
 - * Economy moving from deflation to inflation
 - * Yen moving from strong position to weak
 - * Country as a whole is in New Territory
 - * Energy costs have risen by 73% (Tokyo area by 92%) since great earthquake in 2011
- ▶ Still 70% of castings for Automotive industry
- ▶ Current new industry vision with 6 points including Management, People, Environmental and Energy



COUNTRY SPECIFICS

Brazil



- ▶ 2.3 M T 1170 foundries
- ▶ Major difficulties in Brazil (lowest output for 10 years):
 - * Presidential Elections causing uncertainty
 - * Little or no Economic or structural policy in place
 - * Output in 2015 reduced from 2014 which was worse than 2013 and been on decline since 2008
 - * 73% of all castings used in Automotive sector
 - * Energy costs concerns even though 75% comes from Hydro and renewables
 - * High taxation and interest rates affected by exchange rates
- ▶ Expectation of doubling vehicle output by 2020 needing an additional 0.5 M T of castings annually now looks unlikely

THOUGHT FOR THE FUTURE

- ▶ German car industry in 2001 50% of cars made in Germany 50% in rest of the world
- ▶ In 2016 that was 30% Germany 70% ROW
- ▶ In Europe Casting production flat between 2004 and 2012 in China 100% growth
- ▶ Casting is still the most important process for manufacturing net shape products
- ▶ We still don't really understand the physics / chemistry of the casting process. Great opportunities still available
- ▶ Huge potential for improvement in all aspects of foundry production
- ▶ Still areas for research available into Die and Tool life, simulation of mechanical properties



THOUGHT FOR THE FUTURE

- ▶ The industry needs Track, watch, and respond to industry trends. Success in the past is no guarantee
- ▶ China has governmental control over foundry development
- ▶ India developing regional clusters for services, which is highly efficient Training, Testing, Simulation, recycling
- ▶ Global output predicted to be 180 M T in 2016
- ▶ Foundry Industry in general more efficient than national economy



FORWARD THINKING SPONSORS

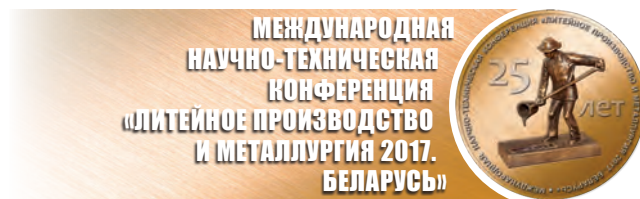


THE GLOBAL CASTINGS
INDUSTRY

Thanks for your
attention

Any Questions

Eur Ing Andrew Turner FICME
General Secretary – The WFO



Поступила 30.08.2017

КАЧЕСТВО В КАЖДОЙ ФОРМЕ QUALITY IN EVERY MOULD

ОЛАФ М. КРАМЕР, Менеджер по региональным продажам в СНГ фирмы HWS, Германия,
E-mail: olaf.kramer@wagner-sinto.de

OLAF M. KRAMER, Heinrich Wagner Sinto, Germany. E-mail: olaf.kramer@wagner-sinto.de

Высококачественная отливка – цель каждого литейного производства. В данном докладе речь идет о возможностях современной технологии формовки песчано-глинистых форм, а также показаны некоторые современные подходы к повышению эффективности формовочных линий.

The perfect casting is the aim of every foundry. One topic of the lecture are the possibilities of modern sand moulding technology. Another issue of the lecture is the demonstration of some modern approaches to increase the efficiency of moulding line technology.

Ключевые слова. SEIATSU/СЕЙАТЦУ, песчано-глинистая формовка, высококачественная форма, высококачественная отливка, индустрия 4.0, литейный завод 4.0, эффективность, воздушный поток, многоплунжерный пресс, стоимость жизненного цикла.

Keywords. SEIATSU, greensand moulding, sand moulding, the perfect mould, the perfect casting, industry 4.0, foundry 4.0, efficiency, airflow, multiram, life cycle costs.

Качественная форма характеризуется совершенством или безупречностью. Совершенство состоит в том, что каждый продукт изготавливается индивидуально наилучшим способом уплотнения; результат – воспроизводимый, это значит, что каждая форма является качественной независимо от времени; формование – ресурсосберегающее, что значит вложения по мере необходимости; идеальная форма обеспечивает идеальную отливку: наилучшее качество, наивысшая маржа.

На рис. 1, а показана формовка болвана с помощью верхнего прессования, на рис. 1, б – с помощью воздушного потока Сейатцу + верхнего прессования.

Воздушный поток транспортирует смесь в направлении вент и создает, таким образом, вблизи модели наивысшее уплотнение. Дополнительное механическое прессование обеспечивает оптимальное уплотнение всей формы.

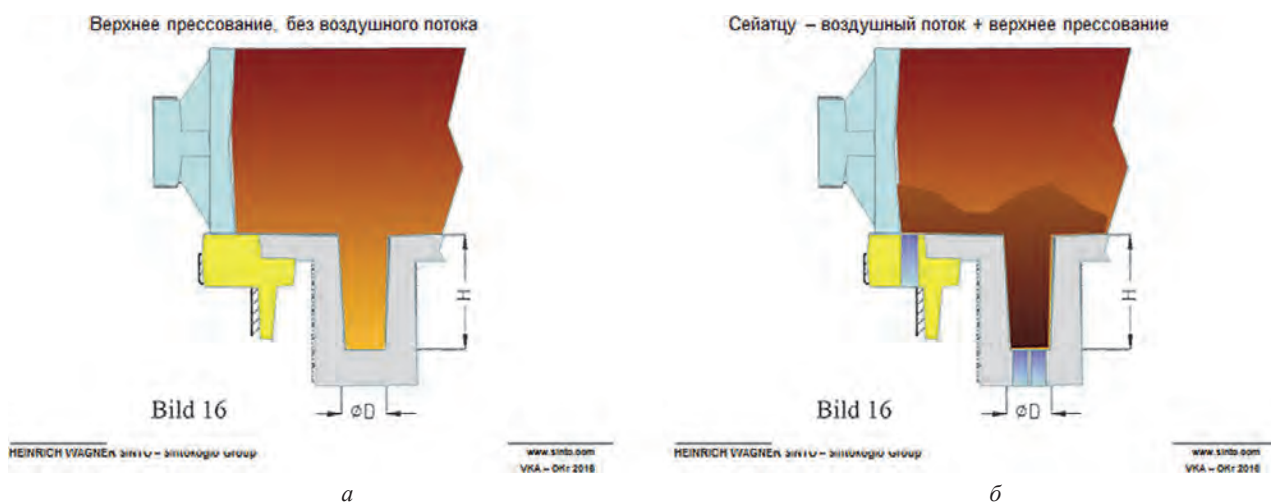


Рис. 1.

Пример: Качество формы

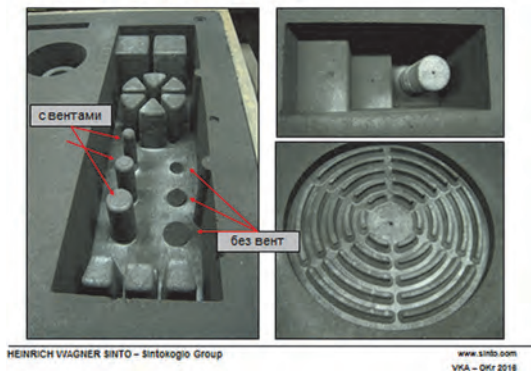


Рис. 2.

На рис. 2 показана тестовая модель, которая в области сложных контуров модели слева была оснащена вентилями, а справа оставлена без вент. В области справа там, где воздушный поток из-за отсутствия вент не смог произвести воздействия, болван не достиг достаточной прочности и был поврежден при подъеме формы.

В зависимости от поставленных задач СЕЙАТЦУ-процесс является оптимальным методом уплотнения для изготовления высококачественных форм. Наряду с классическим процессом уплотнения форм воздушным потоком и последующим прессованием (СЕЙАТЦУ / SEIATSU) формовочная машина может быть оснащена следующими вариантами и/или опциями: воздушным импульсом (SEIATSU Flex); механическим прессованием плоской прессовой плитой, эластичной прессовой плитой, многоплунжерной головкой (одно- и многоконтурные системы); SEIATSU.Plus дополнительным прессованием со стороны модели.

Таким образом, формовщик имеет систему формовочных инструментов, которая учитывает все требования песчано-глинистой формовки и обеспечивает отличные результаты.

Планирование стоимости жизненного цикла литейного производства

Для того чтобы выжить, удержаться на рынке, наряду с оптимальным способом уплотнения, литейный завод должен быть конкурентоспособным. Значительное влияние на успех оказывает стоимость жизненного цикла литейного производства (рис. 3).

Покупная стоимость формовочной линии почти незначительна по сравнению с накопленными производственными расходами. Цель должна заключаться в том, чтобы стоимость жизненного цикла литейного производства была максимально линейной, т. е. баланс выхода готовой продукции, планового обслуживания и ремонта, а также неизбежной инфляции.

К сожалению, правилом является динамика затрат, показанная на рис. 3, б. Это происходит в основном из-за плохого качества формовочных линий, задержек с техобслуживанием и, как следствие, незапланированных простоев. В результате, как правило, увеличиваются процент брака, а также доработка, которые сопровождаются ростом энергозатрат.

Литейный завод 4.0 – подключенный к сети и высокоэффективный

Эффективные литейные производства в настоящее время интеллектуально контролируются и управляются. Линия проектируется таким образом, чтобы все изделия можно было надежно изготовить с минимальным использованием рабочей силы, энергоресурсов, материалов (песок, заливаемый материал).

Различные банки данных собирают наряду с производственными данными также параметры процессов и, таким образом, отражают актуально фактическое состояние. Критерием направления-Industry 4.0 является объединение в сеть этих систем и их интеграция в систему ERP (Система управления ресурсами предприятия) более высокого уровня.



а

б

Рис. 3.

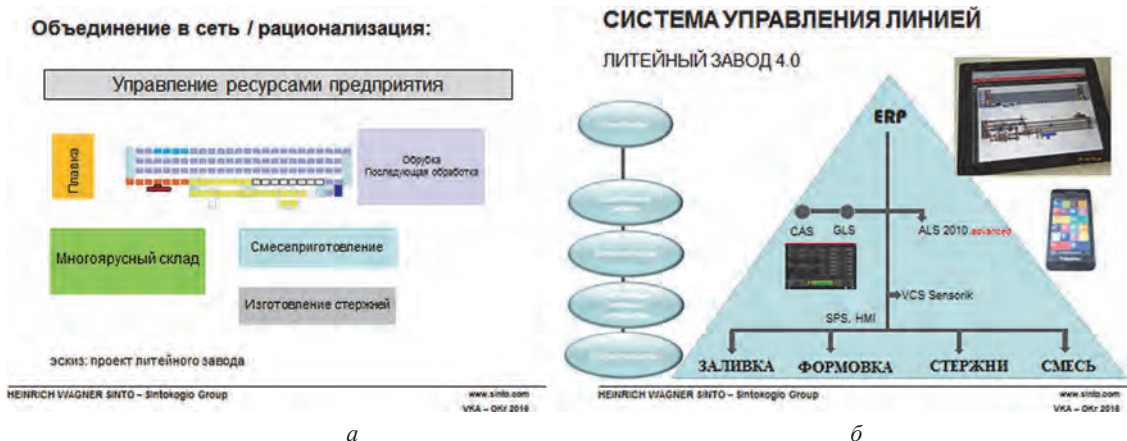


Рис. 4.

Для того чтобы обеспечить линейную динамику затрат, прежде всего необходимо поддерживать линию в состоянии поставки и избегать внезапных ее простоев. Это достигается, например, через Condition Monitoring / контроль состояния и включает в себя различные датчики, которые постоянно контролируют состояние линии, что в сочетании с профилактическим техобслуживанием обеспечивает ее стабильную работу.

Если качество формы оптимально и воспроизводимо, то в свою очередь смещение, а также затраты на чистку и последующую обработку минимальны.

Еще одним инструментом качества является, например, Vision Control System, которая сравнивает фактические данные формы со справочными данными и предлагает соответствующие корректирующие меры в случае отклонений.

Оптимизация процесса производства единичной формы достигается при помощи отслеживания отливки с помощью программного обеспечения. Дефектные формы непосредственно блокируются и исключаются из дальнейших процессов создания стоимости на линии. (Например: дефектные формы не заливаются). Хорошее литье остается на линии до тех пор, пока это необходимо, но не дольше, чтобы как можно быстрее освободить заблокированные ресурсы.

Данные процесса также документируются для обеспечения контроля качества.

В результате глобализации литейного производства подвергаются большой конкуренции. В различных регионах существуют такие проблемы, как, например, нехватка квалифицированной рабочей силы, формовочного песка. Кроме того, меняются многие условия, например, повышение экологических требований, растущие требования безопасности, рост энергозатрат и т. д. Если эти проблемы рассматриваются как шанс, тогда ищутся и находятся инновационные решения для закрепления своего положения на рынке, несмотря на отрицательные факторы.



Поступила 28.05.2017

СОСТОЯНИЕ И НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ПОТЕНЦИАЛ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА САНКТ-ПЕТЕРБУРГА И ЛЕНИНГРАДСКОЙ ОБЛАСТИ THE STATE AND SCIENTIFIC-TECHNICAL POTENTIAL OF THE FOUNDRY PRODUCTION OF ST. PETERSBURG AND IN LENINGRAD REGION

С. С. ТКАЧЕНКО, В. С. КРИВИЦКИЙ, В. В. КОРОБЕЙНИКОВ, Ассоциация литейщиков Санкт-Петербурга и Ленинградской области (ЛенАЛ), г. Санкт-Петербург, Россия, Большой Сампсониевский проспект, 45А. E-mail: spblenal@mail.ru

S. TKACHENKO, V. KRIVITSKII, V. KOROBENIKOV, The Association of founders of St. Petersburg and Leningrad region (LenAL), St. Petersburg, Russia, 45A, Sampsonievsky pr. E-mail: spblenal@mail.ru

Рассматриваются состояние и научно-технический потенциал литейного производства.

The state and scientific and technical potential of foundry production are considered.

Ключевые слова. *Литые заготовки, производство, состояние, потенциал, технологии.*

Keywords. *Foundry rough workpieces, production, state, potential, technologies.*

Обострение политической и экономической обстановки, введение экономических санкций против России, блокада поставки материалов и оборудования со стороны США и стран Евросоюза не могли не сказаться на развитии отечественного литейного производства. В связи с этим на первый план вышли задачи ресурсо- и импортозамещения, усложненные тем, что в нашей стране на единицу продукции потребляется в несколько раз больше электроэнергии, сырья, материалов, чем в развитых странах. Правительство страны поставило задачу не простого замещения импортных товаров изделиями отечественного производства конкурентоспособными товарами, обеспечивающими в дальнейшем стабильное развитие экономики. Поставлена задача повышения качества продукции и улучшения экологической обстановки с целью сохранения жизни своего народа и будущих поколений, гарантирующее более полную реализацию человеческого потенциала.

Фундаментом для таких значительных преобразований в регионе может стать накопленный опыт развития литейного производства, которое к 1985 г. достигло наивысших показателей: действовало 118 объектов с годовым выпуском отливок из всех видов сплавов 450 тыс. т, в том числе Тихвинский завод «Центролит» (100 тыс. т), «Лентрублин» (105 тыс. т), Ижорский завод (50 тыс. т), Станкостроительное объединение им. Свердлова (40 тыс. т), Невский машиностроительный им. Ленина (35 тыс. т). Значительный вклад в развитие литейного производства вносили Кировский завод, Обуховский, Металлический, им. К. Маркса, им. К. Либкнехта, «Вулкан», Балтийский и другие мелкие заводы.

Главным двигателем научно-технического прогресса был интеллектуальный потенциал: в регионе успешно работали более 50 научно-проектных организаций и крупных конструкторских бюро, технологических и металлургических отделов при каждом машиностроительном заводе, постоянно улучшающих характеристики новых товаров и услуг на основе научных достижений.

В эти годы правительство придавало большое значение развитию станкостроения как локомотиву инновационного развития всего машиностроения. В Минстанкопроме было более 40 научно-технологических и проектных организаций, 228 литейных цехов. Отрасль производила около 80 тыс. ед. металлообрабатывающего оборудования и выпускала 1,5 млн. т отливок в год.

За годы перестройки промышленная политика России ориентировалась на развитие нефтегазовой отрасли для поддержания экономики в ущерб развитию других отраслей, в том числе машиностроения.

Например, в регионе потенциал отрасли (особенно станкостроения) резко сократился (к 2010 г. выпуск отливок составил около 13 тыс. т). Из действующих институтов остались только ЦНИИМ, ПРОМЕТЕЙ, ВЫМПЕЛ и ЛЕНГИПРОМЕЗ и ТРАСМАШПРОЕКТ, где имелись подразделения, относящиеся к литейному производству, но не имеющие возможности развивать инновации в технологии и литейном машиностроении в необходимых объемах.

Такое положение требовало принятия экстренных мер. Сегодня ясно, что потенциал развития нефтегазового комплекса практически исчерпан. Перспективны повышение конкурентоспособности машиностроения и стабильность востребованности его продукции. Для этого производство должно регулярно перевооружаться с учетом мировых конструкторско-технологических достижений в данной области.

Литейное производство не является самостоятельной отраслью, но влияет на экономику значительно, чем другие отрасли. По нашему мнению, модернизацию надо начинать не с обрабатывающих мощностей, а с обновления оборудования и технологий литейного производства для изготовления усовершенствованной конечной продукции. Такой путь прошли предприятия Китая, Бразилии, Турции, Польши, обеспечившие бурный рост продукции машиностроения (в том числе станкостроения) и экспорта отливок в последние годы.

Несмотря на ограниченные инвестиции в литейное производство, ряд предприятий дали положительные примеры инновационного развития в 2015 г.

На Тихвинском вагоностроительном заводе освоили технологии производства отливок для РЖД (рама, балка, сцепка) на автоматической линии HWS вакуумно-пленочной формовки. Планируется довести выпуск отливок до 100 тыс. т. в ближайшие 1–2 года.

Увеличивается выпуск особо крупных (до 150 т) стальных отливок на Ижорском заводе «ОМЗ ЛП». Рост производства в 2015 г. составил 35% к выпуску отливок в 2010 г. На заводе внедряется новое формообразующее оборудование, 100-тонный самоходный смеситель непрерывного действия и регенерационная установка корпорации Кюттнер, а также установка изготовления форм по программе без модели. Плавка осуществляется в дуговых печах переменного тока. В 2015 г. завод выпустил 15 тыс. т отливок из углеродистой и легированной стали (при мощности 55 тыс. т/год).

Лидером по качеству продукции и культуре литейного производства в регионе является Невский машиностроительный завод, который изготавливает отливки из легированных сталей и высокопрочного чугуна для «Газпрома». Процесс формообразования – комбинированный (формы изготавливаются из жидкостекольной смеси, отверждаемой АЦЕГАМИ, стержни – из ХТС по альфа-сет процессу).

Для этих целей используются смесители непрерывного действия фирмы «РОДОНИТ-FTL» и периодического действия фирмы «УНИРЕП – СЕРВИС». Плавка стали и чугуна производится в печах постоянного тока емкостью 3 и 0,5 т фирмы «ЭКТА».

После многолетнего зстоя уверенно набирает темпы литейное производство Кировского завода. Перед ним поставлена задача обеспечить высококачественными отливками собственное тракторное производство и поставлять мелкое и среднее литье из чугуна Санкт-Петербургскому Станкостроительному кластеру. Для этого завод готовится к реконструкции плавильного отделения с установкой 3-тонной индукционной печи фирмы «РЭЛТЕК», нового смесеприготовительного оборудования фирмы «ЛИТАФРМ» и современного метрологического оборудования. В ближайшее время предполагается выпуск отливок довести до 5500 т в год.

Судостроение Санкт – Петербурга стальными и особо крупными отливками из бронзы обеспечивается Балтийским заводом. Завод изготовил уникальные крупные колокола – в 2003 г. – для Сергиевого Посада массой 72,25 т, в 2012 г. – для Нижнего Новгорода массой 60 т.

Отливки для дизелестроения из алюминиевых сплавов производит завод «Звезда». К 2020 г. планируется увеличить выпуск продукции в 6 раз.

Отливки запорной арматуры для нужд судостроения и городского хозяйства изготавливают заводы «АРМАЛИТ 1» и «РУСТ-95», используя для формообразования ХТС, а для плавки сплавов – индукционные печи средней частоты.

Новым предприятием «M-set» в 2015 г. изготовлено 3000 т отливок из черных и цветных сплавов. Планируется к 2017 г. довести выпуск отливок до 4700–5000 т. Базовый процесс формообразования – альфа-сет, для форм и стержней, плавка сплавов – в индукционных печах средней частоты фирмы «РЭЛТЕК».

Производитель ответственного и сложного магниевого литья – фирма «Красный Октябрь» (победитель конкурса в номинации «Инновационные процессы в литейном производстве 2015»).

Завод спецсплавов «ОРИОН» в г. Гатчина производит 5000 т отливок из сложных сплавов на основе алюминия. Фирма «Комплексные модификаторы» обеспечивает улучшение свойств стальных отливок за счет применения редкоземельных модификаторов и комплексных раскислителей. Хорошо известна в стране фирма «МОДОС», изготавливающая крупные и сложные модели для машиностроения.

Изготовлением формообразующего оборудования занимаются фирмы «РОДОНИТ» и «УНИРЕП-СЕРВИС», поставкой литейных материалов – фирмы «НТЦ ПТ», «РОДОНИТ», «ТЕХНОЛЮКС». Хочется обратить внимание на изготовителя нагревательных агрегатов для кузнечного и термического производств и стендов для сушки и разогрева литейных ковшей всех конструкций – фирму «ТАХТЕХ-РУС», которая является ведущей производственной организацией в России, поставляющей энергосберегающие агрегаты (термические и кузнечные печи, стенды разогрева и сушки ковшей) нового поколения с полной автоматизацией технологических процессов.

Механизированные линии для изготовления отливок по газифицируемым моделям и производство сложных отливок по технологии ЛГМ производит ведущая в этой области Российская фирма ЗАО «АКС». Оборудование этой фирмы внедрено на 24 предприятиях, в том числе в Беларуси, Казахстане и Японии.

Подлинной проверкой возможностей литейного производства региона стало строительство и ввод в строй автомобильных заводов иностранных фирм («ФОРД», «ТАЙОТА», «НИССАН» и др.) Предполагалось, что регион должен стать «Новым Детройтом», что это станет мощным стимулом развития литейного производства и гарантией востребованности литейной продукции для машиностроения. Одним из основных условий размещения в регионе заводов иностранных концернов являлось требование о не менее 40% локализации производства комплектующих на местных предприятиях. Началом такой локализации должно было стать литейное производство, модернизированное под требования мировых стандартов автостроения. Оказалось, что ни один завод в регионе без помощи государства такую модернизацию провести не в состоянии. Автосборочным заводам просто отливки не нужны, им нужны готовые агрегаты и узлы, а для этого необходимо построить специализированный машиностроительный завод с полным технологическим циклом механической обработки литых деталей на агрегатных станках с программным управлением, термической и гальванической обработкой и сборкой. Промышленная сборка иномарок никаких инновационных технологий в нашу страну не принесла: все агрегаты, узлы, компоненты по – прежнему продолжают поступать из-за рубежа. Есть риск, что Россия надолго может остаться сборочной площадкой для иностранных автомобилей.

Подъем литейного производства региона в значительной мере зависит от совершенствования проектных работ, выполняемых с учетом последних достижений в стране и мире. Прочность и точность литых заготовок и экологическая безопасность должны стать конкурентными преимуществами таких проектов. Замена отдельного оборудования при модернизации литейного производства ощутимых результатов не дает. Необходим комплекс технологических решений по реализации приоритетных направлений. Эффективное конкурентоспособное литейное производство невозможно создать без выполнения комплексных проектов реконструкции и законов обновления базового формообразующего и плавильного оборудования. Этапы масштабного обновления еще впереди, а пока есть только редкие точечные примеры модернизации литейного производства у сознательно настроенных и ответственных собственников отечественных заводов. Важным фактором в обеспечении безопасности, ускорения экономического роста, повышения конкурентоспособности и импортозамещения должно стать широкое внедрение информационных технологий. Научным руководителем в этой области является профессор Политехнического Университета В. М. Голод. С каждым годом этим технологиям уделяется все больше внимания. Реализуются они через компьютерное проектирование, электронный архив, куда попадает вся информация, направляемая в дальнейшем в технологические службы, а от них к объектам проектирования. Расширяется применение моделирования литейных процессов (изучаются процессы заполнения форм металлом, затвердевание и охлаждение отливок, формирование внутренних напряжений и деформаций), позволяющее предотвратить дефекты отливок. Внедряется быстрое прототипирование и изготовление модельной оснастки. Применение компьютеров в практической деятельности многократно повышает значимость творческого труда. Компьютер предельно формализует логическое мышление и доводит его до совершенства, недоступного человеку.

Существенным ресурсом модернизации является реализация стратегии энергоэффективности и энергосбережения. По уровню производительности труда Россия отстает от США и стран Евросоюза в 4 раза. Ресурсоемкость продукции у нас в основных отраслях промышленности в среднем в 3–7 раз выше, а энергоемкость – почти в 7 раз. Оптимизация и повышение эффективности производства позво-

ляют получить значительную экономию, соизмеримую с фондом оплаты труда предприятий. Все это невозможно без применения новейших технологий. Общим для промышленных предприятий (а для литейных цехов и заводов в особенности) резервом сокращения расходов являются затраты на тепловую и электрическую энергию, расходуемые ресурсы (материалы, топливо, вода). Оптимизация и автоматизация процессов позволяют сократить потребление ресурсов и энергии, уменьшить расходы на обслуживание, высвободить дополнительные площади, а также повысить надежность и качество работы инженерных и технологических систем, сократить аварийность и простои на ремонт. Внедрение стратегии энергоэффективности и энергосбережения за счет развития ядерных технологий, альтернативных источников энергии, космических технологий, стратегических информационных технологий и других может сократить расход ресурсов в 2 раза. Это одновременно и усиление конкурентоспособности страны и важнейшая экономическая задача.

При выборе технологии производства отливок следует руководствоваться тремя основными критериями: обеспечением надежности и точности конечного продукта и экологичностью его производства, причем последний критерий в настоящее время выходит на первый план. Необходимо решать проблему: ведь экология и цивилизация (модернизация) есть дилемма, т. е. два взаимоисключающих фактора, решение которой зависит только от нахождения временного компромисса на уровне освоенных цивилизацией знаний и навыков. Тренд этого компромисса должен быть направлен в сторону сохранения и обеспечения качественной жизни своего народа и будущих поколений.

Регулирование и строгий контроль процессов, точное измерение технических параметров – основной способ решения проблем качества и компенсации недостатков процессов и технологий. Надежность обеспечивается главным образом за счет улучшения характеристик литейных сплавов путем набора компонентов и оптимизации количества добавок в расплав.

Высокая точность форм и литых изделий достигается за счет применения прогрессивных материалов и технологий изготовления форм и стержней, противопопригарных покрытий в сочетании с оптимальным уплотнением смесей, учитывающим возможность деформации стержней при высоких температурах и появления усадочных дефектов. При компьютерном моделировании обеспечивается качество продукции. Применение формовочных песков с малым коэффициентом расширения (керамических, термически регенерированных и округлых, обработанных высокотемпературной плазмой) минимизирует припуски на обработку получаемых отливок, ужимины и пригар, сокращает брак и объем финишных операций по обработке отливок.

Модернизацию литейного цеха следует начинать с концепт-проекта, где должны быть представлены основные решения экологической безопасности на всех технологических процессах плавки и формообразования.

Наибольшие изменения за последние годы произошли в процессах формообразования: с каждым годом увеличивался выпуск отливок с применением ХТС на синтетических связующих преимущественно зарубежного происхождения. По экспертной оценке, именно эти технологии дают до 70% загрязнений природной среды от литейных цехов в связи с выделением фенолов, формальдегидов, ароматических углеводородов, аммиака и канцерогенного бензопирена. К тому же возможности этой технологии ограничены санкциями и высокой ценой.

По нашему мнению, будущее за связующими неорганического происхождения. Это объясняется улучшением условий труда на рабочих местах, отсутствием запахов и выбросов конденсатов, минимальным воздействием отходов на окружающую среду и возможностью их повторного использования без ущерба для качества отливок, гарантированным наличием сырьевых материалов в промышленных объемах и снижением себестоимости продукции. За рубежом ведутся интенсивные исследования этого класса смесей с целью формирования необходимой прочности и улучшения качества поверхности отливок (металлофосфатные смеси, система «CORDIS», неорганические связующие на основе сульфата магния и др.).

В связи с задачей импортозамещения развернулись исследования жидкостекольных смесей, по применению которых мы всегда были лидерами. Научное обоснование механизма формирования прочности этих смесей позволило управлять этим процессом. Обработка их кислотами и сложными эфирами сделало жидкостекольные смеси привлекательными для большинства литейных цехов единичного и мелкосерийного производства. Существует пока мало технологий, полностью отвечающих названным выше критериям (это, безусловно, вакуумно – пленочная формовка, а также «ФОСКОН-процесс» (разработки ВПТИ Литпром, Санкт-Петербург, Г. А. Колодий, С. С. Ткаченко) и другие технологии этого класса, успешно применяемые за рубежом). Перспективность этих работ не вызывает сомнений.

Инновационное развитие литейного производства сдерживается острым дефицитом инженерных и рабочих кадров. Это связано с отсутствием должной системы подготовки кадров. Ответственность за это несут ВУЗы и система профессионального образования, которая в настоящее время разрушена. Болонская система в вузах России не приносит результатов: литейные кафедры сокращаются, инженеров не выпускают, а бакалавры не нужны промышленности, поскольку имеют лишь общее представление о специальности, а станут специалистами лишь через 5–10 лет.

Есть опасность, что с каждым годом технологическое отставание России от развитых стран возрастает и примет угрожающие размеры для безопасности страны. Деграция кадрового потенциала может быть остановлена только возрождением национальной экономики, что вызовет рост потребности в квалифицированных кадрах и необходимость проведения реформы образования в стране.

Сегодня требуется политическая воля для пересмотра отношения к развитию машиностроения. Приоритетность его развития потребует выделения дополнительных средств на проектирование, приобретение прогрессивного оборудования и строймонтажные работы, в том числе в литейном производстве.

Анализ ситуации вынуждает предложить некоторые непопулярные меры для интенсификации литейного производства: вернуться к бесплатному обучению в вузах и справедливой и проверенной временем отработке по полученной специальности в течение трех лет на предприятиях, имеющих литейное производство. Необходимо закрепить это положение договорами предприятий со студентами старших курсов с гарантированной зарплатой, возродить заочное образование и обучение на заводах – втузах – «дуальное инженерное образование». Необходимо создать сеть двухгодичных образовательных центров и шестимесячных подготовительных курсов для закрепления практических навыков на предприятиях. Особое внимание обратить на подготовку рабочих кадров в колледжах и училищах с распределением по предприятиям. Завершением Болонского процесса должно стать дуальное появление инженеров и научных работников на конкурсной основе, несущих ответственность за качество своей работы. При наличии политической воли и грамотной промышленной политики, при концентрации усилий и средств для преодоления последствий экономического кризиса проблемы машиностроения могут быть решены.



УДК 669.14.018.252.3:621.9

Поступила 18.08.2017

К ВОПРОСУ ВЫБОРА НОМЕНКЛАТУРЫ ЛИТОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ON SELECTION OF CAST TOOL VARIETIES MADE OF HIGH-SPEED STEELS

А. С. ЧАУС, Словацкий технический университет, г. Братислава, Словакия.

E-mail: alexander.chaus@stuba.sk,

Ф. И. РУДНИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,

М. БРАЧИК, Словацкий технический университет, г. Братислава, Словакия. E-mail: makej.bracik@stuba.sk

A. S. CHAUS, Slovak University of Technology, Bratislava, Slovakia. E-mail: alexander.chaus@stuba.sk,

F. I. RUDNITSKI, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus,

M. BRACÍK, Slovak University of Technology, Bratislava, Slovakia. E-mail: makej.bracik@stuba.sk

В статье обоснован выбор номенклатуры режущего инструмента для внедрения в литом варианте. При правильном выборе стойкость литого инструмента из быстрорежущей стали может быть в 2 раза выше по сравнению с инструментом, изготовленным из проката.

The paper deals with the selection of metal-cutting varieties for application in the as-cast state. When a proper selection was carried out a tool life of the cast varieties made of high-speed steel could be 2 times higher compared with the tools manufactured of the wrought high-speed steels.

Ключевые слова. *Режущий инструмент, быстрорежущая сталь, литейная технология, номенклатура инструмента.*

Keywords. *Cutting tool, high-speed steel, foundry technology, tool varieties.*

Введение

Несмотря на более высокое качество катаного или ковального металла, изготовление металлорежущего инструмента с привлечением литейной технологии позволяет более рационально распоряжаться дорогостоящей быстрорежущей сталью за счет многократного использования инструментального скрапа и прямой утилизации различного вида отходов стали при переплаве. Имеет место и прямая экономия инструментального материала, обусловленная снижением массы литых заготовок, которые более точно копируют геометрию инструмента по сравнению с прокатом. В результате сокращения объема механической обработки снижаются энергоемкость и трудоемкость изготовления инструмента [1, 2]. При этом себестоимость литого инструмента на 30–50% ниже себестоимости аналогичного инструмента из деформированных быстрорежущих сталей, что в условиях рыночных отношений имеет первостепенное значение.

Еще больший экономический эффект достигается в результате повышения стойкости инструмента при замене деформированного металла литым [3–7], поскольку литая быстрорежущая сталь является природным композиционным материалом, в структуре которого сочетаются относительно пластичная металлическая основа и более твердый и прочный, пространственно разветвленный каркас эвтектических карбидов. Более того, в результате использования высоких скоростей охлаждения при получении инструмента литейной технологией появляется возможность исключить одну из операций термической обработки инструмента, а именно закалку [8, 9], что дополнительно удешевляет производство режущего инструмента. Однако широкое применение литых быстрорежущих сталей сдерживается их повышенной хрупкостью, что часто усугубляется неправильным выбором номенклатуры инструмента для внедрения в литом варианте. В связи с изложенным выше в настоящей работе рассматривается концепция обоснованного выбора номенклатуры литого режущего инструмента.

Условия работы и нагрузка режущего инструмента

Эксплуатация металлорежущего инструмента осуществляется в сложных условиях. В процессе резания в рабочей кромке инструмента возникают высокие контактные напряжения, значения которых могут достигать 4000 МПа [10] и даже 6000 МПа [11]. Чрезмерно высокие контактные напряжения вызывают не только пластическое течение инструментального материала в тонком поверхностном слое [7], но и пластическую деформацию режущего клина инструмента [10]. В то же время в местах инструмента, находящихся на некотором удалении от зоны контакта с обрабатываемой заготовкой, возникают напряжения изгиба и кручения. При недостаточной прочности инструментального материала это, как правило, служит причиной преждевременного выхода инструмента из строя вследствие поломки, скалывания или выкрашивания режущей кромки. Наличие ударных нагрузок и вибраций интенсифицирует эти процессы.

Самые высокие ударные нагрузки испытывает строгальный и долбежный инструмент. При обработке чугуна, бронз и других твердых и хрупких материалов, в том числе закаленных сталей, инструмент испытывает ударные нагрузки пульсирующего характера, что обусловлено образованием так называемой стружки «надлома». В силу специфики работы и конструктивных особенностей переменным ударным нагрузкам подвергается также многолезвийный инструмент и прежде всего фрезы. Однако фрезы с большим количеством зубьев, а также винтозубые, у которых осевой шаг равен или кратен в целых числах ширине обрабатываемой детали, работают в более спокойных условиях. При таком расположении зубьев хорошо гасится вибрация, приводящая к ударным нагрузкам. Следует отметить, что равномерность работы инструмента заметно возрастает при попутном фрезеровании; при встречном, напротив, существует большая вероятность возникновения вибрации и переменных ударных нагрузок [12]. С этой точки зрения в более спокойных условиях работает чистовой инструмент. Чистовая обработка проводится на высоких скоростях и при малой глубине резания. Перемещение по инструменту образующейся «сливной» стружки вызывает значительное трение, которое имеет место также между задней поверхностью инструмента и обрабатываемой заготовкой. Поэтому при чистовой обработке важна повышенная износостойкость инструментального материала. Повышенной износостойкостью должны обладать все зубо- и резцообрабатывающие инструменты, поскольку большая площадь контакта их рабочей поверхности с заготовкой также интенсифицирует изнашивание.

При черновой обработке для материала инструмента на первый план выдвигается его теплостойкость. Это объясняется тем, что повышенный съем металла, требующий больших затрат механической работы, сопровождается усиленным тепловыделением. Теплостойкость имеет первостепенное значение и при обработке материалов, относящихся к классу труднообрабатываемых (в первую очередь сталей и сплавов аустенитного класса), а также с низкой теплопроводностью, например, пластмасс. В этих случаях тепловые нагрузки на инструмент возрастают, что в свою очередь интенсифицирует его изнашивание.

Отмечаются различные виды изнашивания металлорежущего инструмента, которые по основным признакам можно отнести к двум типам: механическому и физико-механическому. К механическому относят пластическую деформацию режущей кромки, абразивный износ, вынос инструментального материала стружкой и микровыкрашивание [13, 14], ко второму типу – адгезионное и диффузионное взаимодействие инструментального и обрабатываемого материалов [10, 14, 15]. Возможны и другие механизмы изнашивания: образование окалина [16, 17], процессы химического взаимодействия контактных поверхностей инструмента [12, 14]. Однако в большинстве работ выделяют три механизма изнашивания режущего инструмента: абразивный, адгезионный и диффузионный [12, 14, 18, 19].

Таким образом, в зависимости от рода проводимых работ, свойств обрабатываемого материала и конструктивных особенностей конкретных типоразмеров металлорежущих инструментов существует большое количество операций механической обработки резанием, которые выполняются в относительно спокойных с точки зрения динамических нагрузок условиях работы, но одновременно требующих от инструментального материала повышенного сопротивления истиранию. При правильном выборе номенклатуры это создает предпосылки для успешной эксплуатации литого инструмента с учетом специфики его структуры и свойств. С точки зрения оценки правильности выбора номенклатуры для внедрения в литом варианте очень важным моментом является выявление преимущественных причин выхода инструментов из строя.

Анализ причин выхода из строя режущих инструментов

Для промышленных наблюдений и статистического анализа причин выхода инструмента из строя был выбран перечень режущих инструментов, включающий четыре наименования фасонных фрез раз-

личного назначения: фрезы цилиндрические со спиральными зубьями («спиральные»); резцы фасонные призматические и цилиндрические; зенкеры пластинчатые (табл. 1).

Таблица 1. Режимы резания инструмента

Инструмент	Глубина, мм	Подача, мм	Скорость, м/мин	Обрабатываемый материал	Охлаждающая среда
<i>Фрезы</i>					
Канавочные	–	1	22,6	P6M5, P6AM5	Масло
Спиночные	–	1,28	25,5	P6M5, P6AM5	Эмульсия
Одноугловые	–	0,84	22,6	P6M5, P6AM5	То же
Фасонные	6	0,06	35	38ХНМА	»
Цилиндрические	2	0,4	24	45ХН2МФА	»
<i>Резцы фасонные</i>					
Призматические	2,5	0,020	24,4	Сталь 45	Сульфофрезол
Призматические	5,0	0,023	21,4	Сталь 40Х	То же
Цилиндрические	0,67	0,030	63	Сталь 10	Эмульсия
<i>Зенкеры</i>					
Пластинчатые	1	0,19	23,5	Сталь 45Х3	Эмульсия

Инструменты выбранных типоразмеров, как правило, используются на чистовых или получистовых операциях обработки, режимы резания которых исключают значительные ударные нагрузки. Все фрезы имеют относительно большое число зубьев. Однако на их примере видно, что имеющиеся различия в условиях эксплуатации – режимах резания, свойствах обрабатываемого материала – и в конструкционных особенностях обуславливают различное соотношение между преобладающими видами износа и причинами выхода инструмента из строя в каждом конкретном случае (табл. 2).

Таблица 2. Преимущественные причины выхода металлорежущего инструмента из строя (в процентном отношении)

Причины выхода из строя	Фрезы					Резцы	Зенкеры
	канавочные	спиночные	одноугловые	фасонные	цилиндрические	фасонные	пластинчатые
Поломка	0,5	0,5	4–7	2–4	1	0,5	2–3
Скалывание	3–5	2	3–6	1–2	1–2	1–3	1–3
Микровыкрашивание режущей кромки	1–2	6–8	4–6	2–3	1–2	4–14	2–4
Окислительно-абразивное истирание	61–63	66–68	51–54	62–64	64–66	52–56	47–48
Адгезионное истирание (схватывание)	10–15	12–13	14–16	16–19	12–14	10–18	12
Пластическая деформация (смятие и течение)	18–21	10–12	16–19	12–13	18	18–24	32–34

Фасонные фрезы («канавочные»), применяемые для нарезания канавок в заготовках спиральных сверл, работают в условиях интенсивного истирания, что связано как с их конструктивными особенностями, так и с природой обрабатываемого материала. Во-первых, задняя поверхность такой фрезы очерчена по архимедовой спирали, что не позволяет создать достаточно большой задний угол для уменьшения сил трения между зубом и поверхностью резания обрабатываемой заготовки. Во-вторых, значительная длина активной режущей кромки зуба увеличивает контактную площадь зоны трения сопрягаемой пары «инструмент-заготовка», а ее криволинейная форма затрудняет удаление стружки, что дополнительно интенсифицирует износ инструмента. И, наконец, очень сильное негативное влияние на процесс изнашивания оказывают присутствующие в структуре обрабатываемого материала – быстрорежущей стали – высокотвердые частицы карбидов MC и M_6C . Как следствие, интенсивное истирание является основной причиной выхода из строя фрез подобного типа.

Тем не менее, цифры, отражающие поломку и скалывание «канавочных» фрез, довольно велики (табл. 2). Это обусловлено рядом причин, важнейшими среди которых являются незапланированная, внезапная остановка станка; нарушение условий эксплуатации; наличие в партиях обрабатываемых изделий заготовок, отличающихся повышенной твердостью. В последнем случае поломке предшествует так называемая «тепловая посадка», в результате которой силы резания многократно возрастают, а с ними

и пиковые нагрузки на инструмент. Но для фрезы, профиль зуба которой очерчен по архимедовой спирали, характерна повышенная конструкционная прочность, из этого вытекает, что «канавочные» фрезы являются идеальным объектом для изготовления в литом варианте.

Для фасонных фрез («спиночные»), формирующих режущую кромку спиральных сверл, преобладающей причиной изъятия из эксплуатации также является истирание в условиях окислительно-абразивного изнашивания (табл. 2). Однако некоторые различия в геометрии и условиях работы «канавочных» и «спиночных» фрез, несмотря на одинаковую природу обрабатываемого материала, приводят к изменению соотношения между основными причинами выхода инструмента из строя. В частности, «спиночные» фрезы имеют небольшую высоту зуба, в результате чего глубина резания и объем снимаемого металла значительно меньше. Как следствие, число случаев, приходящихся на долю скалывания, сокращается по сравнению с «канавочными» фрезами. С другой стороны, ослабленная конструкция зуба – трапецеидальная – и меньший угол заострения режущей кромки являются причинами ее более интенсивного микровыкрашивания (табл. 2).

Фасонные одногловые фрезы относятся к зубообрабатывающему инструменту, для которого, как отмечалось выше, характеристикой первостепенной важности является повышенная износостойкость их материала, что особенно актуально при обработке заготовок из быстрорежущей стали. Из рассматриваемых инструментов они в наибольшей степени подвержены поломке (табл. 2). Это объясняется ослабленной конструкцией зуба (трапецеидальной) и большой его высотой.

Фасонные фрезы для обработки заготовок из конструкционной стали, напротив, имеют зуб повышенной прочности, задняя поверхность которого очерчена по архимедовой спирали. Такая форма зуба по аналогии с «канавочными» фрезами обуславливает наличие сильного трения в контактной зоне и уменьшает вероятность поломок инструмента. Поломки наблюдаются лишь на заключительной стадии эксплуатации после неоднократных переточек, ослабляющих сечение зуба и увеличивающих силы трения за счет уменьшения заднего угла. Несмотря на более легкие по сравнению с другими инструментами условия резания (обрабатываемый материал – легированная конструкционная сталь), цифры, отражающие процент выхода инструмента из строя по причине адгезионного изнашивания, представляются довольно высокими (табл. 2), что однако может быть объяснено возросшей скоростью резания.

У цилиндрических фрез спиральное расположение зубьев и большое их количество способствуют безаварийной работе, которая сопровождается преимущественно естественным истиранием (табл. 2).

В условиях интенсивного изнашивания вследствие небольшого заднего угла осуществляется эксплуатация призматических и цилиндрических фасонных резцов (табл. 2). Особенно в этом плане выделяются цилиндрические резцы, у которых при установке их центра и центра обрабатываемой детали на одной линии $\alpha = 0$. Для уменьшения сил трения инструмент смещают выше уровня центра детали, однако возможности здесь весьма ограничены из-за усложнения профилирования резца и искажения геометрии обрабатываемой детали. Благодаря более прочной конструкции при прочих равных условиях запас прочности у призматических резцов выше, чем у цилиндрических.

Зенкеры пластинчатые в значительно меньшей степени подвержены поломке по сравнению с аналогичным длинномерным инструментом со стружечной канавкой. Это вполне объяснимо – они достаточно массивны и обладают большей жесткостью. С другой стороны, такая конструкция инструмента ухудшает условия отвода стружки, что усиливает истирающее воздействие на инструмент и способствует его более интенсивному разогреву и изнашиванию.

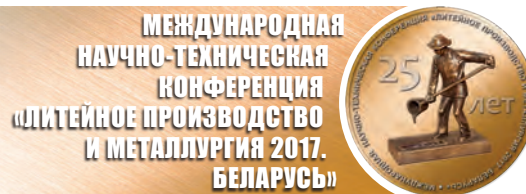
Выводы

На основании аналитической оценки конструкционных особенностей инструмента и технологических параметров резания, а также с учетом результатов промышленных наблюдений, позволивших выявить преобладающие причины выбраковки инструмента, была определена номенклатура инструмента для апробирования в литом варианте. Как правило, масса инструмента не превышала 1–2 кг. В связи с этим следует отметить, что меньшая масса литых заготовок позволяет эффективно управлять процессами формирования структуры и свойств быстрорежущей стали не только на стадии первичной кристаллизации расплава [20–25], но и при соответствующем подборе химического состава при последующей термической обработке [26–28]. Кроме того, при этом создаются предпосылки для использования явления структурной наследственности [2–4, 9, 29] при управлении структурой в системе «шихта–расплав–отливка инструмента».

Результаты промышленных испытаний показали, что при правильном выборе номенклатуры стойкость литого инструмента по сравнению со стандартным возрастает до 2 раз, что обусловлено, прежде всего, более высоким сопротивлением литого металла истиранию [5–7].

Литература

1. **Caus A., Beznak M., Caplovic L.** Foundry technologies and materials for cast cutting tools // *Annals of DAAAM and Proceedings of the International DAAAM Symposium 2008*. P. 221–222.
2. **Chaus A. S.** Cast metal-cutting tools made of high-speed steels. 1st ed. Dresden: Forschungszentrum Dresden – Rossendorf, 2010. 116 s.
3. **Hufenbach J., Helth A., Lee M.-H., Wendrock H., Giebeler L., Choe C.-Y., Kim K.-H., Kühn U., Kim T.-S., Eckert J.** Effect of cerium addition on microstructure and mechanical properties of high-strength Fe85Cr4Mo8V2C1 cast steel // *Mater. Sci. Eng. A* 2016. Vol. 674. P. 366–374.
4. **Bleckmann M., Gleinig J., Hufenbach J., Wendrock H., Giebeler L., Zeisig J., Diekmann U., Eckert J., Kühn U.** Effect of cooling rate on the microstructure and properties of FeCrVC // *J. Alloys Compd.* 2015. Vol. 634. P. 200–207.
5. **Chaus A. S.** Wear behavior of cast and rolled high-speed steel tools in turning // *J. Frict. Wear* 1999. Vol. 20, No 4. P. 30–33.
6. **Chaus A. S.** Wear behavior of tools from cast and rolled high-speed steels at milling // *J. Frict. Wear* 2000. Vol. 21, No 4. P. 94–99.
7. **Chaus A. S., Hudáková M.** Wear resistance of high-speed steels and cutting performance of tool related to structural factors // *Wear* 2009. Vol. 267. P. 1051–1055.
8. **Chaus A. S., Rudnickii F. I.** Structure and properties of cast rapidly cooled high-speed steel R6M5 // *Met. Sci. Heat Treat.* 2003. Vol. 45, No 5–6. P. 157–162.
9. **Hufenbach J., Kunze K., Giebeler L., Gemming T., Wendrock H., Baldauf C., Kühn U., Hufenbach W., Eckert J.** The effect of boron on microstructure and mechanical properties of high-strength cast FeCrVC // *Mater. Sci. Eng. A* 2013. Vol. 586. P. 267–275.
10. **Astakhov V. P.** The assessment of cutting tool wear // *Int. J. Machine Tools Manuf.* 2004. Vol. 44. P. 637–647.
11. **Kose E., Kurt A., Seker U.** The effects of the feed rate on the cutting tool stresses in machining of Inconel 718 // *J. Mater. Process. Technol.* 2008. Vol. 196. P. 165–173.
12. **Astakhov V. P.** Tribology of cutting tools, in: P. J. Davim (Ed.), *Tribology in Manufacturing Technology*, Springer, New York, 2013. P. 1–66.
13. **Ji Y. P., Wu S. J., Xu L. J., Li Y., Wei S. Z.** Effect of carbon contents on dry sliding wear behavior of high vanadium high speed steel // *Wear* 2012. Vol. 294–295. P. 239–245
14. **Лоладзе Т. Н.** Износ режущего инструмента. М.: Машгиз, 1958. 356 с.
15. **Olortegui-Yume J. A., Kwon P. Y.** Tool wear mechanisms in machining // *Int. J. Mach. Mach. Mater.* 2007. Vol. 2, No. 3. P. 316–334.
16. **Vardavoulias M.** The role of hard 2-nd phases in the mild oxidational wear of high-speed steel-based materials // *Wear*. 1994. Vol. 173, No 1–2. P. 105–114.
17. **Garza-Montes-de-Oca N. F., Ra Inforth W. M.** Wear mechanisms experienced by a work roll grade high speed steel under different environmental conditions // *Wear* 2009. Vol. 267. P. 441–448.
18. **Badisch E., Mitterer C.** Abrasive wear of high speed steels: Influence of abrasive particles and primary carbides on wear resistance // *Trib. Int.* 2003. Vol. 36, No 10. P. 765–770.
19. **Zhang M. Z., Liu Y. B., Zhou H.** Wear mechanism maps of uncoated HSS tools drilling die-cast aluminum alloy // *Trib. Int.* 2001. Vol. 34, No 11. P. 727–731.
20. **Chaus A. S., Rudnickii F. I.** Effect of modification on the structure and properties of cast tungsten-molybdenum high-speed steels // *Met. Sci. Heat Treat.* 1989. Vol. 31, No 1–2. P. 121–128.
21. **Kheirandish S.** Effect of Ti and Nb on the formation of carbides and the mechanical properties in as-cast AISI-M7 high-speed steel // *ISIJ Int.* 2001. Vol. 41, No 12. P. 1502–1509.
22. **Feng Z. J., Du Z. Z., Fu H. G.** Effect of RE-Ti compound modification on microstructure and properties of high vanadium high speed steel // *J. Iron Steel Res.* 2009, Vol. 21, No 10. P. 48–50 + 59.
23. **Chaus A. S.** Effect of boron on cast tungsten-molybdenum high-speed steels // *Phys. Met. Metallogr.* 2001. Vol. 91, No 5. P. 463–473.
24. **Chaus A. S., Rudnickii F. I., Bogachik M., Úradník P.** Special features of microstructure of W – Mo high-speed steel modified with titanium diboride // *Met. Sci. Heat Treat.* 2011. Vol. 52, No 11–12. P. 575–580.
25. **Chaus A. S., Porubski Ya.** Effect of modifying tungsten additions on formation of primary structure of R6M5-type high-speed steel // *Phys. Met. Metall.* 2012. Vol. 113, No 11. P. 1068–1078.
26. **Chaus A. S., Porubski J.** Effect of heat treatment on the structure of cast high-speed steel of type R6M5 modified with tungsten additives // *Met. Sci. Heat Treat.* 2014. Vol. 55, No 11–12. P. 583–591.
27. **Chaus A. S., Bogachik M., Uradnik P.** Structural transformations during heat treatment of W-Mo cast high-speed steel modified using titanium diboride // *Phys. Met. Metallogr.* 2011. Vol. 112, No 5. P. 470–479.
28. **Chaus A. S.** Microstructural and properties evaluation of M2 high speed steel after inoculating addition of powder W and WC // *Mater. Sci. Technol.* 2014. Vol. 30, Iss. 9. P. 1105–1115.
29. **Chaus A. S., Rudnickii F. I., Murgas M.** Structural inheritance and special features of fracture of high-speed steels // *Met. Sci. Heat Treat.* 1997. Vol. 39, No 1–2. P. 53–56.



УДК 621.74.047

Поступила 08.09.2017

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЧУГУНОВ ПУТЕМ СОЗДАНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ ОТЛИВКИ

IMPROVING THE QUALITY OF PARTS FROM CAST IRON BY CREATING OF THE OPTIMAL CONDITIONS FOR THE FORMATION OF CASTINGS

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ф. БЕВЗА, В. П. ГРУША, ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси», г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бурули, 11. E-mail: info@itm.by

Y. I. MARUKOVICH, V. F. BEVZA, V. P. GRUSHA, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Byalynitskogo-Biruli str. E-mail: info@itm.by

Приведено описание принципиально нового эффективного высокопроизводительного метода литья полых цилиндрических заготовок без применения стержня. Дан анализ формирования отливок из чугуна и возможности управления процессом структурообразования. Приведены эксплуатационные характеристики деталей.

The description of fundamentally new highly productive method of casting of hollow cylindrical billets without the use of the rod is given. The analysis of the formation of the cast iron parts and control of the process of structure formation is provided. The operating characteristics of workpieces are show.

Ключевые слова. Чугун, кристаллизатор, направленная кристаллизация (намораживание), литье, термическая обработка, структура, твердость.

Keywords. Cast iron, crystallizer, directional solidification (freezing-up), casting, heat treatment, structure, hardness.

Повышение ресурса работы деталей обычно достигается за счет разработки новых материалов и покрытий. Эффективным также является создание принципиально новых методов получения деталей, обеспечивающих повышение физико-механических и придание качественно новых характеристик уже известным недорогим материалам.

Чугун является наиболее распространенным среди конструкционных материалов. Существенно повысить качество деталей из чугуна и их эксплуатационные свойства можно не только легированием, модифицированием, внешним воздействием на кристаллизующийся расплав, но также за счет создания оптимальных условий затвердевания металла и управления процессом структурообразования.

Структура и свойства чугуна в значительной степени зависят от интенсивности теплоотвода в период первичной кристаллизации и условий последующего охлаждения. В связи с этим режим охлаждения с регулируемой скоростью в определенном интервале температур является эффективным средством управления процессом структурообразования чугуна.

Один из наиболее перспективных и эффективных способов решения такой задачи – это создание технологий, основанных на организации направленного затвердевания металла за счет одностороннего теплоотвода и исключения дефицита жидкой фазы в течение всего времени формирования отливки [1]. Традиционные методы литья зачастую не могут в полной мере обеспечить такие условия. Этим объясняется недостаточный уровень качества отливок.

В связи с вышесказанным актуальным является развитие нового, не имеющего аналогов в мировой практике эффективного способа получения полых мерных заготовок, типа втулок, без применения стержня методом направленного затвердевания в непрерывно-циклическом режиме литья (НЦЛН). Сущность метода заключается в следующем (рис. 1). Жидкий металл через сифонную литниковую систему 1 и соединительный стакан 2 подают в стальной водоохлаждаемый кристаллизатор, состоящий из стационарной 3 и подвижной 4 частей, до его заполнения на высоту, равную высоте получаемой отливки 5. За-

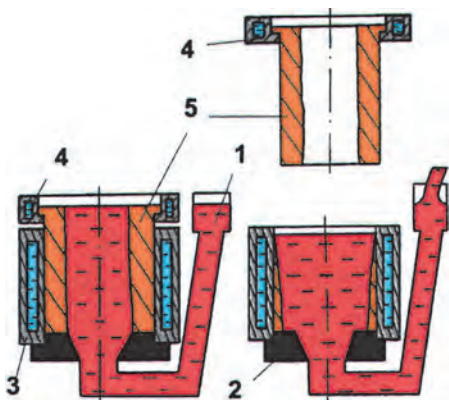


Рис. 1. Принципиальная схема литья: 1 – сифонная литниковая система; 2 – соединительный стакан; 3 – стационарный кристаллизатор; 4 – подвижные кристаллизаторы (захваты); 5 – отливка

тем подачу металла прекращают и делают выдержку для намораживания стенки заготовки необходимой толщины.

При этом реализуется принцип направленного затвердевания металла, при котором наружная поверхность отливки ограничивается рабочей поверхностью кристаллизатора, а внутренняя получается непосредственно из расплава, т. е. без стержня.

Затвердевшую корку 5, составляющую тело отливки, извлекают захватами 4 вверх из стационарного кристаллизатора 3 и расплава. Одновременно с началом извлечения заготовки расплав, находящийся в осевой ее части, попадает на освобождающиеся участки рабочей втулки кристаллизатора 3 и начинается намораживание следующей отливки. В это время в кристаллизатор через сифонную литниковую систему подают новую порцию расплава, объемом, равным объему извлеченной отливки, возвращают подвижную часть кристаллизатора в исходное положение и вновь заполняют его до заданного уровня. Цикл повторяется.

Таким образом, затвердевание металла в кристаллизаторе происходит непрерывно в течение всего времени литья, а извлечение заготовок осуществляют циклически с заданным периодом. Причем в каждом цикле затвердевает только периферийная часть объема жидкого чугуна, участвующего в формировании данной отливки, т. е. время выдержки всегда меньше времени, необходимого для затвердевания всего залитого в кристаллизатор металла.

Количество остающегося в кристаллизаторе расплава после извлечения отливки зависит от соотношения массы затвердевшего металла и массы расплава, находящегося в кристаллизаторе в момент начала формирования каждой последующей отливки. Для оценки этого параметра принят коэффициент избыточного питания ($K_{изб}$), который определяет относительную величину избыточной массы расплава, участвующего в формировании отливки:

$$K_{изб} = \frac{M - m}{M},$$

где $M = \frac{\pi D^2}{4} H \rho$ – масса расплава в кристаллизаторе после его заполнения до заданного уровня;

$m = \frac{\pi [D^2 - d^2]}{4} H \rho$ – масса затвердевающей корки; D – наружный диаметр отливки; H – высота отливки;

d – внутренний диаметр затвердевающей корки; ρ – плотность.

После соответствующих подстановок получаем:

$$K_{изб} = \frac{d^2}{D^2} = \frac{r^2}{R^2}.$$

Таким образом, коэффициент $K_{изб}$ определяется геометрическими параметрами отливки и изменяется от $K_{изб} = 1$ в начале формирования, т. е. в период снятия перегрева расплава в зоне затвердевания, до $K_{изб} = 0$ в случае получения сплошного слитка. При литье полых заготовок $K_{изб}$ имеет промежуточные значения и определяет избыточную долю расплава, остающуюся в кристаллизаторе после извлечения отливки.

При НЦЛН основным элементом, выполняющим роль формообразователя и теплообменника для затвердевающей отливки, является кристаллизатор. Качество получаемых заготовок и стабильность процесса литья зависит от температурных условий работы рабочей втулки кристаллизатора, которые во многом определяют ее работоспособность. Знание температурного поля кристаллизатора дает возможность судить о величине тепловых потоков, отводимых с поверхности отливки, анализировать условия ее затвердевания [2].

При литье намораживанием кристаллизатор работает в условиях циклического теплового воздействия одновременно на всю внутреннюю поверхность со стороны расплава и интенсивного охлаждения наружной поверхности его рабочей втулки. Термоциклирование стальной рабочей втулки кристаллизатора при периодических контактах с расплавом чугуна приводит к усталостному разрушению (разгару рабочей поверхности) и выходу ее из строя. Ресурс работы кристаллизатора зависит от величины дефор-

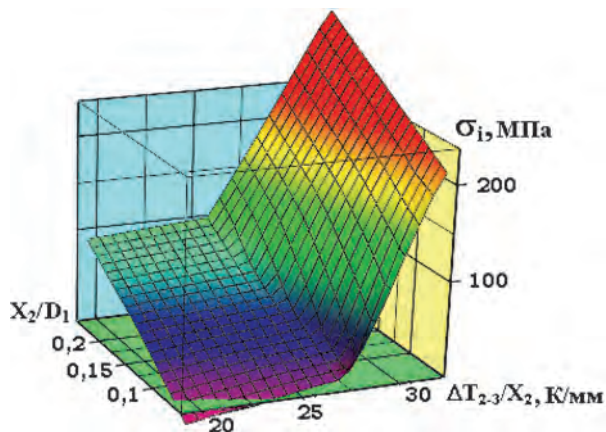


Рис. 2. Зависимость интенсивности максимальных остаточных напряжений σ_i от жесткости втулки X_2/D_1 и градиента температур по толщине стенки кристаллизатора $\Delta T_{2-3}/X_2$

хорошо коррелирует с жесткостью рабочей втулки и максимальным градиентом температуры по толщине стенки (рис. 2).

В процессе затвердевания и охлаждения металла между отливкой и кристаллизатором образуется газовый зазор, существенно влияющий на их теплообмен и условия затвердевания отливки. Основной вклад в образование зазора и кинетику его изменения при литье намораживанием вносят усадка затвердевающей отливки и деформация кристаллизатора в течение цикла формирования отливки.

Зазор является величиной, переменной во времени, и определяется изменением температурного поля кристаллизатора и отливки в течение цикла затвердевания последней. Его размер складывается из суммы абсолютных величин усадки отливки и деформации кристаллизатора. При этом если наружный диаметр затвердевающей отливки за счет усадки в течение всего времени формирования уменьшается монотонно, то изменение внутреннего диаметра рабочей втулки кристаллизатора в течение цикла происходит по кривой с максимумом.

Анализ показал, что в течение времени затвердевания отливки происходит постоянный рост газового зазора и в конце цикла он приобретает наибольшее значение. Причем максимальная интенсивность роста зазора имеет место в начальный период цикла. С момента времени, соответствующего максимальному значению температуры рабочей поверхности кристаллизатора, происходит снижение интенсивности роста газового зазора в 5–7 раз по сравнению с начальным периодом формирования отливки. Это происходит за счет уменьшения доли деформации кристаллизатора в общей величине зазора.

Установлено, что величина зазора в средней зоне по высоте кристаллизатора значительно больше, чем в зоне верхнего и нижнего торца. Это связано с особенностями принципиальной схемы литья и конструкции кристаллизатора. Образование бочкообразности может приводить к заклиниванию отливки при ее извлечении из кристаллизатора и прекращению процесса литья.

На основе анализа термодформационного взаимодействия отливки и рабочей втулки кристаллизатора получено выражение для расчета толщины стенки стального кристаллизатора в зависимости от диаметра отливки и определен профиль (величина прямой конусности) рабочей поверхности кристаллизатора. Так, например, при литье заготовок из серого чугуна диаметром 105 мм и высотой 240 мм разность диаметров верхнего и нижнего торца рабочей втулки составляет 0,8 мм. В этом случае бочкообразность компенсируется величиной конусности, что исключает заклинивание и обрыв затравочной части отливки при ее извлечении из кристаллизатора. Кроме того, минимизация конусности рабочей втулки кристаллизатора определяет относительно небольшую величину газового зазора в течение всего времени формирования отливки в кристаллизаторе. В результате в продолжение всего цикла сохраняются условия для большой интенсивности теплоотвода от поверхности отливки и высокой скорости затвердевания металла.

Создание оптимальных условий формирования отливок при литье намораживанием обеспечивает существенное повышение прочностных и эксплуатационных характеристик деталей.

Так, применительно к производству поршневых колец использование нового способа литья позволило повысить эксплуатационные характеристики изделий из чугуна на 15–20 % по сравнению с маслот-

маций, вызываемых знакопеременными тепловыми напряжениями, и продолжительности выдержки при максимальной температуре [3].

В результате исследований было установлено, что во всех случаях на рабочей (внутренней) поверхности кристаллизатора имеют место напряжения сжатия, а на водоохлаждаемой – растяжения. Причем на рабочей поверхности интенсивность напряжений имеет максимальное значение и в течение цикла изменяется в значительных пределах. На водоохлаждаемой поверхности и в средней зоне по толщине стенки эти напряжения значительно меньше и не превышают предела текучести стали в течение всей кампании разливки.

Основным критерием, который принимался во внимание при проведении анализа, были остаточные напряжения, фиксируемые в стенке втулки к концу цикла. Было установлено, что величина этих напряжений



Рис. 3. Номенклатура заготовок и деталей, получаемых методом намораживания

ными заготовками, полученными традиционными способами в серийном производстве. При этом усталостная прочность поршневых колец возросла на 35–45%, значительно увеличилась теплоустойчивость колец. Износостойкость нажимных колец из чугуна с шаровидным графитом (ЧШГ), работающих в коробках передач, в 1,4–1,7 раз выше, чем серийных, изготовленных из стали 40Х. Что касается гильз цилиндров, изготовленных непрерывно-циклическим литьем намораживанием, то они в полной мере удовлетворяют предъявляемым к ним требованиям, а по некоторым показателям превосходят лучшие мировые аналоги. Следует отметить, что средний износ гильзы снизился на 30%, а их прочностные показатели, такие, как предел прочности и среднее давление разрушения, превышают на 14–16% аналогичные характеристики серийных гильз фирмы «Ичин» (Чехия).

Разработаны технологические основы получения отливок методом направленного затвердевания из белого высокохромистого чугуна для деталей, работающих в условиях абразивного износа и наличии ударных нагрузок. Исследована кинетика износа и установлено, что ресурс работы пуансонов из белого высокохромистого чугуна (БВХЧ), работающих в условиях абразивного износа, в 8–10 раз, а фильер для правильно-отрезных станков в десятки раз выше по сравнению с серийными из специальной стали [4].

Таким образом, технология литья намораживанием полых цилиндрических заготовок мерной длины обеспечивает повышение ресурса работы деталей из чугунов различных типов, применяемых в машиностроении, металлургии, промышленности строительных материалов и др., при этом показатели качества материала не уступают мировым. В процессе проведенных исследований определена возможность и разработана технология получения методом направленного затвердевания без стержня качественных полых заготовок высотой 90–250 мм, наружным диаметром 50–85 мм с толщиной стенки (ξ) до 15 мм, время формирования которых в основном не превышает 20 с. При этом по классификации отливок, получаемых направленным затвердеванием, они относятся к разряду тонкостенных и со средней толщиной стенки: $\xi/R \leq 0,35$ при $K_{изб} = 0,3$ (рис. 3).

Номенклатура изделий, имеющих форму тел вращения, очень велика и разнообразна по геометрическим параметрам и типам чугунов. Значительное место среди них занимают толстостенные детали типа втулок, катков, заготовок зубчатых колес и т. п. из специальных и высокопрочных чугунов ($\xi/R > 0,35$, $K_{изб} < 0,4$). Поэтому проведение исследований и разработка технологических основ получения таких заготовок методом направленного затвердевания является перспективным направлением и имеет большое научное и практическое значение. При этом одной из основных проблем является определение возможности осуществления технологического процесса литья заготовок при заданных геометрических параметрах и высоких требованиях к качеству и структуре материала.

Эксперименты показали, что толстостенные отливки получаются с отбелом или с большим количеством структурно-свободного цементита. Одной из основных причин этого является высокая интенсивность теплоотвода от затвердевающей отливки в период первичной кристаллизации и большая продолжительность выдержки в кристаллизаторе. Как уже отмечалось, при получении полых заготовок методом направленного затвердевания в условиях непрерывно-циклической разливки интенсивность теплоотвода в значительной степени зависит от температурного режима рабочей втулки кристаллизатора, который во многом определяется толщиной ее стенки и режимными параметрами литья.

Увеличение толщины стенки кристаллизатора на 30–35 % по сравнению с рекомендуемой ($X_2 = 12$ мм) приводит к повышению до 190 °С температуры рабочей поверхности кристаллизатора в момент ее контакта с расплавом [5]. В результате в начале формирования каждой отливки расплав попадает на стенку кристаллизатора, имеющую повышенную температуру, что снижает интенсивность теплоотвода, минимизирует возможность образования карбидов и при затвердевании в эвтектическом интервале температур способствует образованию аустенитно-графитной эвтектики вместо ледебуритной.

Таким образом, увеличение толщины стенки кристаллизатора в указанных пределах при получении полых толстостенных заготовок методом направленного затвердевания в непрерывно-циклическом режиме литья приводит к снижению интенсивности теплоотвода от затвердевающей отливки и при этом его тепловой режим не достигает области критических температур, что обеспечивает надежную работу в течение длительного времени.

Как уже отмечалось, в настоящее время актуальной является задача расширения номенклатуры изделий по геометрическим параметрам и материалам, получаемых методом намораживания. В частности, большой интерес представляет получение заготовок из легированных чугунов для деталей, работающих в условиях сухого трения и абразивного изнашивания. Для деталей, работающих в таких условиях, часто применяются дорогостоящие высоколегированные марки сталей. Например, в машинах для свивки металлокорда используется деталь «диск тормозной», которая представляет собой кольцо наружным диаметром 108 мм и радиальной толщиной 14 мм. Эта деталь во многом определяет качество свивки и производительность канатного оборудования. Изготавливают ее из легированных сталей ШХ15, 18ХГТ, Х12М и др. Наружная полированная поверхность тормозного диска работает в паре с колодками из полимерного материала в условиях сухого трения. Ресурс работы определяется износом рабочей поверхности и уменьшением ее размера за пределы допустимого.

Проведенные исследования позволили подготовить исходные данные для разработки литейно-термической технологии получения заготовок из хромистого чугуна методом намораживания. Разработан ресурсосберегающий метод отжига отливок с использованием их первичного тепла в едином неразрывном технологическом цикле «литье – термическая обработка».

Установлено, что затвердевание хромистого чугуна в условиях литья намораживанием при высокой скорости охлаждения отливки обеспечивает получение дисперсной карбидной эвтектики в литом состоянии. Мелкодисперсная структура чугуна сохраняется и после высокотемпературной термической обработки. Решающая роль в наследовании положительного эффекта кристаллизации чугуна в условиях высокой интенсивности теплоотвода и постоянного избыточного питания фронта затвердевания жидкой фазой состоит в формировании плотной структуры и более дисперсной карбидной эвтектики с благоприятной морфологией карбидов, что определяет высокую износостойкость чугуна и эксплуатационные характеристики деталей.

Еще одной интересной и непростой задачей является получение чугунов со специальными свойствами. Так, для ремонта узлов и агрегатов нефтедобывающей и нефтеперерабатывающей промышленности используется большая номенклатура деталей типа «тел вращения» (втулок и колец ответственного назначения), изготавливаемых из специальных (легированных) чугунов, в том числе втулки подшипников нефтяных центробежных насосов. В связи с эксплуатацией таких деталей в экстремальных условиях к их материалу предъявляется ряд специальных требований: немагнитность, ростоустойчивость при отрицательных температурах (до -60°C), коррозионная стойкость и др. Этим условиям удовлетворяют никелево-медистые аустенитные чугуны типа ЧН15Д7 с пластинчатым графитом, известные под названием «нирезист» [6,7].

На начальной стадии исследований основной задачей было определение порога возможности осуществления стабильного процесса получения полых заготовок малого диаметра ($D \approx 40$ мм) методом направленного затвердевания.

В результате проведенных исследований установлена принципиальная возможность получения полых цилиндрических отливок такого размера в непрерывно-циклическом режиме литья. При этом необходимо выдерживать условие стабилизации в определенных пределах температуры расплава, подаваемого в кристаллизатор в течение всей кампании разлива.

Особенностью при литье аустенитного никелевого чугуна «нирезист» является повышение твердости за счет появления ферромагнитной фазы при медленном охлаждении отливок в интервале температур 1000–700 $^{\circ}\text{C}$. Это связано с тем, что отжиг и высокотемпературный отпуск после нормализации приводит к выпадению из пересыщенного легированного аустенита мелкодисперсных карбидов, равномерно распределенных в аустенитной матрице [8]. Это явление имеет место и при литье заготовок направленным затвердеванием. Для количественной оценки и выбора обоснованного режима охлаждения отливок после извлечения из кристаллизатора экспериментально было определено изменение температуры отливок при охлаждении в различных условиях.

Анализ показывает, что охлаждение отливок массой 5 кг в естественных условиях на воздухе от 1000 до 700 $^{\circ}\text{C}$ происходит со скоростью $v_1 = 1,2$ К/с, в потоке воздуха, скорость которого составляет $v_b =$

5 м/с, $v_1 = 1,4$ К/с, в воде – $v_1 = 250$ К/с. Надо отметить, что при охлаждении отливок в воде чугуна в литом состоянии имел аустенитную металлическую матрицу, твердость в пределах 78–87 HRB, остаточную магнитную индукцию не более 0,2 мТл, т. е. по этим параметрам он соответствовал техническим требованиям. Однако слишком большая скорость охлаждения определяет возникновение больших термических напряжений, что может вызывать появление трещин в отливках.

Установлено, что после извлечения из кристаллизатора отливки массой ~ 5 кг в интервале температур 1000–700 °С следует охлаждать со скоростью 1,3–1,4 К/с, т. е. в потоке воздуха, а затем в естественных условиях на воздухе. Такой режим обеспечивает стабильное получение аустенитной металлической матрицы в литом состоянии без включений в структуре чугуна карбидов и продуктов распада аустенита.

Таким образом, проведенные исследования показали, что применение метода направленного затвердевания оказывает положительное влияние на качество и эксплуатационные характеристики полых цилиндрических заготовок из различных марок чугунов для широкого круга машиностроительных деталей [9, 10].

Метод направленного затвердевания обеспечивает получение заготовок из чугуна с плотной мелкодисперсной структурой, заданным фазовым составом и повышенными физико-механическими свойствами. Это существенно повышает эксплуатационные характеристики деталей и ресурс их работы.

Создание оптимальных условий затвердевания и охлаждения отливок на макро- и микроуровне придает чугуну новые повышенные механические и эксплуатационные характеристики, ставит его в разряд высокоэффективных конструкционных материалов и значительно расширяет область его применения.

Новый метод литья уже применяется при производстве полых цилиндрических заготовок различного назначения из серого и высокопрочного низколегированного чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом, белого высокохромистого чугуна и из чугуна типа «ниррезист». В ряде случаев такие заготовки с успехом заменяют сплавы на основе меди и легированные стали.

Литература

1. **Марукович Е. И.** Принципиально новый эффективный процесс литья полых цилиндрических заготовок из чугуна методом направленного затвердевания / Е. И. Марукович, В. Ф. Бевза, В. П. Груша // *Литье и металлургия*. 2010. № 3. С. 21–24.
2. **Бевза В. Ф.** Температурное поле кристаллизатора при непрерывно-циклическом литье намораживанием / В. Ф. Бевза, А. М. Бодяко // *Литье и металлургия*. 2002. № 4. С. 96–98.
3. **Расчет** напряжений и упругопластических деформаций в стальном кристаллизаторе при циклическом тепловом нагружении / В. Ф. Бевза, Е. И. Марукович, В. А. Попковский // *Литье и металлургия*. 2004. № 2. С. 43–48.
4. **Бодяко А. М.** Новые возможности метода намораживания при литье чугунов / А. М. Бодяко, С. В. Галагаев, А. А. Бодяко, А. А. Супонев // *Литье и металлургия*. 2009. № 3 (52). С. 186–189.
5. **Современные** литейные технологии / Н. К. Толочко [и др.]; под ред. Н. К. Толочко и А. С. Калиниченко. Минск: БГиАТУ, 2009. 359 с.
6. **Mohd Rashidi M. and M. H. Idris** Effect of inoculation on microstructure, mechanical and corrosion properties of high manganese ductile Ni-resist alloy // *Materials & Design*, 2013. 51. P. 861–869.
7. **Rashidi M. M. and Idris M. H.** The effects of solidification on the microstructure and mechanical properties of modified ductile Niresist iron with a high manganese content // *Materials Science and Engineering: A*, 2014. 597. P. 395–407.
8. **Александров Н. А.** Влияние кремния и модифицирования расплава на устойчивость аустенита при охлаждении хромо-никелевого чугуна / Н. А. Александров, Н. С. Гушин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. № 7 (613). С. 15–17.
9. **Marukovich Y. I.** Fundamentally New Effective Process, of Casting of Hollow Cylindrical Billets of Cast Iron by the Method of Directional Solidification / Y. I. Marukovich, U. F. Bevza // *Key Engineering Materials*. 2011. Vol. 457. P. 465–469.
10. **Marukovich Y. I.** Continuously – iterative casting by freezing – up of tube billets / Y. I. Marukovich, U. F. Bevza, V. P. Grusha, 71 WORLD FOUNDRY CONGRESS. Advanced Sustainable Foundry 19–21 May 2014. BILBAO, SPAIN.



УДК 621.74

Поступила 12.09.2017

ЦИФРОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И НОВЫЕ ЛЕГКИЕ СПЛАВЫ В ПРОИЗВОДСТВЕ ОТЛИВОК

DIGITAL TECHNOLOGIES AND NEW LIGHT ALLOYS IN CASTING PRODUCTION

В. Д. БЕЛОВ, А. В. КОЛТЫГИН, А. В. ФАДЕЕВ, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия. E-mail: vdbelov@mail.ru

V. D. BELOV, A. V. KOLTYGIN, A. V. FADEEV, National Research Technological University «MISiS», Moscow, Russia. E-mail: vdbelov@mail.ru

Новые материалы и ускоренная подготовка производства на базе цифровых технологий – гарантированный успех на рынке производства литейной продукции. В связи с этим понятна важность и актуальность научно-исследовательских работ, проводимых в МИСиС по выработке новых подходов к разработке легких сплавов и изготовлению из них отливок ответственного назначения. Причем сплавов, не только как заменителей, например, силуминов, но и как принципиально новых сплавов на основе алюминия, магния и титана, интересных для промышленности сегодня и необходимых для нее завтра.

В НИТУ «МИСиС» выполнен большой объем научно-исследовательских работ в области разработки составов новых сплавов, которые позволили установить, что, например, для создания литейных сплавов на основе алюминия, с высоким уровнем механических свойств их необходимо легировать таким образом, чтобы в структуре в процессе кристаллизации образовывалось значительное количество эвтектики.

В качестве вторых фаз двойной эвтектики с алюминиевым твердым раствором (Al) анализировали следующие: Mg_2Si , Al_3Ni , Al_4Ce , Al_9FeNi , Al_8Fe_2Si , $Al_{10}Fe_2Ce$. Наилучшие результаты были получены на сплавах, содержащих в качестве второй фазы эвтектики соединение Al_3Ni (эти сплавы называются никалинами).

Что касается научно-исследовательских работ, проведенных на кафедре ЛТиХОМ в области изготовления фасонных отливок из магниевых и титановых сплавов, то отметим следующее:

1. Выполнен целый комплекс исследований, направленный на повышение качества отливок из магниевых сплавов с РЗМ и сплавов системы Mg–Al–Zn. Работы проводили как в области приготовления расплавов, включая рафинирующую и модифицирующую обработку, так и в области конструирования отливок, включая литниково-питающую систему и моделирование процессов заполнения расплавом полости литейной формы и затвердевания отливки. Проведен большой объем научно-исследовательских работ по кристаллизации сплавов с целью формирования в отливках требуемой структуры и получения необходимого уровня механических свойств сплавов.

Особо следует отметить работы по исследованию процесса формирования структуры лигатуры Mg–Zr. Было установлено, что увеличение скорости охлаждения при кристаллизации лигатуры Mg–Zr ведет к измельчению выделений циркония, росту их количества и повышению эффективности его ввода в сплав системы Mg–Zn–Zr–РЗМ. Проанализировано поведение циркония в расплаве при приготовлении сплава этой системы, вводимого с помощью лигатуры Л-4 и быстроохлажденной лигатуры, и выявлены причины обеднения им расплава.

Для прогнозирования фазового состава и качества литого и термообработанного металла активно использовали методы компьютерного моделирования с применением программы Thermo-Calc. Также с помощью данного метода эффективно решали вопросы совершенствования режимов термообработки с целью получения желаемого фазового состава сплава.

Так, например, для сплава системы Mg–Zn–Zr установлено, что двухступенчатый режим закалки 330 °С 5 ч + 400 °С 5 ч дает наибольший прирост твердости. Изучено влияние температуры старения (150 и 200 °С) на твердость сплава и показано, что старение при 200 °С позволяет получить более высокую твердость. Путем определения изменения твердости в процессе старения при 200 °С установлено наличие максимума при 8–10 ч выдержки. В результате термообработка сплава, включающая в себя изотермическую выдержку при температуре 330 °С 5 ч + 400 °С 5 ч с последующей закалкой и старение при 200 °С в течение 8 ч, позволила достичь прочности сплава 285 МПа и относительного удлинения 11,4%.

Использование компьютерного расчета фазовых диаграмм состояния позволило проводить работы по созданию новых перспективных магниевых сплавов для различных областей применения. Так, на кафедре разработано несколько экспериментальных сплавов на базе систем Mg–Ca–X, Mg–Si–X, которые могут применяться в различных областях в литом и деформированном состоянии. Проводятся работы по получению материалов для биоразлагаемых имплантов, свободных от большинства недостатков ныне существующих материалов.

Современное литейное производство немыслимо без симуляционного компьютерного моделирования литейных процессов. На литейной кафедре НИТУ «МИСиС» активно используются одни из лучших программных продуктов ProCast и ПолигонСофт. Современные компьютерные модели достаточно качественно описывают процессы тепломассопереноса, происходящие в отливке и форме в процессе литья и затвердевания. Однако для получения адекватных результатов моделирования необходимо иметь качественные базы данных теплофизических свойств используемых материалов и правильно задавать параметры моделирования. Это стало одной из основных задач исследований, проводимых кафедрой в настоящее время. Так, например, путем сопоставления экспериментальных и расчетных кривых охлаждения определена величина коэффициента теплопередачи между отливкой из сплава AZ91 и формой из ХТС. Коэффициент теплопередачи выше температуры ликвидуса имеет значение $h_L = 1100 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$, а ниже температуры солидуса $h_S = 600 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$. Найденные значения коэффициентов теплопередачи обеспечивают разницу между экспериментальными и расчетными значениями температуры в отливке и форме не более 20 °С.

Применительно к производству отливок из сплавов на основе титана в первую очередь следует выделить работы по изготовлению литых деталей из интерметаллида титан – алюминий. В ходе этих работ были исследованы свойства сплава типа ТНМ, разработана и внедрена в производство технология изготовления лопаток газотурбинных двигателей. Определение и уточнение физико-химических свойств сплава типа ТНМ позволило значительно повысить достоверность результатов моделирования процессов заполнения расплавом полости литейной формы и затвердевания отливки.

Для исключения импортной зависимости при изготовлении лопаток газотурбинных двигателей в части сплава системы Ti–Al, применяемого при их производстве, с использованием программы ThermoCalc был выполнен целый комплекс следующих работ:

1. Проведен количественный анализ фазовых диаграмм тройных систем Al–Ti–X (где X – Nb, Mo, Cr, V, Zr, W, Mn и Si) в области гамма-сплавов на основе алюминидов титана.

2. Рассчитаны изотермические и политермические сечения тройных систем, из которых следует, что наличие третьего компонента существенно усложняет фазовый состав по сравнению с двойной системой Al–Ti.

3. Определены расчетные значения температур ликвидуса, солидуса и других температур фазовых превращений. Показано, что они сильно различаются в зависимости от состава сплава.

4. Установлены параметры неинвариантной эвтектоидной реакции $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \square\square$ которая, согласно расчету, должна протекать в системах с ниобием, молибденом, хромом, вольфрамом и марганцем. Температура этой реакции варьируется от 1095 °С (в системе Al–Ti–W) до 1036 °С (в системе Al–Ti–Mn).

5. Показано, что фазовый состав тройных сплавов, включая массовые доли разных фаз (α , β , γ , α_2 и др.) и концентрации в них элементов (Ti, Al, X), сильно зависит от температуры.

6. Проведено опытно-промышленное опробование технологии приготовления сплавов системы Al–Ti в индукционной вакуумной печи с холодным тиглем.

В области изготовления тонкостенных (менее 3 мм), крупногабаритных (более 1,0 м) отливок из титановых сплавов была проведена серия научно-производственных экспериментов, которая показала эффективность применения в производстве безмодельной технологии. Основными достоинствами этой технологии являются высокая и стабильная размерная точность литых деталей; отсутствие на поверх-

ности отливок альфированного слоя и, как следствие, исключение из технологической цепочки их изготовления экологически вредной линии травления; уменьшение длительности производственного цикла.

Хорошо известно, что в рыночных условиях успех при запуске в производство нового изделия существенно зависит не только от правильного выбора материалов для изготовления, но и от длительности цикла его подготовки: чем короче цикл подготовки, тем гарантированной вероятностью успеха. В свете отмеченного понятна значимость технологий ускоренной подготовки производства литых деталей и разработки новых литейных сплавов на базе алюминия, магния и титана в модернизации старых, в конструировании и изготовлении новых изделий в различных отраслях промышленности, в том числе в авиации и автомобилестроении.

Были использованы материалы, полученные на кафедре ЛТиХОМ в ходе выполнения работ в рамках РНФ, Федерально-целевой Программы (2.7), Постановления Правительства № 218 от 09.04.2010 г.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
БЕЛАРУСЬ»



Поступила 11.09.2017

СОХРАНЯЯ ТРАДИЦИИ, ДВИЖЕМСЯ В НОГУ СО ВРЕМЕНЕМ KEEPING TRADITIONS, WE MOVE UP TO DATE

С. О. ДУШКО, Открытое акционерное общество «ГОМЕЛЬСКИЙ ЛИТЕЙНЫЙ ЗАВОД «ЦЕНТРОЛИТ», г. Гомель, Беларусь, ул. Барыкина, 240

S. O. DUSHKO, Public Corporation Gomel Foundry «TSENTROLIT», Gomel, Belarus, 240, Barykina str.



Истинным мерилom человека является не позиция, которую он занимает, а твердость, которую проявляет во времена вызовов и противоречий.

Директор ОАО «ГЛЗ «ЦЕНТРОЛИТ»
Сайков Михаил Алексеевич

В 2017 году вот уже в 25-й раз собираются литейщики и металлурги разных стран и регионов для того, чтобы поделиться своим опытом, авторитетным мнением в вопросах развития литейного дела. Эта возможность много лет назад появилась благодаря Давыду Михайловичу Кукую, который являлся известным ученым в области литейного производства, доктором технических наук, профессором, Лауреатом Госпремии РБ, заведующим кафедрой «Машины и технология литейного производства» БНТУ, Председателем Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь, главным редактором журнала «Литье и металлургия».

В 2008 году в честь 40-летия первой плавки на Гомельском литейном заводе «ЦЕНТРОЛИТ» Д. М. Кукуй организовал на базе предприятия Международную научно-практическую конференцию «Литейное производство и металлургия 2008. Беларусь». В конференции приняли участие более 200 ученых и специалистов из Беларуси, России, Украины, Польши и Германии. На пленарных и секционных заседаниях было зачитано 80 научных докладов на тему развития металлургического производства. Организаторами мероприятия выступили руководство завода, Гомельский облисполком, Ассоциация литейщиков и металлургов, Белорусский национальный технический университет. В рамках конференции была организована экскурсия по заводу, где Давыд Михайлович представил участникам наше предприятие как передовое литейное предприятие не только на территории Республики Беларусь, но и среди стран СНГ.

Открытое акционерное общество «ГОМЕЛЬСКИЙ ЛИТЕЙНЫЙ ЗАВОД «ЦЕНТРОЛИТ» почти 50 лет является производителем отливок из серого и высокопрочного чугуна для таких отраслей промышленности, как станкостроение, машиностроение, нефтяной и газовой промышленности, а также объектов для градостроения, товаров народного потребления и дорожной арматуры. Уникальность предприятия на территории стран СНГ – изготовление отливок из серого чугуна массой до 19 000 кг, а из высокопрочного – до 10 000 кг.

В 2018 г. наше предприятие будет отмечать 50-летие. К этой знаменательной дате «ЦЕНТРОЛИТ» подходит со значительной модернизацией процесса производства. На текущий момент износ





Рис. 1



Рис. 2

активной части основных фондов составляет 46,2%. На ОАО «ГЛЗ «ЦЕНТРОЛИТ» в 2017–2030 гг. планируется внедрить ряд мероприятий, направленных на снижение себестоимости выпускаемой продукции, улучшение качества литья.

В 2017 г. *введена в эксплуатацию установка для обогащения и регенерации песка производства немецкой фирмы «Нойхоф» (Германия) производительностью 10 т/ч*, которая предназначена для восстановления первоначальных свойств песка и его повторного использования (рис. 1). Отработанные формовочные и стержневые смеси подвергаются специальной обработке – регенерации, что позволяет значительно сократить расход свежих формовочных материалов. После предварительной обработки (магнитной сепарации, дробления, просеивания) от зерен кварцевого песка отделяют пленки связующего и других добавок. Для приготовления формовочной смеси используется двухрукавный смеситель непрерывного действия «Spartan» фирмы «OMEGA» (Великобритания) производительностью 60 т/ч. Формы изготавливаются по фуран-процессу.

Регенерационная установка включает в себя следующее основное оборудование: вибрационный лоток формовочного песка SFR-2500-500; дробилку-отирку – 10 т; загрузочный нагревательно-охлаждающий просеиватель – тип СНКС-1500-1; весовое устройство для просеивания; винтовой компрессор Atlas COPCO для подачи сжатого воздуха; компрессорную холодильную установку для загрузочного охлаждающего аппарата; вытяжные и фильтрующие устройства и др.

Внедрение на ОАО «ГЛЗ «ЦЕНТРОЛИТ» установки для обогащения и регенерации песка позволило предприятию значительно улучшить экологию литейного производства благодаря снижению остатков материала; за счет замкнутого цикла циркуляции песка в производственном процессе повысить производительность и экономичность установок; достигнутое качество песка позволяет использовать его неограниченно часто для формовочных и стержневых смесей; сократить количество пыли до минимума; снизить расход связующего при приготовлении стержневого и формовочного материала.

Данная технология на сегодняшний день дает возможность наиболее прогрессивным способом обеспечить снижение уровня материальных затрат на изготовление отливки. Возможности по регенерации смеси позволяют предприятию не только добиться снижения потребления чистого песка при формообразовании, но и уменьшить энергетическую составляющую по сушке песка.



Рис. 3

До ввода в эксплуатацию данного оборудования на участке крупного литья использовали жидкостекольную смесь. Себестоимость 1 т смеси составляла 565, 28 руб./т. В настоящий момент себестоимость 1 т смеси по фуран-процессу составляет 487,79 руб./т (экономия 13,7%) за счет снижения топливно-энергетических ресурсов, сокращения объемов сушки песка, транспортных расходов, связанных с доставкой свежего кварцевого песка и вывозом горелой смеси.

Приобретение установки для регенерации формовочных смесей (рис. 2) позволило более качественно изготавливать сложные виды литья. Так, поставки осуществляются на ООО «ПК «ТехСтрой». Уникальная отливка массой 12 т изготавливается для АО «Станкотех» (бывший Коломенский завод тяжелых станков), входящего в состав промышленной группы ООО «СТАН» и др.

В 2017 г. на ОАО «ГЛЗ «ЦЕНТРОЛИТ» запущены в производство два смесителя непрерывного действия производства ОАО «БЕЛНИИЛИТ» производительностью 3 и 9 т/ч.

Смеситель мод. С1Ш6

Смеситель одношнековый высокоскоростной непрерывного действия мод. С1Ш-6 (рис. 3) предназначен для приготовления стержневых песчано-смоляных холоднотвердеющих смесей (ХТС), используемых для изготовления песчаных литейных стержней по технологиям No-bake и Cold-box.

Смеситель мод. С1Ш3

Высокоскоростной одношнековый смеситель мод. С1Ш3 (рис. 4) отличается конструктивной простотой и надежностью. Конструкция смесителя предусматривает наличие одной шнековой камеры с одним быстро вращающимся шнеком. Принцип работы смесителя заключается в быстром перемешивании песка с подаваемыми в шнековую камеру жидкими компонентами и выгрузке готовой смеси в форму из шнековой камеры. Перемешивание компонентов смеси и выгрузка готовой смеси осуществляются закрепленными на валу короткого шнека лопатками. Совокупность относительно небольшой длины шнековой камеры и высокой скорости вращения шнека обеспечивает возможность быстрой и полной выгрузки стержневой смеси из смесителя в конце каждого рабочего цикла.

Данный вид конструкции обеспечивает высокий уровень качества перемешивания компонентов стержневой смеси по современным технологиям.

Включение данных смесителей в процесс производства в цехе позволяет поддерживать качественные партнерские отношения с такими предприятиями, как Машиностроительно-индустриальная группа «Концерн «Тракторные заводы», ОАО «Амкор» – управляющая компания холдинга» и ОАО «Гомельский завод станочных узлов».

В текущем году заключен договор на приобретение фрезерного деревообрабатывающего станка мод. **ROBOTIKSAN 5 AXEN (AX5)** планируется ввести в эксплуатацию до 02.01.2018 г., который предназначен для обработки дерева, ДСП, МДФ, фанеры. Данный станок будет использоваться для изготовления сложных деревянных моделей. Приобретение деревообрабатывающего станка позволит увеличить скорость изготовления сложной деревянной модельной оснастки, повысить ее точность и качество, автоматизировать процесс ее изготовления и сократить численность рабочего персонала.

В конце 2017 г. будет проведена модернизация участка крупного литья путем замены кантователя $Q = 20$ т для плавной кантовки полуформ.

Кантователь предназначен для кантовки литейных полуформ массой не менее 10 т. Грузоподъемность – 20 т с углом поворота 180°. Кантователь позволяет производить кантовку полуформ с размерами между осями свисающих цепей 1980, 2480 и 3705 мм, которые находятся на приводных звездочках. Управление кантователя осуществляется работником с пола при помощи радиоуправления. Данное мероприятие позволит сократить уровень брака по дефектам: обвал, засор, перекос; повысить производительность труда.



Рис. 5



Рис. 4

В 2025 г. запланировано приобретение АФЛ для цеха мелкого литья, которая позволит расширить номенклатуру выпускаемой продукции; уменьшить себестоимость выпускаемого литья; снизить уровень брака; увеличить объемы производства продукции.

В 2016 г. по заданию Государственной программы «Освоения в производстве новых и высоких технологий на 2011 –2015 годы» и на период до 2020 года № 20 «Разработка и внедрение прогрессивной энергоэффективной установки непрерыв-



Рис. 6



Рис. 7



Рис. 8

ной разливки чугуна производства ИТМ НАН Беларуси (г. Могилев)» *была установлена линия и отработан технологический процесс производства непрерывнолитых заготовок* на ОАО «ГЛЗ «ЦЕНТРОЛИТ». За 2017 г. на данной линии было произведено 355,9 т на сумму 562100 BYN, в том числе экспорт – 120 т на сумму 189525,60 BYN, РБ – 235,9 т на сумму 372574,40 BYN.

Внедрение прогрессивной энергоэффективной установки непрерывной разливки чугуна позволило:

- 1) снизить себестоимость производимых непрерывнолитых заготовок;
- 2) увеличить выход годного литья до 80–85%;
- 3) существенно снизить энергозатраты и потребляемые материалы при производстве непрерывнолитых заготовок;

4) уменьшить брак по дефекту – горячие трещины;

5) повысить конкурентоспособность производимых отливок за счет получения более качественной поверхности отливок.

В 2007 г. на ОАО «ГЛЗ «ЦЕНТРОЛИТ» были установлены трехтонные печи средней частоты производства фирмы EGES.

Сравнивая результаты работы печей EGP3000S с печами промышленной частоты ИЧТ-10, было установлено, что расход электроэнергии на плавку 1 т жидкого металла составляет:

- в трехтонных печах – 680 кВт;
- в ИЧТ-10 – 760 кВт.

По результатам анализа работы данных печей принято решение о замене существующих печей ИЧТ-10 на среднечастотные печи $Q \approx 12-15$ т. Замена существующих плавильных печей позволит увеличить объем выпускаемой продукции, повысить качество отливок, разнообразить марки выпускаемых чугунов. Внедрение среднечастотных печей позволит снизить потребление электрической энергии, а также улучшить экологические условия труда.

Запланированные мероприятия по модернизации производства позволят ОАО «ГЛЗ «ЦЕНТРОЛИТ» сохранить заработанный годами авторитет поставщика качественной продукции, улучшить свои позиции на мировом рынке литья, следовать современным тенденциям производства чугунных отливок.



Поступила 08.09.2017

DYNAMIC DEFORMATION BEHAVIOR OF 7055/7A52 ALUMINUM CLAD ALLOY UNDER HIGH STRAIN RATES BY USING A SHPB

ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 7055/7A52 ПРИ ВЫСОКИХ НАГРУЗКАХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗРЕЗНОГО СТЕРЖНЯ ГОПКИНСОНА

ZHENG REN, XIAO ZHANG, XIURONG ZHU, YOUQI WANG, Inner Mongolia Metallic Materials Research Institute. E-mail: renzheng1981@163.com

ЧЖЕН ЖЕНЬ, СЯО ЧЖАН, СЮЖУН ЧЖУ, ЮКИ ВАН, Научно-исследовательский институт металлов Внутренней Монголии. E-mail: renzheng1981@163.com

High strain rate impact tests of 7055/7A52 clad alloy are conducted by using of a SHPB at temperatures ranging from 250 °C to 400 °C and strain rate ranging from 1000 s⁻¹ to 3000 s⁻¹ to investigate dynamic deformation behavior of 7055/7A52 clad alloy.

The experimental results show that flow stress is influenced by both strain rate and temperatures and more sensitive to the strain rate. Flow stress increases with the strain rate and decreases with the temperatures. Based on the experimental results, a JC model constitute equation is developed to describe the relationship of strain rate ($\dot{\epsilon}$), deformation temperature (T) and flow stress (σ) and it can predict the flow stress under if the deformation parameters are given.

Динамические испытания скорости относительной деформации алюминиевого сплава 7055/7A52 проводили при использовании SHPB (разрезного стержня Гопкинсона) при температурах от 250 до 400 °C и относительной скорости деформации 1000–3000 с⁻¹, чтобы исследовать динамическое поведение сплава 7055/7A52.

Результаты эксперимента показывают, что напряжение текучести происходит под влиянием скорости деформации и температуры, более чувствительной и к скорости деформации. Напряжение пластического течения увеличивается при росте скорости деформации и уменьшается с температурой. На основе результатов эксперимента модели JC составлено уравнение для описания влияния взаимосвязи скорости деформации ($\dot{\epsilon}$), температуры деформации (T) и напряжения пластического течения (σ), что позволит предсказать напряжение пластического течения, если даны параметры деформации.

Keywords. 7055/7A52, SHPB, high strain rate.

Ключевые слова. 7055/7A52, SHPB – разрезной стержень Гопкинсона, высокая скорость деформации.

Introduction

Aluminum clad alloy products, which combined the individual advantages of the constituent materials, had lots of advantages compared to the normal single alloy[1–3]. 7055/7A52 aluminum clad alloy compared to traditional metal armors have higher level of protection ability, can enhance the viability of the weapon systems. Therefore, they can be widely used in aircrafts, ground vehicles, ships, individual protections and some other fields. The damage mechanism of clad alloy under impact loads, which is different compare to traditional metal, is a key for armor structure design and ballistic performance evaluation[4].

Split Hopkinson pressure bar (SHPB) is widely used in investigating dynamic behaviors of materials under high strain rate[5–9]. The schematic of a SHPB is shown in Fig. 1. A cylindrical specimen is set between the incident and transmitter bars and a constant amplitude elastic wave is generated by the striker bar. The SHPB can provide a strain rate at the level of 10⁴, which can effectively simulate the impact of a bullet.

In this paper dynamic deformation behavior of 7055/7A52 aluminum clad alloy is studied by the use of a SHPB. The influence of strain rate and deformation temperature on the damage mechanism is studied. The results will be very useful to the design of 7055/7A52 aluminum clad alloy.

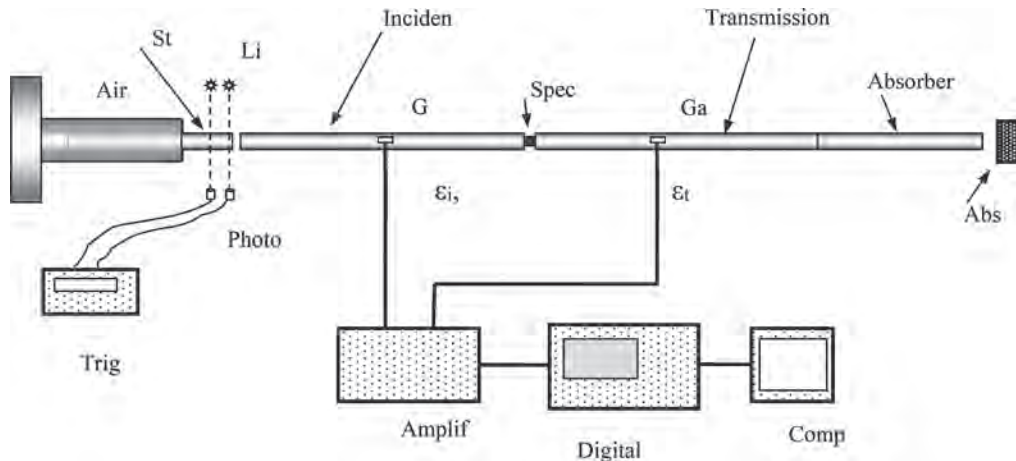


Fig. 1. Schematic of SHPB

Materials and Experimental

The 7055/7A52 aluminum clad alloy was achieved in a former study [10] and chemical composition was shown in Tab.1(mass fraction). After T6 treatment, the 7055/7A52 aluminum clad alloy was cut into column with a shape of 5mm in diameter and 6mm in height (3mm of 7055 and 3mm of 7A52).

The dynamic compression test was conducted by the use of SHPB. The nominal strain rate was selected from 1000s^{-1} to 3000s^{-1} , and the deformation temperature was selected from 250°C to 400°C . The samples for optical microstropy were polished, and then etched in a solution of 0.5% HF. The microstructures were investigated by optical microscope (ZEISS Imager A2m). The morphology of fracture surface was observed by scanning electron microscope (Quanta 250 FEG).

Results and discussion

Specimens after impact

The specimens after dynamic impact under different temperature and strain rate were shown in Fig. 2. As shown in the picture. When impact at the strain rate of 1000 s^{-1} and 2000 s^{-1} , specimens remains complete in despite of deformation temperature. On the contrary, when impact at the strain rate of 3000 s^{-1} , specimens suffer severe deformation and could not maintain integrity in temperature range from $250\text{ }^\circ\text{C}$ to $400\text{ }^\circ\text{C}$. This phenomena suggest that 7055/7A52 clad alloy is more sensitive to strain rate rather than deformation temperature. Also the specimens exhibit asymmetry plastic deformation after impact under the strain rate of 1000 s^{-1} and 2000 s^{-1} . The 7A52 layer suffers more deformation than the 7055 layer. This mainly depends on the mechanical property of each individual layer. The 7055 alloy has a higher yield stress than 7A52 alloy which means the 7A52 layer suffer the deformation before the 7055 layer. So the deformation main concern in the 7A52 layer and exhibit asymmetry plastic deformation.

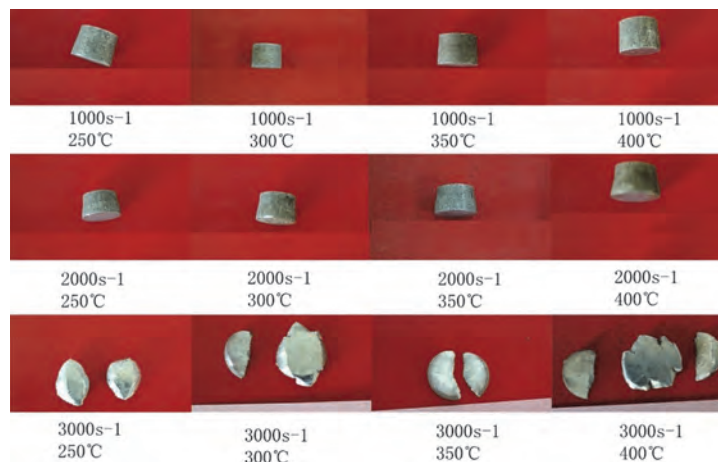


Fig. 2. Specimens after SHPB impact

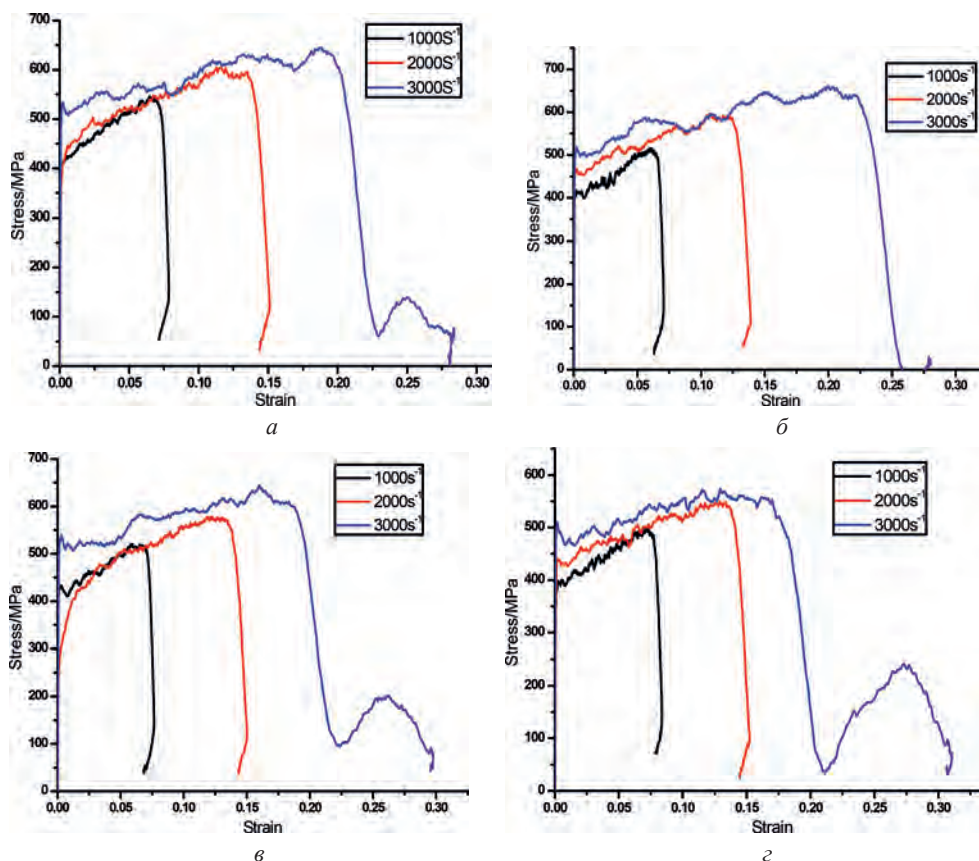


Fig. 3. Flow stresses of 7055/7A52 clad alloy under SHPB impact: *a* – 250 °C; *b* – 300 °C; *c* – 350 °C; *d* – 400 °C

Flow behavior

Fig. 3 showed flow stresses of 7055/7A52 clad alloy under different temperature. The results show that the flow stress increases with the strain rate under a certain deformation temperature. Strain rate influence the flow stress complicated. A higher strain rate means a higher dislocations density and a higher flow stress due to work hardening depends on the dislocations density. On the other hand, a higher strain rate brings more deformation heat and accelerate the dynamic soften behavior which reduce the flow stress. In current study the flow stress of 7055/7A52 clad alloy increase with the strain rate, this indicates that 7055/7A52 clad alloy possess a positive strain rate sensitivity under current deformation condition. When impact at different temperatures under the same strain rate the flow stresses change little. This indicates that 7055/7A52 clad alloy was not sensitive to the deformation temperature.

Microstructure

Fig. 4 shows the microstructure of 7055/7A52 clad alloy after impact under different deformation parameter. The mainly difference between 7055 layer and 7A52 layer was the quantities of second phase as seen in Fig. 4. This may be caused by the additional Cu content in 7055 alloy. Comparing Fig. 4, *a*, *b* and *c* it can be conclude that the quantities of second phase increase with the strain rate at the same temperature and decrease with the temperature at the same strain rate. The precipitation of second phase was controlled by the nucleation of the second phase. A higher strain rate brings more defects in the materials such as the vacancies and dislocations. And the defects in materials can promote the nucleation of the second phase. A higher deformation temperature at the same strain rate means a higher solid solubility of alloying elements, so the precipitation of second phase decreases.

Constitute equations

J-C model was an empirical one developed by Johnson and Cook in 1983, which can predict flow stress of metals subjected to large strain, high strain rates and high temperatures. It was expressed as a function of temperature, strain rate and strain as follows [11–14].

$$\sigma = \left(A + B\varepsilon^n \right) \left(1 + C \ln \left(1 + \dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0 \right) \right) \left(1 - \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)$$

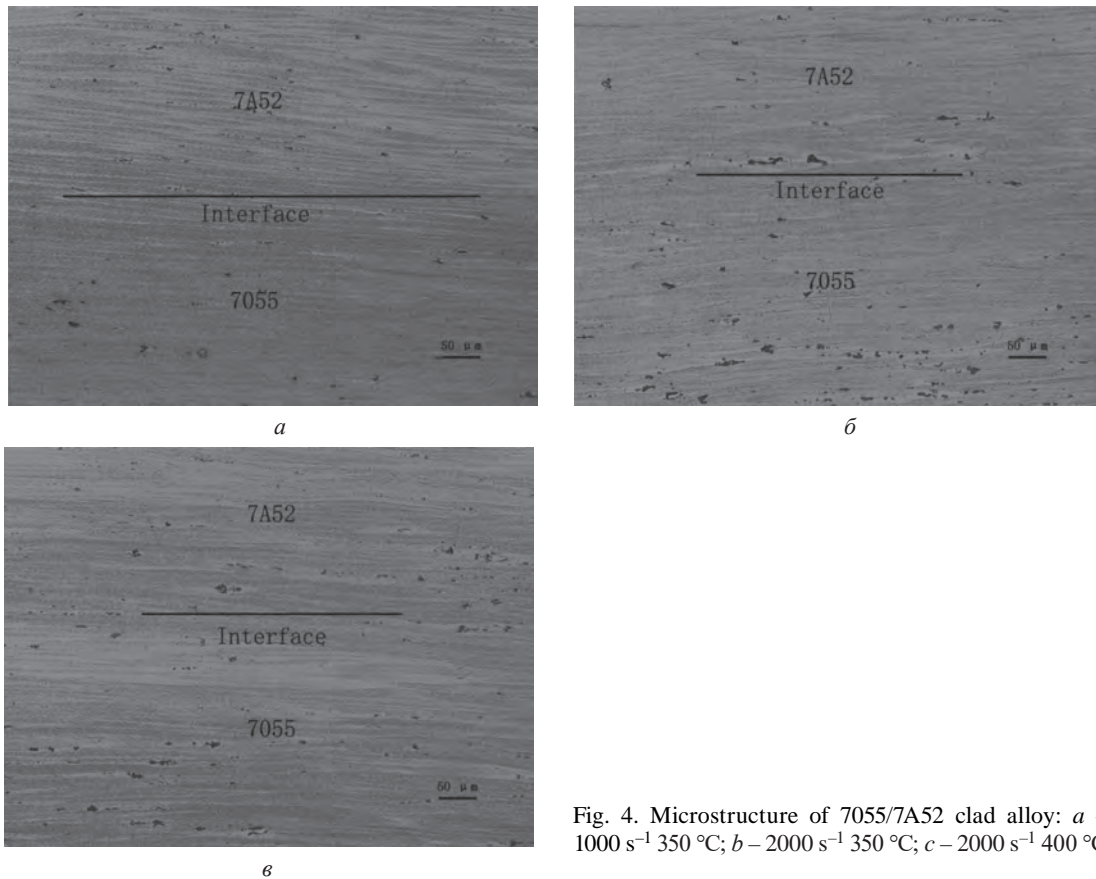


Fig. 4. Microstructure of 7055/7A52 clad alloy: *a* – 1000 s⁻¹ 350 °C; *b* – 2000 s⁻¹ 350 °C; *c* – 2000 s⁻¹ 400 °C

Reference temperature T_r and melting temperature T_m are 250 °C and 640 °C, respectively. The reference strain rate is 1000 s⁻¹. The five parameters, A , B , C , n and m were calculated from the experimental data and listed in Table 1.

Tab. 1. The parameters of JC model constitute equation

Parameters	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m
Value	408	2041.1	0.96776	0.11588	0.18612

Finally, the JC model constitute equation is determined i. e.:

$$\sigma = \left(408 + 2041.1 \varepsilon^{0.96776}\right) \left(1 + 0.11588 \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{1000}\right) \left(1 - \left(\frac{T - 523}{390}\right)^{0.70142}\right).$$

Conclusions

In this paper, high speed impact tests of 7055/7A52 clad alloy are conducted using SHPB to investigate dynamic deformation behavior of 7055/7A52 clad alloy. Based on the experimental true stress versus true strain data JC model constitute equation is developed. The main conclusions are as follows:

- (1) The flow stress of 7055/7A52 clad alloy under high strain rate increases rapidly to a peak value at initial stage then goes into a steady stage. The flow stress is more sensitive to the strain rate rather than the deformation temperature and exhibit a positive strain rate sensitivity
- (2) J-C model constitute equation is developed to predict the flow stress under a certain deformation parameters. The constitute equation can be expressed as:

$$\sigma = \left(408 + 2041.1 \varepsilon^{0.96776}\right) \left(1 + 0.11588 \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{1000}\right) \left(1 - \left(\frac{T - 523}{390}\right)^{0.70142}\right).$$

Acknowledgements: The authors would like to gratefully acknowledge the support of Natural Science Foundation of Zhejiang (No. 2016C31030) and Natural Science Foundation of China (No. 51601171).

References

- [1] XP Zhang, MJ Tan, TH Yang, et al. Bonding strength of Al/Mg/Al alloy tri-metallic laminates fabricated by hot rolling. *Bull. Mater. Sci.* 2011; 34: 805–810.
- [2] Mojtaba Movahedi, Amir-Hossein Kokabi, Hamid-Reza Madaah-Hosseini, et al. Roll Bonding Behaviour of Al-3003/Al-4043 and Al-3003/Zn Sheets. *Met. Mater. Int.* 2011; 4: 665–670.
- [3] Amir R. Baserinia, Etienne J. F. R. Caron, Mary A. Wells, et al. A Numerical Study of the Direct-Chill Co-Casting of Aluminum Ingots via FusionTM Technology. *Metall Mater Trans B.* 2013; 44: 1017–1029.
- [4] Zhang Zuoguan, Wang Mingchao, Song Shuncheng, et al. Influence of panel/back thickness on impact damage behavior of alumina/aluminum armors. *Journal of the European Ceramic Society.* 2010; 30: 875–887.
- [5] Xiuli Fu, Xing Ai, Song Zhang, et al. Constitutive Equation for 7050 Aluminum Alloy at High Temperatures. *Materials Science Forum.* 2006; 532–533: 125–128.
- [6] Chen Guang, Ke Zhihong, Ken Chengzu, et al. Constitutive Modeling for Ti-6Al-4V Alloy Machining Based on the SHPB Tests and Simulation. *Chinese Journal Of Mechanical Engineering.* 2016; 29: 962–970.
- [7] B. Song, W. Chen, B. R. Antoun, et al. Determination of Early Flow Stress for Ductile Specimens at High Strain Rates by Using a SHPB. *Experimental Mechanics* 2007;47:671–679.
- [8] Ouk Sub Lee, Guan Hee Kim, Myun Soo Kim, et al. Dynamic Deformation Behavior of Aluminum Alloys Under High Strain Rate Compressive/Tensile Loading. *KSME International Journal*, 2003; 17: 787–795.
- [9] M. Guden, LW. Hallb. High strain rate deformation behavior of a continuous fiber reinforced aluminum metal matrix composite. *Computers and Structures.* 2000;76:139–144
- [10] Zheng Ren, Xiurong Zhu, et al. Study on direct chill casting of 3003/4004 clad slab. *Advanced Materials Research.* 2012;479:318–321.
- [11] Johnson GR, Cook WH. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In: *Proceedings of the 7th international symposium on ballistics*, Den Haag, The Netherlands; 1983: 541–547.
- [12] Johnson GR, Cook WH. Fracture Characteristics Of Three Metals Subjected To Various Strains, Strain Rates, Temperatures and pressures. *Eng Fracture Mech.* 1985; 21:31–48.
- [13] A. Abbasi-Bani, A. Zarei-Hanzaki, M. H. Pishbin, et al. A comparative study on the capability of Johnson–Cook and Arrhenius-type constitutive equations to describe the flow behavior of Mg–6Al–1Zn alloy. *Mech Mater.* 2014; 71:52–61.
- [14] A. S. Milani, W. Dabboussi, J. A. Nemes, et al. An improved multi-objective identification of Johnson–Cook material parameters. *Int J Impact Eng.* 2009; 36:294–302.



УДК 621.74

Поступила 08.09.2017

ПРОЕКТИРОВАНИЕ И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛИТЕЙНОЙ ОСНАСТКИ THE DESIGN AND MANUFACTURE OF FOUNDRY MACHINE-TOOL ATTACHMENT

Д. М. ГОЛУБ, А. П. МЕЛЬНИКОВ, М. А. САДОХА, ОАО «БЕЛНИИЛИТ», г. Минск, Беларусь,
ул. Машиностроителей, 28.

D. M. GOLUB, A. P. MELNIKOV, M. A. SADOXHA, OJSC «BELNIILIT», Minsk, Belarus,
28, Mashinostroiteley str.

В статье рассмотрены современные подходы к проектированию и изготовлению литейной технологической оснастки, значение компьютерной техники и ЧПУ в ее создании и роль профессионализма человека в литейном производстве и в вопросах изготовления литейной оснастки.

The article considers the modern approaches to the design of the foundry machine-tool attachment, importance of computer technology and CNC in its creation and the role of human professionalism in foundries and in the manufacture of foundry machine-tool attachment.

Ключевые слова. Литейная оснастка, форма, отливка, модель, проектирование, станок с ЧПУ, история литейного производства.

Keywords. Foundry machine-tool attachment, mold, casting, model, design, CNC machine, history of the foundry.

Несколько тысячелетий насчитывает история литейного производства, в том числе история техники, технологии и искусства формообразования отливок. Постоянным «вдохновителем» совершенствования литейных технологий послужила в первую очередь потребность в создании новых видов орудий труда, оружия и художественных изделий. Все это было неразрывно связано с общим развитием материальной культуры человеческого общества.

Как только человек получил первый металлический расплав (а это произошло более 5000 лет тому назад), он сотворил «таинство» рождения отливок – вылил жидкий металл в земляную выемку или в примитивную каменную форму, где застывший металл принял конфигурацию этих полостей. Возможно, первые шаги формообразования отливок мастер совершил случайно, не готовя для этого специальной формы. Но, обратив внимание на то, что застывший металл повторяет форму заполняемых полостей, человек стал делать их специально и нужной ему геометрии. Так начиналось формообразование и получение первых отливок.

Первые простейшие формы получали без моделей, в виде углублений, выполненных с применением нехитрых приспособлений. Изготовление же более сложной отливки требовало и более сложного формообразования. Постепенно по мере развития технологий производства отливок совершенствовалась форма, повышались качество и точность рабочей полости, в том числе и благодаря более точным моделям. Необходимость производства большого количества однотипных качественных отливок, геометрия которых максимально приближена к размерам и форме готовой детали, способствовала совершенствованию технологических приемов изготовления литейной оснастки.

С древних времен и до наших дней общая схема получения отливок дошла практически неизменной и состоит из следующих технологических операций:

- разработка чертежа (эскиза) отливки;
- изготовление модельной оснастки;
- подготовка формовочной смеси и изготовление формы;
- приготовление расплава;



Скульптура литейщика, 2012 г., г. Лида (Беларусь)



г. Кустанай, Казахстан



г. Бирмингем, Алабама, США



Памятный приз Ассоциации литейщиков и металлургов Беларуси за вклад в развитие литейного производства

Рис. 1. Скульптуры литейщика

- заливка расплава в форму;
- выбивка отливки и выполнение финишных операций.

Менялись только варианты исполнения этих операций, применяемые для их выполнения подходы и орудия труда, добавлялись механизация и автоматизация процессов и т. д.

Значение и роль литейного производства в экономике развитых стран могут быть оценены уважительным отношением к людям «горячей» профессии, которое нашло отражение в произведениях искусства и установке памятников.

Главным символом литейного производства в мире принята фигура человека с литейным ковшом, олицетворяющая в себе и сталевара, и плавильщика и вообще любого литейщика – человека трудной, но уважаемой профессии. Ее устанавливают в различных городах мира и дарят в качестве приза за достижения в литейном деле (рис. 1).

Практически до наших дней литейную технологическую оснастку вручную изготавливали модельщики – уникальные специалисты, обладающие как знаниями конструктора и технолога, так и мастерством столяра с виртуальным трехмерным представлением. Такие специалисты всегда являлись очень уважаемыми работниками. Им, как и другим специалистам-литейщикам, так и литейному производству в целом, художники и скульпторы часто посвящали свои произведения (рис. 2).

Во все времена большое значение в процессе получения отливок придавалось модельной оснастке. В настоящее время специалистов, которые вручную или даже с помощью традиционных станков изготавливают модели, становится все меньше – им на смену пришла компьютеризированная техника, высокоскоростные станки с ЧПУ. Современные цифровые технологии, позволяющие моделировать заливку и кристаллизацию отливки, процессы обработки моделей, роботы и различное автоматизированное оборудование позволяют ускорять подготовку производства в десятки раз. В связи с этим изменились условия труда людей и производительность (рис. 3).

Современная схема создания модельной и другой литейной технологической оснастки представлена на рис. 4.



«Модельщик». Художник А. С. Пятыгин



Картина, изображающая литейное производство.
 Художник Педер Северин Крёйер, Норвегия

Рис. 2. Произведения художников, посвященные литейному производству



а



б

Рис. 3. Варианты изготовления модельной оснастки: *а* – ручная работа модельщика; *б* – работа станка с ЧПУ ОАО «БЕЛНИИЛИТ»



Рис. 4. Схема создания литейной технологической оснастки

Использование современных программных средств позволяет организовать «сквозной» процесс создания литейной технологической оснастки. По двумерному чертежу создается 3D-модель отливки, далее на нее наносится технология со всеми литниками, учитывается усадка и т. п. Затем идет формирование элементов формы, а по ним выполняется проектирование соответствующих элементов литейной оснастки (модели, стержневые ящики, кокиля и т. п.). Это позволяет многократно ускорить процесс под-



Рис. 5. Общий вид станка с ЧПУ разработки ОАО «БЕЛНИИЛИТ» мод. П1915 для изготовления модельной оснастки

готовки технологической оснастки, повысить ее качество и, в конечном итоге, снизить себестоимость как оснастки, так и подготовки производства отливок в целом.

Специалистами ОАО «БЕЛНИИЛИТ» создан станок с ЧПУ мод. П1915 с размером рабочей области 1600×1050×500 мм со скоростями рабочих ходов до 20 м/мин (рис. 5).

Станок успешно выдержал длительные производственные испытания. Уже более пяти лет он используется для производства сложнопрофильной высокоточной оснастки из дерева, фанеры, МДФ, модельных пластиков. С его помощью изготовлено несколько сотен единиц литейной оснастки с размерами от нескольких сантиметров до 2 м и более (рис. 6).

Основные принципы создания литейной оснастки в ОАО «БЕЛНИИЛИТ» – соединение возможностей современных компьютерных технологий с профессионализмом специалистов-литейщиков и выбором рациональных инженерных решений. Такой подход



Рис. 6. Примеры изготовленной оснастки ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

позволяет обеспечить изготовление высокоточной литейной оснастки практически любой сложности с высокими ее эксплуатационными характеристиками при оптимальной стоимости.

В настоящее время ОАО «БЕЛНИИЛИТ» готово под заказ проектировать и изготавливать литейную оснастку любой сложности для создания широкого спектра изделий из стали, чугуна, цветных металлов и сплавов.

В производственных условиях нашего предприятия также имеется возможность апробирования оснастки с отработкой технологии перед передачей ее заказчику и внедрением в производственную эксплуатацию. В результате анализа испытаний опытных партий изделий при необходимости может производиться оперативная корректировка технологии производства, конструкции и геометрии оснастки. Это позволяет существенно сократить сроки внедрения оснастки в эксплуатацию.



УДК 621.744

Поступила 06.09.2017

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА СУШКИ ПЕСЧАНО-ГИПСОВЫХ ФОРМ INTENSIFICATION OF THE DRYING PROCESS OF SAND-GYPSUM MOLDS

*О. И. ПОНОМАРЕНКО, Н. С. ЕВТУШЕНКО, Д. В. МАРИНЕНКО, Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина, ул. Кирпичева, 2.
E-mail: litvo21@kpi.kharkov.ua*

И. А. ГРИМЗИН, Научно-производственный центр «Европейские технологии машиностроения», г. Харьков, Украина, ул. Большая Панасовская, 101, корп. В-2

*O. I. PONOMARENKO, N. S. EVTUSHENKO, D. V. MARINENKO, National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkov, Ukraine, 2, Kirpichova str. E-mail: litvo21@kpi.kharkov.ua
I. A. GRIMZIN, Scientific-production centre «European technologies for machine-building», Kharkov, Ukraine, 101, kor. V-2, Bolshaya Panasovskaya str.*

Предложены пути интенсификации процесса сушки форм на основе гипса. Разработан технологический процесс сушки форм с использованием микроволновой установки, позволивший повысить качество форм и стержней за счет стабилизации их размеров, а также качество сложных алюминиевых отливок.

The ways of intensification of the drying process of the forms based on gypsum are proposed. The technological process of forms' drying using microwave installation, enhancing the quality of the mold and core due to the stabilization of their sizes, as well as the quality of complex aluminum castings was designed.

Ключевые слова. *Формовочные смеси на основе гипса, сушка, микроволновая установка, алюминиевые отливки.*

Keywords. *Molding mixtures based on gypsum, drying, microwave installation, aluminum castings.*

Освоение производства современных приборов, механизмов и машин, повышение их экономичности, надежности и долговечности во многом зависит от технологии производства литых деталей.

В настоящее время в мелкосерийном и опытно-производственном производстве применяется технология литья цветных металлов в песчано-гипсовые формы. Область применения литья в такие формы весьма разнообразна. Это изготовление сложных отливок из цветных сплавов различной конфигурации: корпусные детали, турбинные колеса со сложными лопатками и т. п., художественное литье.

Преимуществами данного вида литья являются получение отливок с чистой поверхностью и высокой точностью, соизмеримыми с отливками, полученными литьем по выплавляемым моделям и литьем под давлением; простота технологического процесса получения отливки по модели, изготовленной из различных материалов (дерево, пластмасса, пластилин, любой металл и др.); малая теплопроводность форм и их достаточная прочность, что обеспечивает спокойное заполнение металлом сложных и тонкостенных отливок.

Кроме того, такая технология позволяет получать отливки разных размеров: от мелких до крупных, разной массы от нескольких граммов до десятков килограмм [1, 5–7].

Для изготовления песчано-гипсовых смесей используются широко распространенные дешевые материалы – гипс, песок, асбест и т. п. Такие формовочные смеси состоят из трех главных компонентов: огнеупорного материала – песка, кристобалита, шамота, маршалита; армирующего материала – различных сортов асбеста с разной длиной волокна и связки в виде гипса.

Отличительной особенностью формовочного материала на основе гипса является хорошая текучесть его в смеси с водой. Хорошая текучесть, чистота поверхностей после затвердевания и точность воспро-

изведения отпечатка делают возможным получение из них формы по любой сложной модели. Способность гипса быстро затвердевать, легкость и простота формовки также важные свойства этого материала.

На свойства формы и стержней оказывают влияние концентрация в смеси гипса, воды, различных видов связующих, огнеупорных наполнителей и их гранулометрический состав, температура и продолжительность сушки форм.

Однако на сегодня по-прежнему «узким» местом остается операция сушки форм. Сушка является энергоемкой и продолжительной операцией. Неполное просушивание даже небольших форм, изготовленных из смесей с максимальным содержанием гипса и асбеста, приводит к большим изменениям размеров форм при сушке [1, 5].

Поэтому цель работы – интенсификация процесса сушки форм и стержней на основе гипса в качестве связующего материала, позволяющего сократить время ее проведения, что даст возможность получать точные детали сложной формы необходимого качества.

Процессы, происходящие при нагревании формы или стержня, можно описать следующим образом [4].

В начальный период при нагревании формы на основе гипса происходит обезвоживание ее с образованием полугидрата $\text{CaSO}_4 \cdot 0,5\text{H}_2\text{O}$ и удаление из песчано-гипсовой смеси капельно-жидкой воды. При низких температурах или недостаточной длительности нагревания формы в ее составе может содержаться некоторое количество неразложившегося двуводного гипса. В зависимости от способа тепловой обработки происходит образование α - или β -модификации полуводного гипса.

Химическая реакция разложения двуводного гипса протекает теоретически при температуре 107 °С:



В интервале температур 170–200 °С происходит дальнейшая потеря гипсовыми формами кристаллизационной воды. В этом интервале температур начинает образовываться так называемый растворимый ангидрит (CaSO_4), активно соединяющийся с водой и вновь переходящий в полугидрат. При температурах 200–400 °С происходит почти полное удаление из гипса химически связанной воды и образуется смесь нерастворимого и растворимого ангидрита. Реакция гидратации проходит очень медленно.

При температуре выше 400–450 °С из гипса образуется ангидрит (CaSO_4), который практически не вступает в соединение с водой. При более высоких температурах 750–800 °С гипс частично разлагается с образованием извести CaO . При дальнейшем повышении температуры выше 1000 °С количество извести в гипсе увеличивается.

Традиционная процедура сушки гипсовых стержней и форм включает в себя следующие операции: провяливание на стеллажах после изготовления в течение 1–2 сут, а затем их сушка в термокамере 56 ч при температуре от 80 до 150 °С.

Для интенсификации и сокращения процесса сушки форм и стержней предложено использовать микроволновую печь «Хот-Стрим» ДВ-6-02-6-100.

Сроки затвердевания форм и стержней на основе гипса зависят от ряда факторов: от качества сырья, тонкости помола, условий обжига, температуры окружающей среды, гипса и воды при приготовлении, состава смеси, величины водогипсового соотношения, длительности и условий хранения.

Для приготовления смеси использовали гипс марки Г-10 Н-III ДСТУ Б В.2.7-82-2010, кварцевый песок 1К₁ О₁ 025 (ГОСТ 2138-91), ПАВ, воду.

Гипс и песок смешивают в смесителе в соотношении 2:1 в течение 10 мин до получения однородной сухой массы. Количество воды берется в пропорции на 100 в. ч. смеси 45 в. ч. воды. Температура воды должна быть в пределах 15–20 °С. Теплую воду выше 30 °С применять не желательно. Это приводит к быстрой кристаллизации гипса с излишним выделением тепла и увеличением объемного расширения. В воду добавляют ПАВ из расчета 20 г на 10 л воды для улучшения проливаемости и заполняемости формы.

Жидкую смесь готовили в специальном миксере, который вращается с частотой 600–800 об/мин. Перемешивание производили в течение 45 с. Время затвердевания такой смеси 11–13 мин.

Для исследования процесса сушки были изготовлены четыре партии цилиндрических образцов диаметром 70 мм и высотой 110 мм. Три партии были установлены на стеллаж для провяливания. Первая партия образцов провяливалась в течение 40 ч, вторая – 24, третья – 16 ч. Четвертая партия образцов провяливанию на стеллажах не подвергалась.

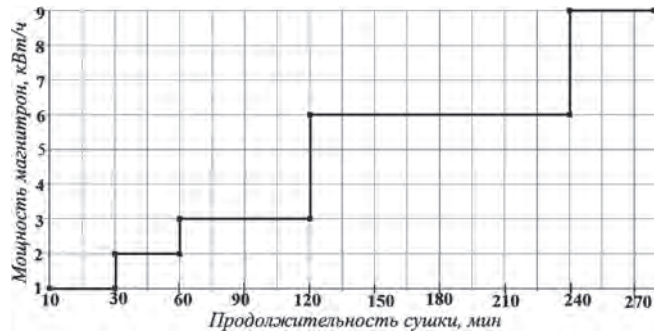


Рис. 1. Схема сушки гипсовых образцов

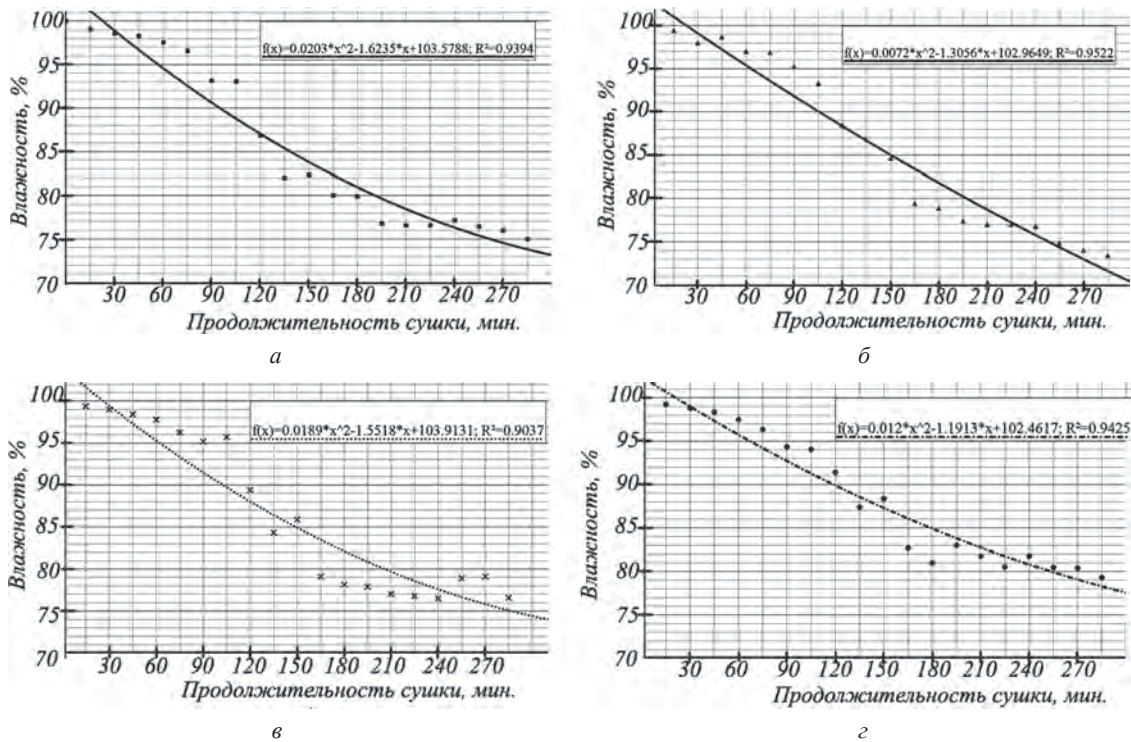


Рис. 2. Зависимость потери массы образцами от времени их сушки: а – для 1-й партии образцов; б – для 2-й; в – для 3-й; г – для 4-й партии образцов

Все образцы были взвешены и помещены в микроволновую печь «Хот-Стрим» ДВ-6–02–6–100. Сушку проводили по графику (рис. 1). Сначала включали один магнетрон, который работал 30 мин. Мощность одного магнетрона 1 кВт/ч. Затем включали второй магнетрон и сушка продолжалась еще 30 мин. Через 1 ч был включен третий магнетрон и сушку проводили в течение 60 мин. Через 2 ч после начала интенсивной сушки были включены еще три магнетрона и сушка продолжалась еще 2 ч. Затем были включены еще три магнетрона на 30 мин. Общее время сушки – 270 мин.

Оставшиеся образцы из микроволновой печи были перенесены в тепловой шкаф, где они находились в течение 24 ч при температуре 120 °С для удаления выступившей влаги с поверхности образцов.

Каждые 15 мин из микроволновой печи извлекали по три образца из каждой партии для взвешивания. Для взвешивания использовали весы лабораторные общего назначения с точность взвешивания 0,01 г.

Влажность образцов W определяли по формуле:

$$W = \frac{Q - Q_1}{Q} \cdot 100 [\%],$$

где Q – первоначальная масса образца до сушки, г; Q_1 – масса образца после сушки, г.

Для каждой партии образцов по результатам экспериментов были построены зависимости потери влаги образцами с течением времени сушки. На рис. 2 представлены зависимости потери массы образцами от времени сушки для каждой партии образцов.

В результате обработки данных в исследуемом интервале было установлено, что потерю массы образцами за время сушки можно описать экспоненциальными уравнениями.

В таблице приведены математические зависимости потери массы образцами за время сушки и величины достоверности аппроксимации R^2 .

Математические зависимости потери массы образцами за время сушки

Номер партии	Уравнение полиномы	Коэффициент достоверности
1	$y = 0,0203x^2 - 1,6235x + 103,5788$	$R^2 = 0,9394$
2	$y = 0,0072x^2 - 1,3056x + 102,9649$	$R^2 = 0,9522$
3	$y = 0,0189x^2 - 1,5518x + 103,9131$	$R^2 = 0,9037$
4	$y = 0,012x^2 - 1,1913x + 102,4617$	$R^2 = 0,9425$

Опытным путем установлено, что одновременное включение большого количества магнетронов (6–9) приводит к быстрому нагреву форм и стержней, что влечет за собой большой риск их полного разрушения. Кроме того, происходит стремительная потеря влаги в наружных слоях форм и стержней, что значительно увеличивает осыпаемость песка с их поверхности и приводит к образованию засоров в отливках. Прочность форм и стержней при этом резко снижается, нарушается геометрия размеров.

При эксплуатации установки с использованием 1–2 магнетронов формы и стержни нагревали очень медленно. Потеря влаги увеличивалась на 5–7% по сравнению с проявливанием на воздухе, время сушки при этом изменилось не существенно.

При режиме работы на 5–6 магнетронах формы теряют 20–25% влаги за промежуток времени 3–5 ч. Повторная сушка форм и стержней в микроволновой установке приводит к их полному разрушению.

Анализ проведенных исследований показал, что целесообразно использовать комбинированный режим сушки, включающий в себя предварительное проявливание на воздухе, затем плавную сушку в микроволновой установке и дополнительную сушку в тепловом шкафу. Заключительную операцию необходимо проводить на протяжении 20–24 ч для того, чтобы удалить влагу, которая выступает на поверхности форм и стержней при сушке в микроволновой установке. В противном случае при заливке металл «кипит» и в отливках возникают газовые раковины.

При данном режиме сушки формы нагреваются постепенно, только через 2 ч после начала сушки начинается видимое осветление ее поверхности и происходит интенсивная потеря влаги, температура поверхности образцов превышает 50 °С. После 270 мин такого режима образцы перестают терять влагу, поэтому их помещают в термощкаф для удаления влаги с поверхности. Лучшую чистоту поверхности и меньшую плотность имеют образцы из первой партии.

Экономический эффект при внедрении новой технологии сушки с использованием микроволновой вакуумной установки позволил практически вдвое сократить затраты на электричество. Таким образом, заливать металл в гипсовую форму по новой технологии можно уже через 1 сут после начала сушки, в то время как при стандартном подходе – через 3 сут.

Выводы

Практическое значение работы заключается в решении важной научной и технической задачи по сокращению технологического цикла изготовления литейных гипсовых форм и улучшению их свойств, что будет способствовать более широкому применению данного вида литья в промышленности.

Изучение механизма потери влаги гипсо-песчаными формами позволит вводить в состав смеси только необходимое количество воды, что ведет к снижению брака по газовым раковинам и улучшить качество поверхности отливки; определять оптимальное время сушки формы в зависимости от толщины ее стенки и состава формовочной смеси.

Разработаны математические зависимости потери влаги образцами от продолжительности сушки.

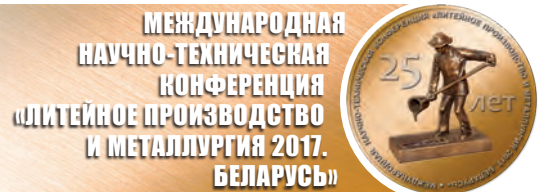
Проведены исследования процесса сушки песчаных форм на основе гипса и разработан технологический процесс сушки форм с использованием микроволновой установки, позволивший повысить качество форм и стержней за счет стабилизации их размеров, а также качество сложных алюминиевых отливок.

Предложенный режим сушки дает возможность снизить длительность сушки на 50% и, тем самым, уменьшить затраты на электроэнергию до 50–70% в зависимости от размеров стержня.

Разработанный технологический процесс сушки показал свою высокую эффективность и был апробирован в производственных условиях НПЦ «Европейские технологии машиностроения», г. Харьков.

Литература

1. **Иванов В. Н.** Специальные виды литья / под ред. В. С. Шуляка. М.: МГИУ, 2007. 316 с.
2. **Ефимов В. А.** Специальные способы литья: справ. / В. А. Ефимов, Г. А. Анисович [и др.]. М.: Машиностроение, 1991. 436 с.
3. **Оболенцев Ф. Д.** Качество литых поверхностей / Ф. Д. Оболенцев. М.: Машгиз, 1965. 284 с.
4. **Кестнер О. Е.** Точное литье цветных сплавов в гипсовые и керамические формы / О. Е. Кестнер, В. К. Бураданьянц. М.: Машиностроение, 1973. 287 с.
5. **Ясюков В. В.** Композиционные отливки с регулируемым поверхностным слоем / В. В. Ясюков, Т. В. Лысенко, К. В. Волянская // Металл и литье Украины. 2016. № 4. С. 36–40.
6. **Бураданьянц В. К.** Гипсовая оснастка для точного литья / В. К. Бураданьянц. М.: Машиностроение, 1963. 245 с.
7. **Мариненко Д. В.** Получение корпусных тонкостенных отливок в гипсовые формы / Д. В. Мариненко, О. И. Пономаренко, И. А. Гримзин // Матеріали Х міжнародної науково-практичної конференції «Литво-2016» (24–26 травня 2016г., м. Запоріжжя). Запоріжжя: Редакційний відділ ЗТПП, 2016. С. 180–181.



Поступила 11.09.2017

HOW TO SAVE MONEY IN A FOUNDRY PRODUCTION WITH OPPORTUNITIES OFFERED BY INDUSTRY 4.0 AND ISO9001:2015 STANDARD

КАК СЭКОНОМИТЬ СРЕДСТВА В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ В СВЯЗИ С ВОЗМОЖНОСТЯМИ, ПРЕДЛАГАЕМЫМИ ПРОГРАММОЙ «ПРОМЫШЛЕННОСТЬ 4.0» И СТАНДАРТОМ ISO9001:2015

RAJESH S. RANSING, College of Engineering, Swansea University, Swansea SA1 8EN, UK.

E-mail: r.s.ransing@swansea.ac.uk,

HATHIBELAGAL M. ROSHAN, Maynard Steel Casting Company, Milwaukee WI, USA,

MEGHANA R. RANSING, p-matrix Ltd, Swansea SA2 7PD, UK,

STEPHEN G. R. BROWN, College of Engineering, Swansea University, Swansea SA1 8EN, UK

РАЙЕШ С. РЭНСИНГ, Колледж инженерии, университет Суонси, Суонси SA1 8EN, Великобритания.

E-mail: r.s.ransing@swansea.ac.uk,

ХАСИБЕЛАГАЛ М. РОШАН, Maynard Steel Casting Company, Милуоки WI, США,

МЕГАНА Р. РЭНСИНГ, р-матрица Ltd, Суонси SA2 7PD, Великобритания,

СТИВЕН Г. Р. БРАУН, Колледж инженерии, университет Суонси, Суонси SA1 8EN, Великобритания

Пункты 6.1 (основанные на риске взгляды) и 9.3 (обзор управления) стандарта качества ISO9001:2015 и программы «Промышленность 4.0» скоро станут одним из самых важных факторов, чтобы вызвать необходимые изменения в культуре деятельности литейных заводов для их перспективного развития.

В данной статье рассматривается практическое тематическое исследование о том, как литейные заводы могут включить основанные на риске взгляды и улучшить аналитику получаемых данных, чтобы обнаружить возможности для улучшения деятельности завода. Статья вводит такие понятия, как «риски», «неуверенность» и «дефицит данных», которые используются в стандарте качества ISO9001:2015 и связаны с анализом данных в стандарте качества VDA6.3. Вводятся элементы 7Epsilon, которые создают системный подход для незавершенного анализа данных и организационного управления знаниями в контексте ISO9001:2015. Разъясняется новая матрица потерь основанная на методе визуализации данных и ассоциация ценностей штрафа с основанными на риске данными.

Приводится пример действий по уменьшению эффекта влияния дефектов при изготовлении стального литья. Статья также вводит простую, но полезную технику для определения качественных факторов, таких как качество литейного потока, непрерывная/прерванная заливка и т. д. Возможности экономии на литье приводятся по данным, которые ведут к методам принятия решения, и объясняет, почему у предложенной методологии есть возможность произвести новые гипотезы для достижения непрерывного совершенствования процесса и инноваций.

The clauses 6.1 (risk based thinking) and 9.3 (management review) of the quality standard ISO9001:2015 and Industry 4.0 expectations are set to become one of the most important driving factors to trigger a necessary cultural change in making foundries as data driven companies.

The paper discusses a practical case study on how foundries can embed risk based thinking and advanced in-process data analytics to discover opportunities for improvement across foundry operations. The paper introduces concepts such as 'risks', 'uncertainty' and 'deficiency of knowledge' as used in the ISO9001:2015 quality standard and relates it to the expectations on data analysis in the VDA6.3 quality standard. It introduces 7Epsilon steps that take a system approach for in-process data analysis and organizational knowledge management in ISO9001:2015 context. A novel penalty matrix based data visualization technique has been explained and the association of penalty values with risk based thinking highlighted.

An example of reducing the rework effort to minimize the effect of inclusion defects in the manufacture of steel castings is discussed. The paper also introduces a simple but useful technique for quantifying qualitative factors such as quality of pouring stream, continuous/interrupted pouring etc. The paper focuses on the saving opportunities foundries can realise with data driven decision making methods and explains how the proposed methodology has ability to generate new hypotheses for achieving continual process improvement and innovation.

Ключевые слова. ISO9001:2015, VDA6.3, Совершенствование процесса, 7Epsilon, Шесть Сигм.

Keywords. ISO9001:2015, VDA6.3, Process Improvement, 7Epsilon, Six Sigma.

DATA DRIVEN DECISION MAKING

Many foundries are either investing in, or already using, continuous process monitoring technologies using internet of things (IoT) style connected devices. However, the savings will not be realized by just monitoring process inputs and outputs for specified control limits with conventional statistical process control techniques. The next step is to use advanced machine learning and data visualization algorithms along with clever organizational knowledge management techniques to gain real-time insights, take necessary action(s) for improvement, monitor the effectiveness of actions and record insights gained, as organizational knowledge, for reuse.

The traditional six sigma process improvement techniques rely on improving a 'subset of the process' rather than taking the factory wide optimization approach. Low cost sensors coupled with affordable data storage and communication technologies is enabling IoT based devices to connect foundry in a way not seen before. It is possible to capture variability in the process at every stage in the foundry. The 7Epsilon steps (www.7epsilon.org) give process engineer a template to connect data sets in meaningful ways that may exist within numerous data silo's in a foundry. In Industry 4.0 and ISO9001:2015 quality standard context, the in-process data from multiple sources across the connected foundry needs to be analysed as a whole rather than in parts.

ISO 9001:2015 quality standard gives explicit definitions of all concepts. It defines risk as 'an effect of uncertainty'. Uncertainty is the state, even partial, of deficiency of information related to understanding or knowledge of an event, its consequences or likelihood. In short, this is deficiency of knowledge. Knowledge is (actionable) information being a justified belief and having a high certainty to be true. Information is defined as 'meaningful data' whereas data is 'facts about an object'. Hence, the ISO 9001:2015 definition of risk can be reworded as 'deviation from the expected result or desired outcome caused by the deficiency of knowledge (uncertainty). If the deviation from the expected result is quantified by a penalty value, then a data transformation technique based on bubble diagrams and penalty matrices¹ can help to quantify the deficiency of knowledge.

In the context of foundry processes, the product specific process knowledge is defined as the actionable information in the form optimal list of measurable factors and their ranges (e. g. C: 0.28–0.33; Mn: 0.60–0.90; S: 0.020 max, P: 0.020 max; Ni: 0.40–0.70; Cr: 0.40–0.70; Mo: 0.15–0.25; Al: 0.03–0.06;) in order to meet desired business goals (process responses or expected results) e. g. minimize defect rates, porosity scores or re-work time etc and/or maximize mechanical properties¹.

The clause 6.1 of the ISO9001:2015 quality standard requires organizations to analyze in-process data to discover risks and opportunities. The objective is to minimize undesired effects in the process and enhance, or repeat, the process conditions when expected results occur. Risk is interpreted as the negative effect of uncertainty and an opportunity is the positive effect of uncertainty. In other words, it gives guidance on how to repeat 'good days' and avoid 'bad days'.

The German automotive standard VDA6.3 has prepared an auditable process analysis questionnaire. In addition to the usual process control requirements, the latest version requires auditors to ask following sample questions:

- (a) Is quality and process data collected in a way that allows analysis?
- (b) Are process specific targets for effectiveness, efficiency and elimination of waste defined, monitored and communicated?
- (c) In the case of deviations from product and process requirements, are the causes analysed and the corrective action checked for effectiveness?
- (d) Are changes to the product or process in the course of serial production tracked and documented?
- (e) Are processes and products audited regularly?

This paper illustrates how penalty matrix approach^{1,4} was employed to embed risk based thinking in a foundry. Both risks and opportunities, as required by the clause 6.1 of the ISO9001:2015 quality standard, were discovered which led to enhanced operator training and improved tolerance specification for one process factor. The novelty, and the usefulness of this work for foundry industry, is identified as follows:

- Demonstration of an example of the risk based thinking, as defined by clause 6.1 of the ISO9001:2015 quality standard, using a foundry scenario,
- Improved transparency by publishing the original in-process data set used in this case study along with factor names and responses,
- Identification of new process factors by innovatively quantifying pouring operations as bad (1), tolerable (2) and good (3) and use them in the analysis.

The next Section describes a foundry scenario for the in-process quality improvement project and explains how to embed risk based thinking for in-process data analysis. Even though the foundry scenario is specific to melt chemistry and pouring operations in a steel foundry, the methodology is transferable to other foundry scenarios. This discussion is followed by conclusion.

IN-PROCESS QUALITY IMPROVEMENT PROJECT: AN EXAMPLE FOUNDRY SCENARIO

Inclusions, bi-film defects, oxides, distributed and/or subsurface porosity are among the internal defects that have always challenged process engineers and metallurgists. With the advancement of industrial computed tomography (CT) or industrial radiography techniques and its increasing use by casting users, the pressure on foundrymen to address the challenge of internal defects can only increase. Whether the scrap rate is measured in percentages, or parts per million, there is increasing trend of casting users tightening up product specifications and process control and pass on the liability of field failures to foundries who control the manufacturing process.

Melt preparation, melting process, filling and feeding process are designed with principles, guidelines and various casting rules given by foundry experts. Gating systems are optimised using simulation software. The designs minimize the velocities at the time of entry of molten metal into the mold cavity and also make sure that there is a minimal surface area contact with air in the mold cavity. First article castings are produced using an optimal gating design. However, during production castings, inclusions and internal defects still occur on, or in, the castings. This observation is true for almost all precision ferrous and non-ferrous foundries.

Steel, for example, is a very highly oxidizable metal. In this context, inclusions are: reoxidation inclusions, sand inclusions, slag inclusions and de-oxidation inclusions. It has been established that 90% inclusions in foundries are due to re-oxidation. It means good metal leaving the bottom pour ladle can still end up getting re-oxidised in mold cavity giving rise to inclusions that require welding for salvage. Average cost of welding for steel foundries is US\$ 60 per hour per operator. The average welding hours per ton of steel casting for a particular type of casting was 3.5 hours with a minimum value 0.3 hours/ton to a maximum of 13 hours/ton. With an example of 1000 tons per month production, the average welding costs are US\$210,000 per month with a maximum exposure of US\$780,000 per month. Once the pain point is identified and the financial opportunity quantified, the goal of analysis is defined as discovering opportunities for minimising welding hours per ton of steel castings. A pareto analysis identified a casting part which was chosen for further analysis. Most of the data used in this sample case study was manually observed and entered.

It was decided to use risk based thinking approach, as described by clause 6.1 of ISO9001:2015 quality standard, for exploring additional ways of minimising these costs. The following 7Epsilon steps briefly describe how to satisfy requirements of ISO 9001:2015's clauses 4.4 (a-h), 6.1, 7.1.6, 7.2, 7.5, 9.3.1 d & e, 9.3.2, 10.2 & 10.3 in easy to understand way. These steps build onto the 10 step approach defined earlier².

The generalized 7Steps of 7Epsilon to **ERADICATE** Non-conformities go beyond the DMAIC (Define, Measure, Analyze, Implement and Control) steps of Six Sigma in that they are designed for computers to interpret in-process data to gain product specific organizational knowledge and reuse it.

Step 1: **E**stablish process knowledge [x 's], [y 's]

Step 2: **R**efine process knowledge [$y = f(x$'s)]

Step 3: **A**nalyse data using penalty matrices

Step 4: **D**evelop hypotheses (potential solutions)

Step 5: **I**nnovate using rootcause analysis and conducting confirmation trials

Step 6: **C**orrective actions and update process knowledge

Step 7: Build **A**spirng **T**eams and **E**nvironments by monitoring performance

Step 1: Establish process knowledge [x 's], [y 's]

The objective of this step is to define process inputs [x 's], and outputs [y 's] by acquiring team members' knowledge about processes, factors (process inputs) and responses (process outputs). Also, develop the corresponding cause and effect relationships by studying process maps, SIPOC diagrams, fish bone diagrams etc.

Organizations keep electronic record of the knowledge generated in this step. The records may include photographs of flip charts used in brain storming sessions, electronic files, word/excel files, scanned copies of papers (if used), photographs of defects, and any references to external sources of knowledge including any copies that are in organizations possession. It is suggested that this information is stored with meta tags and relevant file descriptions so that they become reusable and can be found easily.

During the brainstorming session for the proposed example of reducing weld hours, pouring practice was identified as a key process variable in addition to the melt chemistry (Table 1). In-process data was collected for

59 heats. The process inputs from Ladle leaks to Riser Powdered in Table 1 quantify pouring practice. An inspector evaluated each pour and ranked the corresponding process input as bad (1), tolerable (2) and good (3). This categorization is subjective and based on experts' opinion. The chemistry values are shown as percentages.

The tasks undertaken in this step satisfy the requirements of clause 4.4 a.

Step 2: Refine process knowledge [y = f(x's)]

The objective of this step is to understand how [x's] influence [y's] by using internal and external sources of knowledge (clause 7.1.6 a, b). The output from this step is a systematic research on process inputs (factors), how they affect each response with a written description, proposed tolerance limits and a plan with, how [x's] and [y's] are measured and at what sampling frequency. All relevant best practice guidelines should also be documented and included. This needs to be done for every process input [x] and output [y] combination.

Table 1. Process inputs (factors, [x's]) chosen to analyze process output 'weld hours' [y].

C	Mn	Cr	P	Si	Ni	S	B	Cu
Fe	Mo	V	Ti	Al	Ca	Nitrogen Content, PPM	Carbon Drop	
Pouring Time (sec)	Ladle leaks	Tap Temp (F)	Nozzle Alignment	Pouring Cup Flash	Pouring Stream	Pouring Continuous	Nozzle Distance	Powder level of Risers

For example external sources of knowledge, or peer reviewed journal papers, are studied to highlight trends in the variation of process inputs near the operating conditions. E. g. Aluminum is an important chemical element when it comes to formation of oxides. It has higher attraction for oxygen as compared to other elements. Lino et al.³ plot two binary aluminum vs calcium phase diagrams for 0.02%Si and 0.2%Si. Carbon and Sulphur composition was maintained at 0.2% and 0.05% respectively. The Aluminum was increased from 0.01% until 0.06% and Calcium was varied from 0.0005% to 0.005%. The binary phase diagram shows the presence of predominant aluminum oxide at the simulation temperature used (1550 deg C or 2822 deg F). The study highlighted that aluminum, sulphur, silicon, carbon and calcium influence the equilibrium between the oxides and sulphides phases present in steel. However, it also showed that the aluminum variation from 0.01% to 0.03% had little influence on the equilibrium of the system. Authors explained an example of castability window to minimize the occurrence of inclusions in a continuous steel casting operation. An increase in carbon, aluminium and sulphur content reduced the castability window due to formation of oxides other than the slag whereas the increase in silicon content was preferred.

Every foundry has different operating conditions and may have a completely different set of chemical compositions. However, it is important to underline the qualitative trends among variations in process inputs that can potentially explain the correlations discovered in the in-process data. The explanation given above is an example of how external source of knowledge (clause 7.1.6 b) is compiled in order to interpret a potential correlation related to the operating range of aluminum.

One of the novelties of this paper is the quantification of manual pouring operations to develop new process inputs e. g. Pouring Cup Splash, Nozzle Alignment, Pouring Continuous etc. These inputs are explained below. The pouring basin used in this example is shown in Figure 1a. Figure 1b illustrates the pouring basin mounted on the mold.

Pouring Cup Splash: The pourer needs to ensure that the nozzle of the bottom pour ladle is straight above the pouring basin. If the pourer does not control the bottom pour ladle properly, the metal leaving the ladle can hit the sides of the pouring cup and cause splash. Splash breaks the metal stream and steel gets oxidized at the time of entering the mold cavity causing reoxidation inclusions. These inclusions are removed initially by grinding and filling them by welding. The welding hours are indicative of the time spent on repairing the defects due to inclusions.

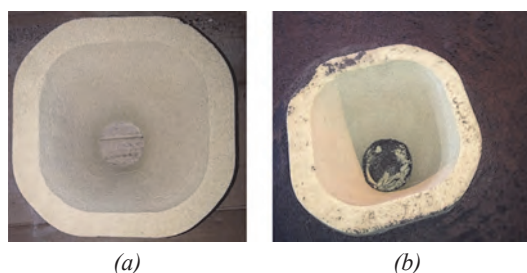


Fig. 1. Pouring basin used in the production of castings (a): Pouring basin kept on a table; (b): Pouring basin mounted on a mold

Nozzle Alignment: When the ladle is brought to the pouring station the pourer needs to adjust the nozzle to be aligned exactly above the sprue cavity in the pouring basin. Untrained pourer can shake the ladle and cause misalignment resulting pouring cup splash.

Pouring Continuous: In general, the pourer is trained to open and close the nozzle without any need for interruptions during pouring. Any interruptions in pouring will result in breakage of metal stream resulting reoxidation of steel and the incidents of inclusions needing weld repair for salvaging the casting.

The information encoded in Step2 was already made available within the foundry and is being kept up to date. This is an essential step but is rarely done systematically. It is important again to store this information with meta tags and relevant file descriptors so that the information is easily accessible and can be reused.

The tasks undertaken in this step satisfy the requirements of clauses 4.4 b, c & g and also clause 7.1.6 on organizational knowledge. The outputs from this step can be used to enhance the competence of relevant persons by creating an organization specific training material and also satisfy requirements of clauses 7.2 b & c.

Step 3: Analyse data using penalty matrices

The objective of this step is to discover correlations and trends in the data to highlight new opportunities for continual process improvement. A specific cast component was chosen and in-process data on weld hours as well as associated factors was collected for 59 heats.

The risk based thinking as described in Section 1 focuses on developing an ability to repeat the performance for ‘good days’ and to avoid ‘bad days’. Good and bad days are defined with respect to whether expected results were achieved or not. The deviation from expected results is quantified by a penalty value.

The in-process data is analysed using following 4 sub-steps.

- (i) Plot response scatter to define acceptable and unacceptable response values (Figures 2).
- (ii) Plot scatter diagram for each process input (Figure 3).
- (iii) Penalise deviation from acceptable response using 0 to 100 penalty values represented as small and large bubbles respectively (Figure 4).
- (iv) Transfer response penalty values onto corresponding process inputs. This converts the process input scatter diagram into a bubble diagram (Figure 5).
- (v) Transfer bubble diagram into Main Effects penalty matrix to discover correlations (Figure 6).

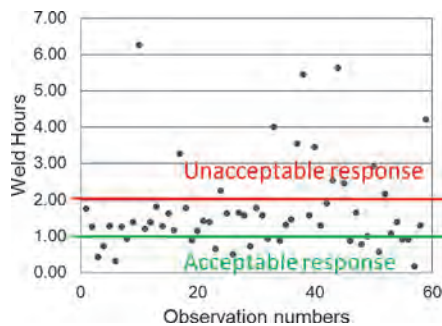


Fig. 2. Heat wise variation for process output ‘weld hours’ is shown as a scatter diagram with acceptable and unacceptable response categorization

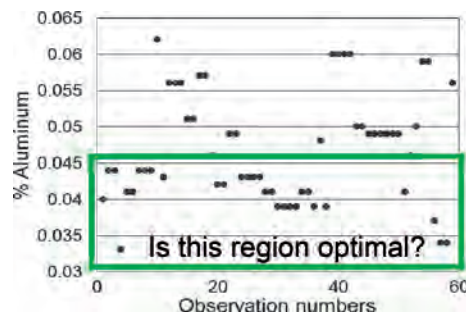


Fig. 3. Scatter diagram of Aluminium data points

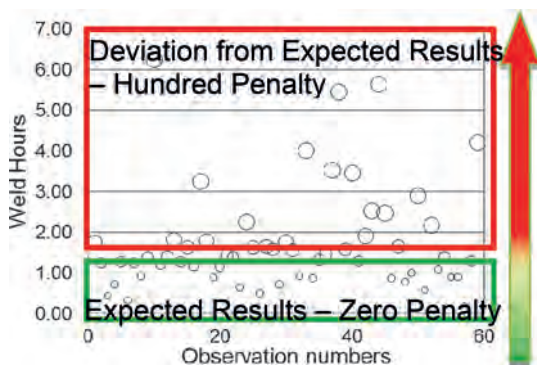


Fig. 4. The deviation from expected results (i. e. desired or acceptable response values) is penalized and shown as a bubble diameter

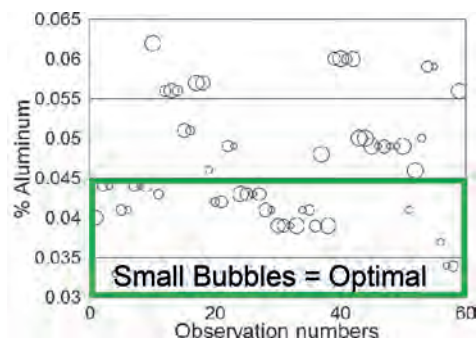


Fig. 5. The penalty values are transferred onto factor scatter diagrams

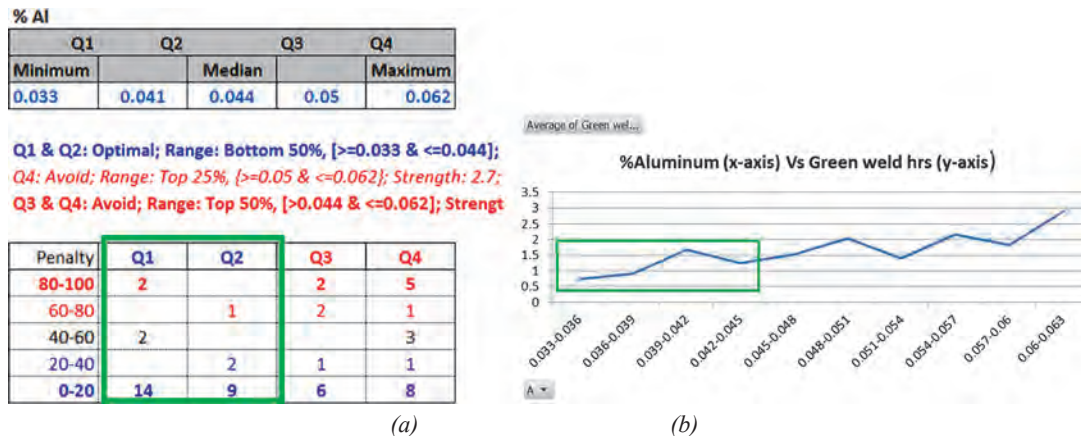


Fig. 6. (a) Transforming bubble diagrams (Fig. 5) into a Main Effects penalty matrix. Green rectangle shows bottom 50 percentile as optimal region as it has more number of points with lower penalty value, (b) Pivot chart showing variation in Green Weld Hours w. r. t. %Aluminum input values

(i) Plot response scatter to define acceptable and unacceptable response values.

The risk based approach requires organizations to quantify process outputs as acceptable and unacceptable outputs. Acceptable process outputs are expected results and the deviation from expected results is defined by studying scatter diagram of process output for each process observation. In this example, response values from 0 to 1 are acceptable response and above 2 are unacceptable Weld hours (Figure 2).

(ii) Plot scatter diagram for each process input.

The deviation from expected results is interpreted as an effect of the possible deficiency of process knowledge (or uncertainty). The deficiency in the process knowledge is linked to process oriented tolerancing approach where the hypothesis is that optimal regions exist within the tolerance range (or minimum and maximum values observed for process inputs for all values of process outputs). This is further illustrated by plotting scatter diagrams for all process inputs. In this example, we consider scatter for Aluminum as shown in Figure 3.

Here, the uncertainty or the deficiency of knowledge is the hypothesis of existence of optimal regions within the tolerance limits of process inputs. Few examples of uncertainty are:

- Should the target value of % aluminum be 0.04, 0.05 or 0.06?¹
- Is the range robust? Or should it be changed?
- Should the lower or upper limit be changed simultaneously or individually?
- In terms of quartiles, is the top 25%, top 50%, bottom 50%, bottom 25% or middle 50% quartile any better than the current range?

The effect of this uncertainty is the deviation from the expected results. However, if the process engineer has the knowledge (justified belief with high certainty to be true) that the proposed aluminum range for his or her foundry is correct then it is easily inferred that there should not be any correlation between aluminum range and occurrence of high or low weld hours. In this situation, the tolerance limit for aluminum will be considered as 'robust'.

The discovery of correlations in in-process data is not a straightforward task. Sometimes, it may not be possible to combine categorical and continuous process inputs. A penalty matrix approach has been suggested that undertakes various transformations on raw process input and output data. Refer to Ransing et al.¹ and Ransing et al.⁴ for details and discussions on how to combine both types of process inputs that take continuous and discrete values.

(iii) Penalise deviation from acceptable response using 0 to 100 penalty values represented as small and large bubbles respectively.

The deviation from the expected results is quantified by a penalty value. A penalty value of zero is assigned to a region of acceptable process output values (E. g. weld hours less than one). The process response values in the unacceptable process output region are given a hundred penalty value (E. g. weld hours greater than two.). Remaining process outputs are given a penalty value between zero and hundred (Figure 4).

¹ Note that such small adjustments to various process inputs are outside the scope of traditional design of experiments. A typical design of experiment study is more likely to choose a much wider range of %aluminum values e.g. 0.01%, 0.05% and 0.1%.

(iv) Transfer response penalty values onto corresponding process inputs. This converts the process input scatter diagram into a bubble diagram.

Each process output value (response value) has a corresponding factor value. The response penalty values are transferred onto factor (process input) scatter diagram of Figure 3 in order to convert it into a bubble diagram (Figure 5). Small bubbles represent process inputs corresponding to acceptable output whereas large bubbles represent those inputs corresponding to unacceptable output. The region with more number of small bubbles is the optimal region for Aluminum as highlighted in Figure 5.

(v) Transfer bubble diagram into **Main Effects penalty matrix** to discover correlations.

However, it is not always practical to visualize in-process data using bubble diagrams as shown in Figures 4 and 5. The visualization becomes difficult when the number of observations increase and/or when two or more observations have same value i. e. if they overlap. Hence, the information is transferred into a penalty matrix.

Penalty matrices discretize the data in terms of quartiles for continuous inputs and levels for discrete inputs and align it with five bins of response penalty values viz: 0–20, 20–40, 40–60, 60–80 and 80–100. The numbers in the corresponding cells of a penalty matrix are the number of observations that correspond to the response penalty value bin and the quartile or level of the process input (Figure 7). Blue colour represents number of data points related to acceptable response and red colour represents number of data points related to unacceptable response. It is clear that the bottom 50 percentile of aluminum is optimal.

The correlation discovered from penalty matrices are cross validated using pivot tables and charts as shown in Figure 6b. The %Aluminum input values are grouped at the interval of 0.003% and the corresponding average green weld hour values are plotted in Figure 6.2(b). The variation of %Aluminum in bottom 50% region, shown as green rectangle, can be seen to be associated with lower Green weld hours.

The tasks undertaken in Step3 satisfy requirements of clauses 4.4 f, h & 6.1.1 b.

The visualization of in-process data in this way uncovers underlying correlations that may convert into new opportunities for continual process improvements. This process helps to quantify the uncertainty in knowledge and creates hypotheses (or potential solutions) that process experts need to answer by referring to internal (clause 7.1.6 a) as well as external (clause 7.1.6 b) sources of knowledge. In simple terms, the qualitative trends discovered in step 2 are applied to correlations discovered in the step 3 to create hypotheses for step 4.

Wherever necessary, this methodology may also be used in conjunction with, or in addition to, the existing process improvements tools based on design of experiments, statistical process control or Six Sigma could also be employed. For manufacturing processes, including foundry processes, data analysis may also involve the use of process simulation software tools to discover opportunities.

Step 4: Develop hypotheses (potential solutions)

The objective of Step4 is to determine optimal process settings or opportunities for corrective actions that are likely to minimize instance of producing undesired process outcomes or effects. This step is normally implemented during a 7Epsilon quality control meeting. Prior to the meeting, every team member interprets the results of Step 3 as per his/her competence and by accessing the knowledge stored in Step 2 and turns insights into actionable information and electronically passes on all suggestions to the chair of the meeting. The chair reviews and compiles ALL suggestions and calls for a meeting.

The team members may review both internal and external sources of knowledge and give their own explanations on why the suggested correlations be chosen or not chosen. The team member requests the chair of the quality control meeting to review the source of information. The chair discusses the findings in the meeting, and if necessary, seeks external professional help from domain experts to refine the knowledge and update the process knowledge description on factors selected so that it can be reused.

The meeting discusses the suggestions and takes one or more of the following decisions:

1. Agree to a corrective action plan for a confirmation trial
2. Decide to collect more in-process data for the same or additional factors
3. Decide to conduct one or more design of experiments or further process simulations
4. Recommend a fundamental review of the process with help from external consultants with or without additional Six Sigma projects.
5. Close the project with justified and documented reasons.
6. Update process knowledge documented in Step 2.

These tasks satisfy requirements of clauses 4.4 f, 6.1.2 a, 7.1.6 and 10.3. The clauses 9.3.1 c1 & e and 9.3.2 require the decisions of 7Epsilon quality control meeting on the potential opportunities for continual improve-

ment be discussed in the management review which is also required to authorize actions/decisions including any resource needs. Note that clause 10.3 requires organizations to address all opportunities and areas of underperformance as part of continual improvement and clause 7.1 commits top management to provide resources needed.

The data analysis in Step 3 highlighted the following correlations.

1. The bottom 50 percentile of Aluminum (≥ 0.033 and ≤ 0.044) was chosen as an optimal range.

2. Nozzle Alignment, Pouring Cup Splash, Pouring Stream, Pouring Continuous, Nozzle distance and Powder level of Risers were classified into three categories bad (1), tolerable (2) and good (3).

It was discovered that the classification value of 3 for Pouring Cup Splash, Pouring Continuous and Nozzle Alignment was optimal. In other words, these parameters must be closely monitored to achieve a perfect pour. Whereas, Pouring Stream, Nozzle distance and Powder level of Risers will require less monitoring.

3. Correlations were also discovered for top 25 percentiles of Titanium and Chromium but they were weak and hence, not selected for confirmation trial. A detailed mathematical formulation for discovering these correlations and interactions is given by Ransing et al.⁴ and Batbooti et al.⁵.

Step 5: Innovate using rootcause analysis and conducting confirmation trials

The objective of this step is to create new product specific process knowledge based on the hypotheses (potential solutions) outlined in Step 4. The tasks may involve conducting one or more confirmation trials, design of experiments, new Six Sigma projects etc.

These tasks satisfy the requirements of clauses 4.4 f & g, 6.1.2 b2 and 10.2.1 b2 & d. The clause 9.3.1d requires the effectiveness of the actions taken be reported back to the management review. This process may iteratively continue as the management review may suggest new actions.

Step 6: Corrective actions and update process knowledge

If the additional knowledge is gained then all changes are reflected in the organizational knowledge as documented in Step 2 along with the necessary justification so that the experience is reusable in the future.

After a successful confirmation trial, it was decided to provide operator training and monitoring to ensure a good score for Pouring Cup Splash, Nozzle Alignment and Pouring Continuous factors and the target value for percentage aluminum was lowered. The process knowledge was updated and the foundry being a jobbing foundry, it was decided to use this knowledge for repeat or similar orders in the future.

These tasks satisfy the requirements for clauses 4.4 f & g; 6.1.2 b1 & 6.1.1 c, 7.1.6, 10.2.1 c & e.

Step 7: Build Aspiring Teams and Environments by monitoring performance

The objective of this step is to build aspiring teams to achieve the following:

- Continually monitor performance and maintain accountability (4.4 e).
- Ensure sustainability of this initiative with adequate resources (4.4 d).
- The foundry specific process knowledge repository can also be used to train operators and process engineers (7.2).
- Store knowledge in computer repositories so that they are easily accessible (7.5, 10.2.2, 10.3).
- Determine the knowledge necessary for the operation of its processes and to achieve conformity of products and services and make it available to the extent necessary.

CONCLUSIONS

ISO 9001:2015 has explicitly made creation of risk based thinking environment and enhancing organization's ability to reuse, retain and continually discover and update organizational knowledge as a requirement. However it has not specified how organizations can implement these solutions. With the advent of Industry 4.0 and connected enterprise initiatives, foundries will record more in-process data in future. Converting in-process data into actionable information is a challenge that has been addressed in this paper.

A seven step approach based on penalty matrices has been illustrated with the help of an actual foundry based in-process quality improvement project. The paper explained the methodology and demonstrated how to embed the risk based thinking as required by the clause 6.1 of the ISO9001:2015 quality standard. It was also discussed how every step of the seven steps satisfied one or more ISO9001:2015 requirements. The foundry was able to discover process improvement opportunities. Opportunities were discovered for operator training based on the correlations discovered in the in-process data. New tolerance limits for one of the process input was also suggested.

The methodology described in this paper is generic and applicable to many other foundry scenarios. It is expected that this paper becomes a useful template for future foundry based risk based thinking in-process quality improvement projects.

REFERENCES

1. **Ransing R. S., Giannetti C., Ransing, M. R. and James M. W.** «A coupled penalty matrix approach and principal component based co-linearity index technique to discover product specific foundry process knowledge from in-process data in order to reduce defects.» *Computers in Industry*, vol 64, issue 5, pp. 514–523,(2013).
2. **Roshan H. Md.** «Continuous Improvement in Foundry Processes – A 10-step approach for creating case studies to define and measure optimal performance in metal casting operations.» *Foundry Management and Technology*, (Feb 21 2014.).
3. **Lino et al.** «Influence of the chemical composition on steel casting performance», *Journal of Materials Research and Technology*, vol 6, issue 1, pp 50–56 (2017), <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.05.002>.
4. **Ransing R. S., Batbooti R. S., Giannetti C. and Ransing M. R.** «A quality correlation algorithm for tolerance synthesis in manufacturing operations», *Computers & Industrial Engineering*, vol 93, pp1–11, (2016).
5. **Batbooti, R. S., Ransing, R. S. and Ransing, M. R.** «A bootstrap method for uncertainty estimation in quality correlation algorithm for risk based tolerance synthesis», *Computers & Industrial Engineering* InPress, (2017), <http://dx.doi.org/10.1016/j.cie.2016.09.002>.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
БЕЛАРУСЬ»



УДК 621.745

Поступила 14.09.2017

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ РОТАЦИОННЫХ ПЕЧЕЙ. РЕЦИКЛИНГ МЕТАЛЛООТХОДОВ

OUTLOOKS FOR APPLICATION OF ROTARY FURNACES. METAL WASTE RECYCLING

С. Л. РОВИН, УП «ТЕХНОЛИТ», Беларусь, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: technolit@tut.by

S. L. ROVIN, Technolit Co, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: technolit@tut.by

Доклад посвящен проблеме утилизации дисперсных железосодержащих отходов, образующихся на машиностроительных и металлургических предприятиях. Рассматриваются возможности и перспективы малотоннажного рециклинга металлоотходов в ротационных наклоняющихся печах (РНП). Представлены результаты внедрения разработанных технических решений на предприятиях Беларуси и Российской Федерации.

The report focuses on the problem of disposal of dispersed iron-bearing wastes generated at the machine-building and metallurgical enterprises. Discusses the possibilities and prospects of low-tonnage recycling of metal wastes into the rotary tilting furnaces (RTF). The report presents the results of the implementation of the developed technical solutions on enterprises of Belarus and the Russian Federation.

Ключевые слова. Рециклинг, дисперсные металлоотходы, ротационные наклоняющиеся печи.

Keywords. Recycling, dispersed metal wastes, rotary tilting furnaces.

В условиях возрастающего дефицита на качественные шихтовые материалы и постоянного увеличения их стоимости особую значимость представляет рециклинг дисперсных железосодержащих отходов (стружки, окалины, аспирационной пыли, шламов и т. п.), накопление которых в отвалах уже достигает величин, соизмеримых с добычей руды.

Задача рециклинга металлоотходов – приведение их в состояние, позволяющее заменить первичные шихтовые материалы (чушку) или непосредственное использование при производстве марочных сплавов вместо плотной (кусковой) шихты. Эта проблема особенно актуальна для Республики Беларусь, металлургическое и литейное производство которой практически полностью зависит от импортируемых шихтовых материалов, а рост их цен неизбежно приводит к росту себестоимости конечной продукции.

По ориентировочным оценкам, вновь образующиеся металлоотходы в Беларуси составляют 450–550 тыс. т в год. Из них почти 70% приходится на оксидные железосодержащие отходы: стальную и чугунную стружку (около 220–240 тыс. т), окалину (40–50 тыс. т), шламы металлообработки (до 40 тыс. т) и т. д. Переработка наиболее ценной металлической части этих отходов – стружки и мелкого скрапа, проволочной обрезки и т. п. не достигает 50% от их образования [1]. Что же касается оксидных и многокомпонентных металлоотходов, то их использование не только в Беларуси, но и в других странах постсоветского пространства не превышает 15–20%, все остальное остается в отвалах предприятий, дополнительно создавая серьезную экологическую проблему.

Традиционное оборудование, которым располагают сегодня литейные цеха и металлургические мини-заводы, предназначены для переплавки плотной кусковой шихты, что не позволяет перерабатывать дисперсные материалы. В то же время многие из этих отходов по содержанию железа не уступают и даже превосходят железорудные концентраты (табл. 1).

Специфика металлоотходов как шихтового материала заключается в большом различии по химическому и фракционному составу небольших по объему партий (порядка сотен или тысяч тонн), образующихся на сотнях предприятий. Использование технологий, разработанных в металлургии, для переработки подобных материалов невозможно без создания мощной развитой системы их сбора, накопления

Т а б л и ц а 1. Химический состав железосодержащих отходов машиностроительных предприятий

Наименование отходов (предприятие-источник)	Содержание компонентов, %											
	Fe _{мет}	Fe _{общ}	FeO	Fe ₂ O ₃ расч	C	Mn	Cr	Ni	Cu	S	Si	P
Стружка углеродная (ст. МАЗ)	95,2	97	1,0	1,5	0,42	0,6	0,25	0,2	0,15	0,03	0,3	0,03
Стружка чугунная (МЗОО)	81	87	4,2	3,6	3,4	0,8	0,08	0,08	0,03	0,12	1,8	0,17
Пыль распиловки заготовок (ММЗ, г. Могилев)	76,4	84,1	3,0	9,0	0,93	0,61	0,08	0,06	0,18	0,5	0,3	0,01
Пыль аспирационная механической обработки (МТЗ)*	13,0	59,0	30,6	31,8	0,6	0,65	0,25	0,15	0,12	0,05	0,5	0,03
Шлам металлообработки (МТЗ)*	49,7	63,2	6,3	12,4	0,6	0,64	0,12	0,12	0,15	0,06	0,21	0,02
Пыль аспирационная ДСП СЛЦ (МАЗ)**	0,4	24,9	13,7	20	1,7	2,4	0,8	0,2	0,1	0,35	0,28	0,02
Аспирационная пыль вагранок (МАЗ)**	–	18,5	16,5	8,1	36,3	0,55	0,2	–	–	2,4	16,2	0,04
Прокатная окалина (БМЗ)	2,3	73	61	34,3	0,15	0,43	0,05	0,08	0,15	0,02	0,13	0,010
Окалина кузнечного цеха (МПЗ)	0,4	70,15	54,6	39	0,35	0,7	1,55	0,2	0,45	0,02	0,61	0,02
Пыль аспирационная дробеструйной установки (МТЗ)	36	80,6	38,0	22,0	0,42	0,89	0,14	0,07	0,20	0,02	0,52	0,01
Рудный концентрат	1,5	71,5	61,1	32,2								

* В пыли аспирационной и шламах металлообработки содержится до 15–30% абразива, в котором до 90–92% Al₂O₃, в шламах СИТО содержатся V, W, Mo и др. легируемые элементы до 8–10% суммарно.

** В состав пыли аспирационной плавильных печей входят также SiO₂, Al₂O₃, CaO, MgO, ZnO.

и подготовки к последующей переплавке, включая гомогенизацию (обеспечение однородности по размерам и химсоставу) и брикетирование. Создание же такой системы делает рециклинг дисперсных металлоотходов нерентабельным.

При этом следует отметить, что если металлостружечные брикеты хотя и не достигают качества плотного кускового лома и тем более первичных шихтовых материалов, но используются при плавке литейных сплавов в вагранках, дуговых и индукционных печах, пусть и в ограниченном количестве (до 10–15% от металлозавалки), то все попытки создания брикетов из оксидных дисперсных материалов в виде комплексных композиций (смесей) с восстановителями, связующими и флюсующими добавками, не увенчались успехом, так как в традиционных плавильных печах литейных цехов нет условий для восстановления оксидных шихтовых материалов подобного рода.

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

Перспективу комплексного решения этих проблем открывает применение ротационных наклоняющихся печей (РНП) с петлеобразным движением газов. Появившись в 90-х годах прошлого столетия, эти печи благодаря существенным технологическим преимуществам уже нашли широкое применение в процессах термообработки и плавки цветных сплавов.

Вместе с тем, использование РНП для плавки и в особенности для рециклинга отходов черных сплавов требует проведения масштабных исследований процессов тепломассообмена и движения газов и дисперсных материалов с учетом специфических свойств железосодержащих отходов и значительно более высоких температур при их восстановлении и расплавлении.

Такие комплексные исследования с использованием натуральных экспериментов, имитационного физического и компьютерного моделирования были выполнены совместно в УП «Технолит», БНТУ и ГГТУ им. П. О. Сухого [2].

Для анализа и математического описания движения газов использовали систему уравнений Навье-Стокса для реальных неизотермических потоков, уравнения неразрывности, сохранения энергии и состояния. Передача тепла нагреваемому материалу в печах подобного типа осуществляется в основном конвекцией и, следовательно, описывается уравнением Ньютона, решаемым в критериальном виде. Кроме того, особенно в зоне температур выше 1300К, учитывалась передача тепла излучением от газов к футеровке и слою материалов, а также от нагретой футеровки к материалу. Изменения температуры в газовом потоке описывали с помощью уравнения Фурье-Кирхгофа.

Для моделирования аэродинамических и тепловых процессов, протекающих в печах в условиях высоких градиентов температур и скоростей, были применены прикладные программные пакеты (ППП) ANSYS CFX (ANSYS, Inc.) и Solid Works Flow Simulation (SolidWorks Co.). Компьютерное моделирова-

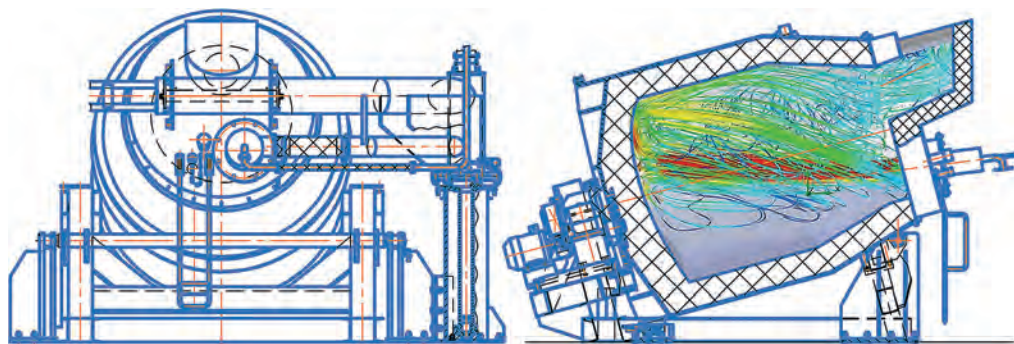


Рис. 1. Общий вид РНП и результаты 3D-моделирования движения газов в печи

ние с помощью этих универсальных программных комплексов позволило получить представление о траектории и распределении скоростей и температур неізотермического газового потока в печи с учетом ее вращения, геометрии и расположения слоя, а также характеристик дисперсных материалов (рис. 1).

Уже первые расчеты показали, что характер движения газов в печах РНП значительно отличается от традиционных представлений, базирующихся в основном на упрощенных моделях. Течение газов в РНП носит сложный циркуляционный вихревой характер и определение «петлеобразное» движение далеко не исчерпывает его особенностей. Газовый поток в рабочем пространстве печи совершает вращение со скоростью, превышающей его поступательную скорость в 5–6 раз (до 30 м/с) и зависящей от входной скорости, температуры и начального направления (вектора) факела продуктов сжигания топлива. Естественно формирование потока зависит и от скорости вращения печи, и от конфигурации динамического слоя материала.

Циркуляция газов происходит в вертикальной и горизонтальной плоскостях, причем при определенных режимах может происходить смена направления вращения. Высокая скорость вращения газового потока повышает эффективность теплообмена ($\alpha_v \sim v_r^{0,65}$) и уменьшает унос высокодисперсных фракций материала (благодаря возникновению циклонного эффекта). В процессе моделирования было отмечено, что аэродинамика потока очень чувствительна к исходным параметрам и режимам работы горелки и конструкции входной зоны печи, включая расположение горелок, их количество и угол атаки (направление оси факела по отношению к поверхности материала).

Управление расходом топлива и углом атаки позволяет без конструктивных изменений непосредственно в процессе плавки изменять интенсивность тепло- и массообменных процессов, тем самым, обеспечивая гибкость технологии рециклинга.

До последнего времени внимание специалистов, работающих с вращающимися печами, в большей степени было направлено исключительно на изучение движения газовых потоков. При этом движение самих материалов в печи практически не исследовалось. Одна из причин этого – объективные трудности проведения натуральных экспериментов и даже наблюдений в высокотемпературном рабочем пространстве вращающихся печей, например, установка датчиков во вращающемся динамическом слое дисперсного материала.

Вместе с тем очевидно, что эффективность тепловой обработки и процессов восстановления определяется не только и даже не столько интенсивностью тепломассообменных процессов между газом-теплоносителем и слоем материала, сколько эффективностью усвоения, т. е. «закачки» (переноса) тепла и восстановителей внутрь слоя.

Тепломассообмен в слое происходит в первую очередь за счет перемешивания, своеобразной конвекции, но уже не газов, продувающих поток, что характерно для верхней, относительно тонкой части слоя, а непосредственно самого материала, т. е. характером движения и смешивания. Неподвижный слой дисперсного материала при его высокой порозности является практически теплоизоляцией с теплопроводностью, близкой к теплопроводности воздуха ($\lambda_{сл} \sim 0,4$ Вт/(м·К)).

С целью исследования особенностей движения дисперсных материалов в условиях РНП была разработана методика и проведено имитационное моделирование. Модель выполняли на основе принципов гидродинамического подобия ($Re_{мод} \approx Re_{РНП}$) с учетом масштабного фактора, в частности, соотношения размеров модели и частиц материала [2, 3].

Было установлено, что скорость «вращения» материала в ротационных печах значительно выше, чем скорость вращения корпуса печи. Это превышение зависит от относительного объема загрузки и вели-

чины сегмента, занимаемого материалом. При коэффициенте загрузки печи $v_{\text{мат}}/v_{\text{печ}} \approx 0,3$, что чаще всего используется, скорость вращения материала примерно втрое превышает скорость вращения печи.

Материал в РНП в отличие от печей с горизонтальной осью вращения перемещается не только в сечении, перпендикулярном оси вращения печи, но и в продольном направлении, совершая характерное винтовое возвратно-поступательное движение, обеспечивающее активное перемешивание и усреднение температуры и состава по всему сечению слоя как в радиальном, так и в осевом направлении.

Для определения количественных характеристик движения дисперсных материалов в РНП было проведено компьютерное моделирование с использованием ППП CD-Adapco Star CCM+ и метода DEM (конечных элементов).

В результате впервые были получены не только принципиальные представления о характере движения дисперсных материалов в ротационных печах с наклонной осью вращения и структуре слоя по всей длине печи, но и значения скоростей отдельных частиц, частей слоя, их траектории, а также характеристики процесса смешивания (конвекции) во взаимосвязи с параметрами работы и конструкции печи [3].

Постоянное обновление (перемешивание) слоя и его интенсивная продувка турбулентным и газовым потоком многократно ускоряют процессы массопереноса и теплообмена: в РНП объемный коэффициент теплопередачи (α_v) достигает 2000–3000 Вт/(м³·К), что почти на три порядка выше, чем в неподвижном слое материала в стационарных печах, где $\alpha_v = 3–5$ Вт/(м³·К).

Можно отметить, что результаты исследования процессов движения и смешивания дисперсных материалов в РНП имеют более широкое применение и могут использоваться для смесителей различного назначения, окрасочных камер, установок плакирования и других агрегатов вращающегося типа.

Полученные результаты позволили приступить к реализации и практической проверке технических решений, направленных на создание как самих РНП, так и технологий рециклинга на их основе.

Одним из первых проектов была ротационная установка «С-03», внедренная на производственном участке ООО «Эрни» и предназначенная для сушки свинцового шлама. Оригинальная конструкция позволила в 2 раза интенсифицировать процесс сушки и в 1,5–2,0 раза снизить потери высокодисперсных частиц, имеющие место при использовании традиционных барабанных установок.

В 2006 г. была разработана и установлена в литейном цехе ООО «Авангард-Юнион» (п. Камешково, Владимирская обл., РФ) первая отечественная ротационная наклоняющаяся печь «РНП-3,0», которая предназначалась для восстановительной плавки черного свинца из оксидно-сульфатного шлама аккумуляторных батарей (рис. 2). Апробация установки показала, что по основным техническим характеристикам она не уступает лучшим зарубежным аналогам. Расчетный экономический эффект, полученный предприятием от снижения удельных затрат на топливо и увеличения выхода годного металла, благодаря внедрению РНП, составил около 350 тыс. долл. США в год. Конструкция печи и принципиальные технические решения были защищены патентом Республики Беларусь.

УП «Технолит» совместно с ГГТУ им П. О. Сухого разработаны ротационные наклоняющиеся печи различного назначения с полезным объемом от 0,3 до 3,75 м³, позволяющие одновременно переплавлять до 15 т шихтовых материалов. Сегодня на различных предприятиях Беларуси и России работает уже 15 таких установок (рис. 3).

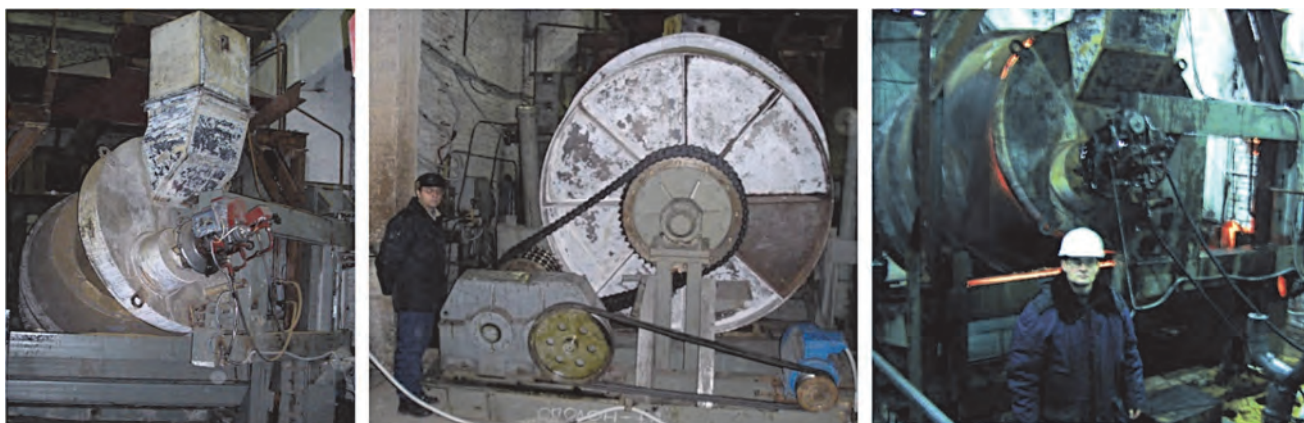


Рис. 2. РНП для переработки аккумуляторного лома, внедренная в литейном цехе ООО «Авангард-Юнион» (Владимирская обл., РФ)



Рис. 3. Ротационные печи, разработанные УП «Технолит»: а, б – РНП-2,0, переработка стружки ГЛЗ «Центролит» (г. Гомель); в – С-03, сушка свинцового шлама ООО «Эрни» (г. Волковыск); г – РНП-3,0, рециклинг свинца ООО «Авангард-Юнион» (Владимирская обл., РФ); д – РНП-3,0 рециклинг свинца ООО «БелИнвестТорг» (г. Волковыск); е – РНП-0,5, рециклинг окалины БМЗ (г. Жлобин); ж – РНП-0,8, переработка железного огарка ООО «Карбона-Проминтех» (г. Пермь, РФ); з – РНП-9,0, рециклинг свинца ЗАО «КПВР СПЛАВ» (г. Рязань, РФ); и – РНП-1,5, рециклинг алюминиевых отходов «БелТОР 7» (г. Мозырь)

Печи оснащаются блочными или двухпроводными газовыми и жидкотопливными горелками, имеют электромеханический привод вращения и гидравлический привод подъема (наклона) корпуса и поворота крышки. Скорость вращения корпуса ротационных печей от 0,1–0,5 до 5–6 об/мин. Привод вращения печи выполняется с возможностью регулирования скорости в процессе обработки материала – оснащается инвертором.

Во время вращения печи возникают несбалансированные нагрузки, вызываемые движением материала в печи, возможным спеканием и обрушением шихты, и образованием настывов на поверхности футеровки. Изгиб и вибрация корпуса печи должны быть сведены к минимуму, особенно при передаче усилий привода вращения на днище печи. Так как толщина стенки корпуса меньше 1/20 радиуса кривизны его сечения, при расчете корпуса на прочность применима гипотеза двухосного напряженного состояния. Приведенные нормальные напряжения следует определять исходя из энергетической теории прочности, результаты которой для стальных листовых конструкций наиболее тесно согласуются с практическими данными. Коэффициент запаса прочности при расчете корпуса не должен выбираться меньше четырех. Для разработанных РНП расчетная величина прогиба составляет не более 0,0001 от длины пролета между задней опорой и опорными роликами [4].

Крышка печи выполняется на поворотной стойке, связанной с неподвижной несущей рамой, и поворачивается на 120–180°. В верхней половине крышки располагаются дымоход и зонты системы аспира-

ции, которые должны обеспечивать полное улавливание вредных веществ, выделяющихся при плавке, загрузке и сливе расплава. Для печей большой емкости предусматривается наличие в поворотной крышке рабочего окна, что позволяет производить дополнительную завалку шихты или взятие проб, не останавливая плавку.

РНП, предназначенные для переработки оксидных металлоотходов, оснащаются газогорелочными устройствами с регулируемым соотношением «газ-воздух» от $\alpha = 1,05-1,1$ при разогреве печи и шихтовых материалов до $\alpha = 0,6-0,7$ при проведении восстановительных процессов. Для переработки железосодержащих отходов печь оборудуется системой обогащения дутья кислородом (до 27–30% O_2 в дутье).

Тепловой КПД разработанных УП «Технолит» ротационных наклоняющихся установок в 2–3 раза превышает КПД традиционных короткобарабанных печей.

Удельное количество энергии (плотность теплового потока), подводимое к шихте во время нагрева и расплавления, а, следовательно, и интенсивность обработки дисперсного материала в РНП существенно выше, чем в индукционных и дуговых печах: в 8–10 раз и более в зависимости от исходного сырья. При этом тепловой КПД на стадии нагрева дисперсных материалов по данным, полученным на Гомельском заводе «Центролит» при высокотемпературном нагреве стружки в РНП-2,0, достигает 51%, что в 3–5 раз выше, чем в индукционных, дуговых или стационарных топливных печах.

Достоинствами РНП являются относительно низкие инвестиционные затраты, компактность, удобство обслуживания и высокая степень управляемости металлургических процессов.

В зависимости от поставленной задачи и имеющихся на предприятии технических возможностей РНП позволяют реализовать различные технологические схемы рециклинга металлоотходов. Простейшая из них: высокотемпературный безокислительный нагрев стружки и мелкого скрапа в РНП с последующим использованием горячей шихты при плавке металла в индукционных печах. Установка 2-тонной ротационной печи РНП-2,0 и внедрение этой технологии на Гомельском литейном заводе «Центролит» позволили увеличить количество стружки в шихте с 10–15 до 20–25%, при этом повысить качество чугуна, полностью освободиться от влаги, масел и органических примесей, содержащихся в стружке и исключить залповые выбросы дыма при загрузке стружки в индукционные печи. По заводским данным: при расходе природного газа на уровне 8–14 m^3/t (меньшие цифры соответствуют замазанной стружке) продолжительность нагрева стружки до 700–800 °С составила 15–20 мин, при этом удельные затраты электроэнергии на расплавление стружки снизились на 200–250 кВт·ч и на 30–35% время расплавления стружки в индукционных тигельных печах.

При обеспечении плавильного участка кислородом появляется возможность проведения в РНП восстановления и плавки дисперсных железосодержащих отходов.

Технологический процесс переделки металлических отходов (стружки, металлической пыли, мелкого скрапа и т. п.) включает в себя нагрев, расплавление, при необходимости – науглероживание, выдержку, скачивание шлака и выдачу расплава в разливочный ковш или изложницы. Окисление металла при нагреве в РНП предотвращается благодаря высокой скорости нагрева (60–80 К/мин) и поддержанию восстановительной атмосферы в печи за счет добавления в завалку 6–8% твердого восстановителя (например, коксика) и сжигания топлива с коэффициентом избытка воздуха $\alpha = 0,85-0,9$.

Примерные удельные (отнесенные к 1 тонне получаемого расплава) затраты материалов и энергоносителей на процесс плавки стружки следующие: восстановитель – 60–80 кг, флюс – 55–65 кг, природный газ – 80–90 m^3 , кислород – 10–12 m^3 , электроэнергия – 5–6 кВт·ч. Продолжительность плавки – 40–45 мин.

Техпроцесс рециклинга оксидных и многокомпонентных отходов условно может быть разделен на две стадии:

- первая включает в себя загрузку, нагрев шихты, твердофазное восстановление при температуре 1000–1200 °С;
- во вторую стадию входит перегрев, расплавление, жидкофазное восстановление, выдержка, скачивание шлака, доводка (если требуется), слив расплава. Выход металла из окалины при оптимальных режимах достигает 85–90% от теоретически возможного (по данным опытно-экспериментальных плавков, проведенных на Белорусском металлургическом заводе).

Усредненные данные по удельному расходу основных компонентов шихты и затратам энергоносителей на процесс рециклинга окалины в РНП следующие: восстановитель (отсев кокса или угля) – 600–700 кг, флюс – 100–150 кг, природный газ – 200–220 m^3 , кислород – 35–45 m^3 , электроэнергия – 15 кВт·ч.

Продолжительность двухстадийного твердо-жидкофазного процесса рециклинга окалины в РНП от момента завалки шихты до слива металла и шлака составляет 3,0–3,5 ч. Полученный в результате реци-

клинга металл соответствует требованиям, предъявляемым к высококачественным шихтовым материалами и с успехом может использоваться в любых плавильных печах при получении марочных чугунов и сталей. Некоторые результаты экспериментальных плавок различных железосодержащих отходов, проведенных на Белорусском металлургическом заводе в опытно-промышленном образце РНП-0,5, приведены в табл. 2.

Таблица 2. Химический состав металла, полученного в РНП из чугунной и смешанной стружки (с. 1 и с. 2), окалины (3, 4, 7, 8) и аспирационной пыли (п. 5 и п. 6) при использовании различных режимов плавки

Номер образца	Содержание компонентов, %											
	Fe _{общ}	Fe _{мет}	FeO	Fe ₂ O ₃	C	S	Mn	Si	P	Cr	Ni	Cu
с. 1	96,1	96,1	–	–	3,2	0,12	0,41	0,71	0,040	0,080	0,14	0,24
с. 2	96,2	95,8	0,4	–	1,8	0,10	0,25	0,14	0,034	0,140	0,08	0,18
3	96,0	95,2	1,1	–	2,3	0,07	0,02	0,05	0,011	0,004	0,10	0,23
4	97,8	97,8	0,2	–	1,3	0,14	0,01	0,17	0,012	0,010	0,11	0,22
7	95,3	93,8	2,6	0,3	2,1	0,10	0,02	0,50	0,015	0,006	0,10	0,24
8	93,8	91,5	1,5	0,1	3,8	0,05	0,02	0,45	0,022	0,015	0,12	0,34
п. 5	92,5	87,4	4,9	1,2	0,9	0,15	0,24	1,20	0,030	0,025	0,10	0,26
п. 6	93,9	89,4	3,5	1,9	0,6	0,04	0,36	1,50	0,040	0,020	0,09	0,20

При наличии на производстве электрических плавильных печей наиболее рациональным является реализация дуплекс-процесса: «РНП – индукционная печь» или «РНП – дуговая печь». В этом случае на первом этапе в РНП осуществляется переплавка или восстановительная плавка исходного дисперсного сырья по одному из двух представленных выше технологических процессов, а на втором этапе – полученный в РНП расплав передается в индукционную или дуговую печь, где осуществляется его доводка по химсоставу, выдержка и разливка в литейные формы для получения фасонных отливок. При этом исключается необходимость повторного расплавления металла, а энергозатраты на получение марочного сплава в электропечах могут быть сокращены до 100–300 кВт·ч на 1 т (в зависимости от доли жидкого металла из РНП в общей металлозавалке).

Успешная апробация такого варианта была проведена в БНТУ, где при плавке СЧ20 и СЧ25 в индукционной печи металлом, полученным в РНП, был полностью заменен весь покупной лом и первичные шихтовые материалы. Полученный в результате металл и изготовленные из него фасонные отливки соответствовали требованиям ГОСТ и не уступали ни по структуре, ни по физико-механическим свойствам отливкам из контрольных партий.

Широкое внедрение разработанных решений в производство позволит вернуть в металлургию сотни тысяч дисперсных металлосодержащих отходов, большая часть которых остается в отвалах предприятий или вывозится на промышленные полигоны. В масштабах Беларуси переработка только вновь образующихся отходов такого рода позволит ежегодно возвращать в производство до 150–200 тыс. т чугуна и стали. Учитывая расчетную стоимость получаемого металла (115–130 долларов США за 1 т), рентабельность производственных участков по переработке собственных дисперсных металлоотходов, организованных на металлургических и машиностроительных предприятиях, составит не менее 50%, а возврат инвестиций – не более 9–12 мес. Производственная мощность таких участков может составлять от 1–2 до 50–100 тыс. т ежегодно перерабатываемых металлоотходов.

Литература

1. Дьяконов О. М. Комплексная переработка стружки и металлосодержащих шламов. Минск: Технология, 2012. 262 с.
2. Ровин С. Л. Рециклинг металлоотходов в ротационных печах. Минск: БНТУ, 2015. 382 с.
3. Ровин С. Л., Ровин Л. Е., Жаранов В. А., Мазуров В. С. Движение и смешивание дисперсных материалов в ротационных печах // Литье и металлургия, 2017. № 2. С. 117–127.
4. Ровин С. Л. Конструкция ротационных наклоняющихся печей: моделирование и расчет / С. Л. Ровин // Механическое оборудование металлургических заводов. 2016. № 1. С. 30–47.



УДК 621.74

Поступила 05.09.2017

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И НОВЫЕ РЕШЕНИЯ ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

NEW MATERIALS AND NEW DECISIONS FOR FOUNDRY PRODUCTION

Д. ТАБОРСКИ, ASK Chemicals Czech s.r.o., Республика Чехия. E-mail: dan.taborsky@ask-chemicals.com

DAN TÁBORSKÝ, ASK Chemicals Czech s.r.o., Czech Republic. E-mail: dan.taborsky@ask-chemicals.com

Благодаря новой технологии Ecocure™ Blue компания ASK Chemicals впервые предлагает своим клиентам возможность работать с частью 1 смолы для Cold-box-процесса, не требующей декларации, в то же время обеспечивая такой же комфорт использования с точки зрения производительности, эффективного изготовления стержней и, как результат, качественных отливок. Она относится к последним продуктам, которые в настоящее время доступны на рынке.

С появлением технологии Ecocure™ BLUE компания ASK Chemicals предлагает Заказчикам часть 1 смолы для Cold-box-процесса, не содержащую опасных веществ, указанных в главе 3 паспорта безопасности на материал в соответствии с новым Европейским законодательством CLP (классификация, маркировка и упаковка). Этот продукт не содержит в своем составе каких-либо компонентов, на которые ссылается OEL (предел допустимых вредных воздействий на рабочем месте) из-за того, что их содержание ниже предела декларации для опасных грузов (каждое химическое вещество имеет предел содержания опасных веществ, который считается незначительным и поэтому не требует декларации). Часть 2 смолы для Cold-box-процесса по-прежнему основана на изоционате, который должен декларироваться. Это единственная часть 1 смолы для Cold-box-процесса в настоящее время на рынке, которая не считается опасным продуктом.

Thanks to new Ecocure™ Blue technology, the ASK Chemicals company for the first time offers the clients an opportunity to work with a part of 1 pitch for Cold-box of process of not demanding declaration, at the same time providing the same comfort of use – from the point of view of efficiency, efficient manufacture of rod stock and as result of high-quality mold pieces. It falls into the last products which are available in the market now.

With the advent of Ecocure™ BLUE technology, the ASK Chemicals company offers the Customers a part of 1 pitch for process Cold-box free of the dangerous substances specified in chapter 3 of the material safety data sheet material according to the new European legislation of CLP (Classification, marking and packing) now. This product does not contain any components in the structure to which OEL (a limit of admissible harmful effects in a workplace) refers because their contents is lower than a declaration limit for dangerous freights (each chemical has composition limits of dangerous substances which are considered slight and therefore does not demand the declaration).

В технологии Cold-box используются три конкретных источника выбросов:

- испарение наиболее опасных и летучих компонентов в процессе изготовления стержней (смешивание, при выстреле пескострельной головки, хранение и т. д.);
- испарение оставшихся мономеров фенола и формальдегида в течение первых фракций второй фазы заливки;
- выброс БТК⁽¹⁾ (и других химических веществ) во время фазы заливки из-за пиролиза углеродной основы PU-полимеров, образованных частью 1 и частью 2 смолы.

С развитием наших HE (High Efficiency)⁽²⁾ и SL (Solvent-Less)⁽³⁾ систем в последние годы мы особенно занимались третьим источником, незначительно влияя на первые два. Использование меньшего количества связующих означает меньшее количество выбросов во время пиролиза, что также помогает уменьшить объем испаряемых химических веществ.

Решения для первых двух источников интенсивно разрабатывались в течение нескольких десятилетий, и в настоящее время более или менее все поставщики связующих материалов для Cold-box-процесса

⁽¹⁾ Выбросы системы Бензол-Толуол-Ксилол (БТК).

⁽²⁾ Система High Efficiency- высокая эффективность или высокоэффективная система.

⁽³⁾ Система Solvent-Less – безсолвентная система или с низким содержанием сольвента в составе.

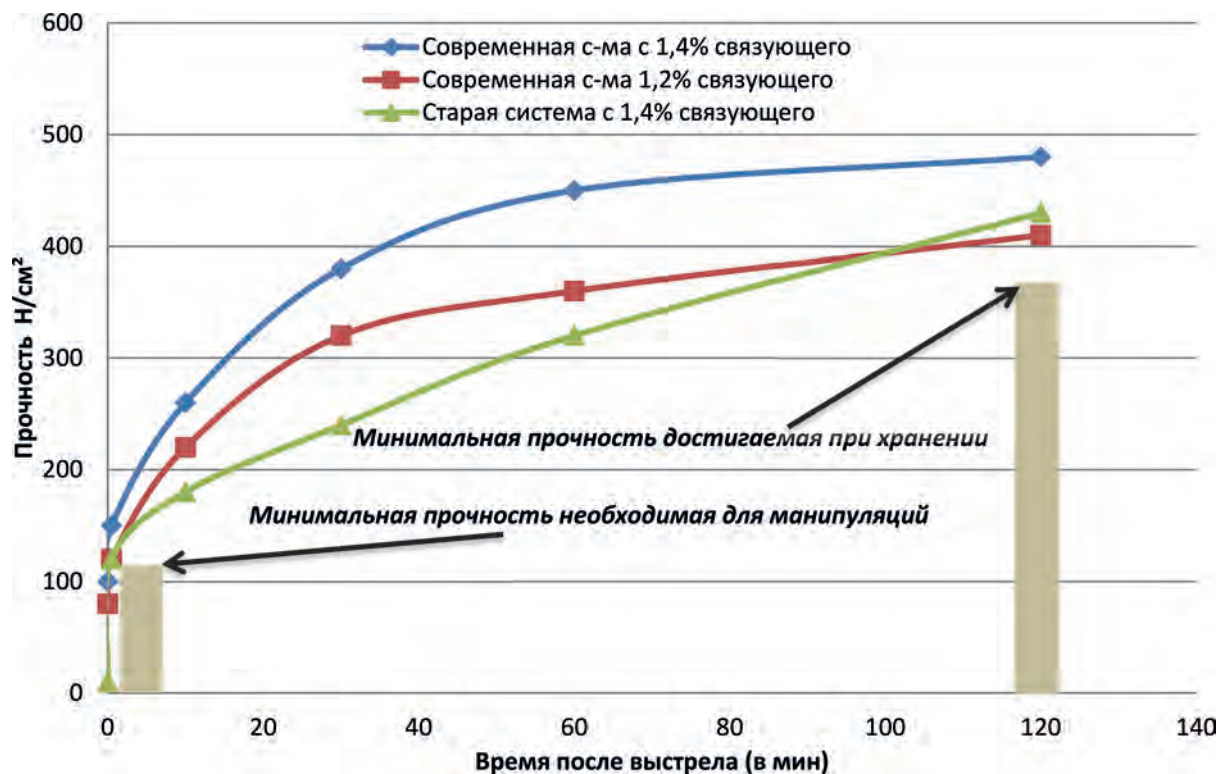


Рис. 1.

имеют в своем портфеле системы, которые не содержат летучих органических соединений, и, наоборот, решения для снижения агрессивности используемых материалов и особенно содержания мономеров (особенно свободных фенолов) в действительности никогда не исследовались. Это, конечно, гораздо труднее достичь, так как для этого требуются углубленные исследования и оптимизация новых процессов приготовления смолы, а также возможные модификации определенного оборудования на существующих производственных объектах.

Первым продуктом этой новой платформы является третье поколение High Efficiency Cold-Box-системы: Ecosure™ BLUE 30 HE1 / Ecosure™ BLUE 60 HE 1. Он сочетает в себе уникальную формулу платформы Ecosure™ BLUE, дающую возможность производить часть 1 смолы и указывать в паспортах безопасности, что она не является опасным грузом наряду с известными высокими техническими характеристиками технологии High Efficiency.

Идея развития технологии High Efficiency заключалась в том, чтобы предложить очень реактивную систему и, следовательно, увеличить манипуляционную прочность, которая часто является ограниченной. Связующие Cold-Box-процесса новейших технологий (High Efficiency, Solvent-Less) имеют более высокую прочность (часто ограничивающий фактор), которая позволяет резко сократить количество связующих, в то же время сохраняя адекватные показатели конечной прочности (рис. 1).

Система Ecosure™ BLUE 30 HE1 / Ecosure™ BLUE 60 HE 1 соответствует всем техническим характеристикам системы Ecosure™ 30 HE 1 LF / Ecosure™ 60 HE 1 LF (High Efficiency система второго поколения), которая, как известно, является лучшей неароматической системой, доступной на рынке и широко используется во многих литейных цехах Германии, Франции, странах Бенилюкс, Швейцарии, Польши, Венгрии, Скандинавии, Чехии и Беларуси.

Нами в основном рассматривались выбросы мельчайших молекул и, следовательно, фенола (в значительной степени образующегося путем испарения свободных мономеров в первый момент заливки) и БТК, образующихся при пиролизе углеродной основы полимера. Количество БТК может отличаться от стержня к стержню в зависимости от параметров заливки, но, тем не менее, мы убедились в другом: наилучшим способом их минимизации является уменьшение количества связующего. Кроме того, технология Ecosure™ BLUE способствует уникальному резкому снижению выбросов фенола, прямо пропорциональному к свободному содержанию фенола.

По нашим оценкам, Ecosure™ BLUE может привести к 80% -ному сокращению выбросов фенола во время заливки (рис. 2).

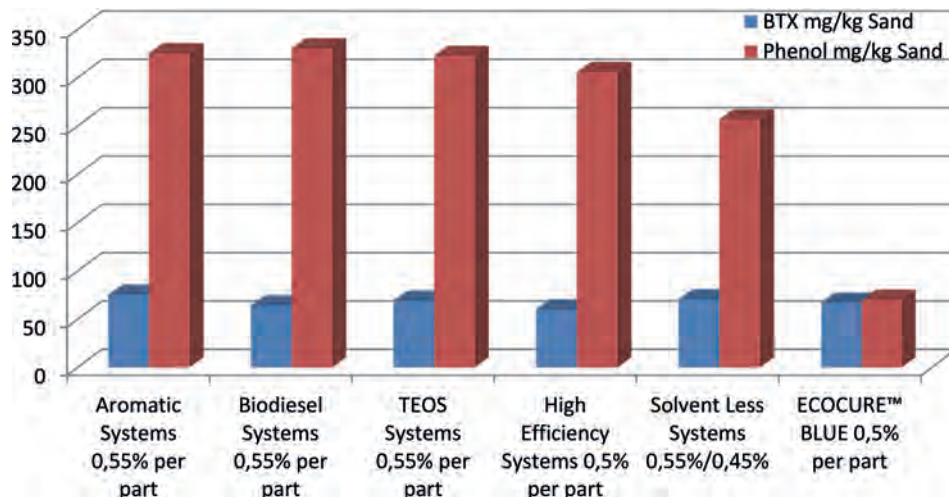


Рис. 2.



Рис. 3.

Во время первых исследований нами было испытано, как содержание фенола в отработанном песке может быть уменьшено на 20–50% (в зависимости от процесса и количества используемой свежей стержневой смеси) за счет использования новой системы Ecosure™ BLUE.

Благодаря новой технологии Ecosure™ Blue компания ASK Chemicals впервые предлагает своим клиентам возможность работать с частью 1 смолы для Cold-box-процесса, не требующей декларации, в то же время, обеспечивая такой же комфорт использования с точки зрения производительности, эффективного изготовления стержней и, как результат, качественных отливок. Она относится к последним продуктам, которые в настоящее время доступны на рынке.

Ecosure™ Blue HE разработан для изготовления чугунных отливок, особенно при изготовлении стержней отливок гидравлики, картеров, тормозных дисков и моторных блоков для автомобильной промышленности.

Технология Ecosure™ BLUE может использоваться со всеми типами песков (кремниевые пески, специальный и регенерированный пески) и совместима с широким спектром добавок (органические, неорганические и гибриды). Все типы аминов, доступные на рынке, могут быть использованы.

Часть 2 смолы для Cold-box-процесса может быть сделана на заказ для удовлетворения точных требований наших клиентов.

Оболочки для прибылей с максимальным выходом годного и минимальным объемом

Обычные оболочки, используемые при производстве стальных отливок, содержат помимо волокон, рисовую шелуху, которая может привести к дефектам литья. Кроме того, эти оболочки не используют свой полный объем для противодействия дефектам усадки, так что эффективный выход годного составляет всего 30%. Оставшиеся 70% объема используется для поддержания тепла в 30% расплавленного металла, необходимого для питания. Именно в таких моментах наша компания предлагает использовать

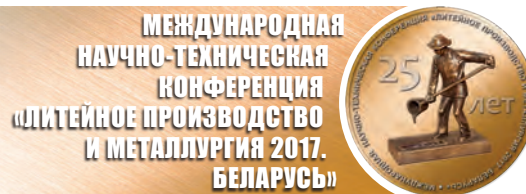


Рис. 4.

мини-оболочки EXACTCAST™ KMV для стального литья, не имеющих в своем составе волокон. Объем прибыли может быть уменьшен без ущерба для эффективности питания. Экзотермический компаунд заменяет не питающий материал и поддерживает металл в расплавленном состоянии.

Мини-оболочки серии KMV, таким образом, представляют собой эффективную и надежную альтернативу традиционным оболочкам. Благодаря этой экономии литейный цех может производить больше литых деталей с одной плавки печи или даже обслуживать совершенно новые рынки, не инвестируя в расширение мощности плавильного участка. Нижний остаток оболочки на литой части означает, что затраты на переработку литой детали также снижаются (рис. 3).

Другим вариантом для небольших отливок и высокопроизводительных линий литья являются экзотермические оболочки EXACTCAST OPTIMA KL (рис. 4).



УДК 621.74:669.13

Поступила 02.08.2017

ХРОМИСТЫЙ ЧУГУН, ЛЕГИРОВАННЫЙ НИОБИЕМ **CHROMIUM CAST IRON ALLOYED WITH NIOBIUM**

*Е. И. МАРУКОВИЧ, В. М. ИЛЮШЕНКО, П. Ю. ДУВАЛОВ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: info@itm.by,
А. Г. АНИСОВИЧ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10, E-mail: anna-anisovich@yandex.ru,
К. Э. БАРАНОВСКИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65, тел. +375 29 627 69 38.*

*E. I. MARUKOVICH, V. M. ILYUSHENKO, P. YU. DUVALAU, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Byalynitskogo-Biruli str. E-mail: info@itm.by,
A. G. ANISOVICH, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru,
K. E. BARANOUSKI, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave., tel. +375 29 627 69 38.*

Исследовано влияние легирования ниобием на фазовый состав, структуру и механические свойства чугуна ИЧХ18ВМ эвтектического и заэвтектического составов. Установлено, что введение ниобия повышает износостойкость на 30%, прочность на изгиб – на 20%. Изменение механических свойств может быть связано с диспергированием карбидной составляющей, а также с повышением количества аустенита в структуре.

Influence of alloying with niobium on the phase composition, structure and mechanical properties of eutectic and hypereutectic chromium cast iron are studied. It is established that niobium doping increase the wear resistance by 30% and the bending resistance by 20%. The change of mechanical properties can be attributed to the dispersion of carbide phase as well as to the increase of austenite amount in structure.

Ключевые слова. Износостойкость, хромистый чугун, легирование ниобием, прочность на изгиб, фазовый состав, аустенит.

Keywords. Wear resistance, chromium cast iron, alloying with niobium, bending resistance, phase composition, austenite.

Введение

Задача повышения эксплуатационных свойств износостойких легированных хромистых чугунов, применяемых для литья деталей, работающих в условиях сухого абразивного изнашивания, может быть решена созданием условий для измельчения карбидной фазы при наличии в составе чугуна карбидообразующих элементов, таких, как Hf, Ta, Nb, Mo и других с низкой растворимостью в фазе внедрения (Cr, Fe)₇C₃. Среди них можно выделить как наиболее перспективный ниобий [1].

Методика исследования и проведения экспериментов

Исследование проводили на чугуне ИЧХ18ВМ [2] эвтектического и заэвтектического составов при дополнительном легировании ниобием. Экспериментальные составы чугуна выплавляли в индукционной печи ИСТ-250. Образцы (рис. 1) заливали в специальные шестиместные комбинированные формы. Верхнюю часть формы изготавливали из холоднотвердеющей смеси, нижней частью формы служила металлическая плита, на которую укладывали теплостойкую ткань в качестве защитно-разделительного покрытия.

Приготовление расплава и заливку форм осуществляли следующим образом. В печи готовили расплав чугуна ИЧХ18ВМ эвтектического состава в количестве 220 кг. При достижении температуры рас-



Рис. 1. Литые образцы (а), образец, подготовленный к испытаниям на износ (б)

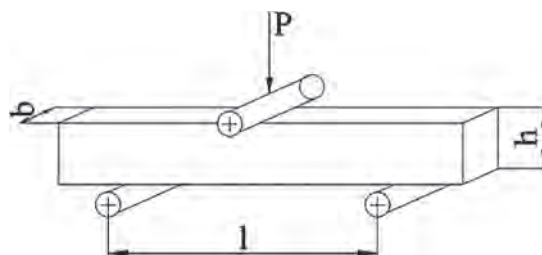


Рис. 2. Схема нагружения образца

плава 1550 °С и выдержке в течение 10 мин часть его сливали в разливочный ковш и заливали формы с образцами. Температуру заливаемого металла измеряли пирометром, она составляла 1485 °С. Остаток расплава сливали в печь и туда же добавляли феррониобий. При тех же температурных параметрах, что и в первом случае, заливали следующую партию образцов. Затем последовательно, еще дважды, процесс заливки образцов повторяли с добавлением феррониобия. Таким образом, из одной плавки были получены 24 образца из чугуна ИЧХ18ВМ эвтектического состава с разным содержанием ниобия. По этой же схеме, только из чугуна ИЧХ18ВМ заэвтектического состава были отлиты 24 образца с разным содержанием ниобия.

Содержание элементов в образцах определяли при помощи спектрографа ДФС-8. Металлографический анализ выполняли на металлографическом комплексе на основе микроскопа МИКРО-200. Изготовление образцов производили по стандартной методике. Травление шлифов проводили 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Рентгеноструктурный анализ осуществляли на аппарате ДРОН-3 в излучении $\text{Cu}_{K\alpha}$. Фазовый состав сплавов определяли по общепринятой методике [3]. Количество аустенита рассчитывали в соответствии с методикой, описанной в [4] по формуле:

$$V_{\gamma} = \frac{1,4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1,4I_{\gamma}}, \quad (1)$$

где I_{γ} – средняя интегральная интенсивность интерференционных линий $(220)_{\gamma}$ и $(311)_{\gamma}$; I_{α} – интегральная интенсивность интерференционной линии $(211)_{\alpha}$. Коэффициент 1,4 определяли из теоретического расчета рентгенограммы.

Для испытаний на прочность при изгибе из каждой партии было отобрано по четыре образца. Испытания проводили на испытательной машине ИР-5143-200-11, скорость нагружения составляла 0,5 мм/мин. На рис. 2 показана схема нагружения образца.

Предел прочности при изгибе рассчитывали по формуле:

$$\sigma_{\text{изг}} = \frac{3P_{\text{max}}l}{2bh^2},$$

где $\sigma_{\text{изг}}$ – предел прочности при изгибе, кгс/см²; P_{max} – разрушающее давление, МПа; l – расстояние между опорами, см; b , h – соответственно ширина и высота образца.

Сравнительные испытания на износ проводили на лабораторном стенде по методике, приведенной в [5]. В качестве взаимодействующего с образцом абразивного элемента использовали шлифовальный

круг марки 63С40К7V352 диаметром 250 мм и толщиной 32 мм. Шлифовальный материал круга – карбид кремния с зернистостью 400 мкм и микротвердостью 2400–3500 НV. Исследовали нижнюю часть образцов, закристаллизовавшуюся в контакте с металлической плитой.

Результаты и их обсуждение

Результаты определения химического состава образцов приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Химический состав образцов

Номер образца	Классификация*	Содержание элементов, мас.%									
		C	Cr	Ni	Mn	Si	W	Ti	V	Mo	Nb
19.1	Эвтектический	3,55	19,6	0,31	0,52	0,79	0,29	0,08	0,28	0,5	0
19.2											0,5
19.3											0,82
19.4											1,41
20.1	Заэвтектический	4,11	19,5	0,31	0,39	0,63	0,30	0,10	0,27	0,39	0
20.2											0,43
20.3											1,45
20.4											2,0

* Для чугунов данного состава эвтектический сплав соответствует ~3,55–3,65 мас.% углерода.

Для определения фазового состава сплавов был проведен рентгеноструктурный анализ образцов № 19.1 и 20.1 без ниобия; № 19.2 и 20.2 – с содержанием ниобия 0,5 и 0,43% соответственно; № 19.4 и 20.4 – с содержанием ниобия 1,41 и 2,0% соответственно (табл. 2).

Т а б л и ц а 2. Фазовый состав чугуна

Номер образца	Содержание ниобия, мас.%	Карбидные фазы	Карбид ниобия	Твердые растворы
19.1	0	(CrFe) ₇ C ₃	–	γ-Fe, α-Fe
19.2	0,29	(CrFe) ₇ C ₃	–	γ-Fe, α-Fe
19.4	1,41	(CrFe) ₇ C ₃ , (FeCr) ₃ C	NbC	γ-Fe, α-Fe
20.1	0	(CrFe) ₇ C ₃	–	γ-Fe, α-Fe
20.2	0,43	(FeCr) ₃ C, (CrFe) ₇ C ₃	–	γ-Fe, α-Fe
20.4	2,00	(CrFe) ₇ C ₃	NbC	γ-Fe, α-Fe

Независимо от химического состава во всех образцах присутствуют аустенит, феррит, карбиды состава (CrFe)₇C₃; количество феррита незначительно. В образцах № 19.4 и 20.2 дополнительно присутствует карбид состава (FeCr)₃C. В образцах с максимальным содержанием ниобия (образцы № 19.4 и 20.4) содержится карбид ниобия.

Изменение количества аустенита в зависимости от содержания ниобия и суммарного количества легирующих элементов приведено на рис. 3. Зависимости в обоих случаях аналогичны.

Изменение твердости при изменении содержания ниобия незначительно; при этом твердость заэвтектического сплава практически постоянна и несколько ниже по сравнению с эвтектическим сплавом (рис. 4).

На рис. 5 представлены зависимости предела прочности при изгибе от содержания Nb в чугуне ИЧХ18ВМ эвтектического и заэвтектического составов.

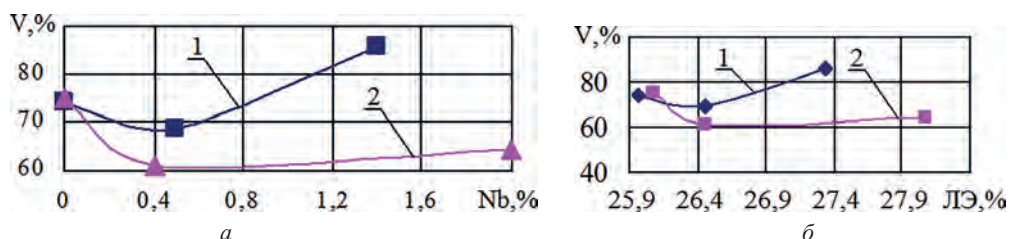


Рис. 3. Изменение содержания остаточного аустенита (V) в образцах чугуна в зависимости от изменения содержания ниобия (а) и общего количества легирующих элементов (ЛЭ) (б): 1 – эвтектический сплав; 2 – заэвтектический сплав

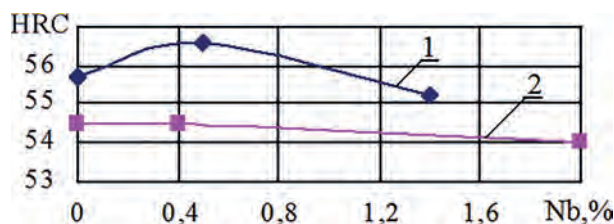


Рис. 4. Изменение твердости образцов в зависимости от содержания ниобия: 1, 2 – соответственно твердость HRC эвтектического и заэвтектического сплавов

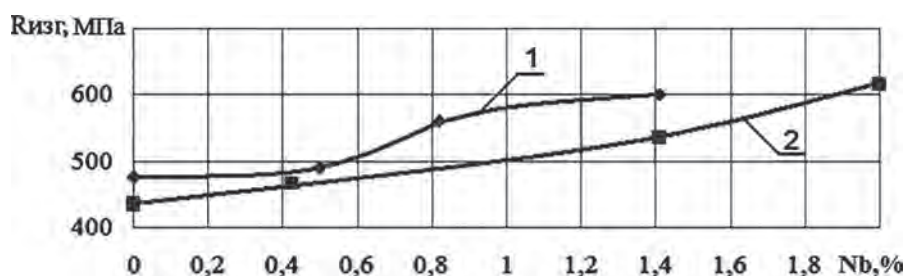


Рис. 5. Зависимость предела прочности при изгибе от содержания Nb в чугунах ИЧХ18ВМ эвтектического (1) и заэвтектического (2) составов

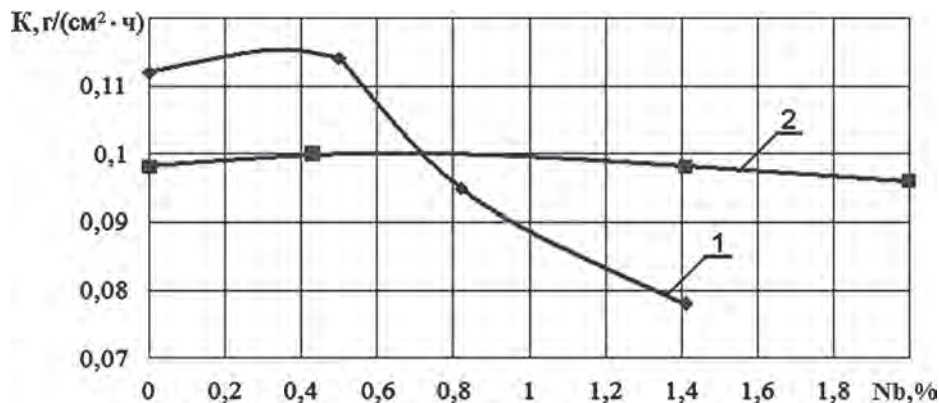


Рис. 6. Зависимость удельного износа (K) от содержания ниобия в чугунах ИЧХ18ВМ эвтектического (1) и заэвтектического (2) составов

Легирование ниобием положительно влияет на прочностные свойства чугуна как эвтектического, так и заэвтектического составов. Повышение прочности заметно уже при содержании Nb в количестве 0,5%. Предел прочности при введении в состав эвтектического и заэвтектического сплавов 1,4% ниобия повысился на 20% по сравнению с исходными сплавами без ниобия. Увеличение содержания ниобия до 2% в заэвтектическом сплаве повысило предел прочности при изгибе на 29%.

Удельный износ чугуна ИЧХ18ВМ эвтектического состава, легированного ниобием, остается практически одинаковым при содержании ниобия до 0,5%. С дальнейшим увеличением содержания ниобия износ уменьшается и при достижении 1,41% снижается на 30% по сравнению с исходным чугуном без ниобия (рис. 6, кривая 1). Изменение содержания ниобия в пределах 0–2% в заэвтектическом чугунах ИЧХ18ВМ практически не оказывает влияния на удельный износ, который в среднем составляет около 0,1 г/(см²·ч) (рис. 6). Возможно, это связано с постоянной твердостью заэвтектического сплава (см. рис. 4) вследствие большего количества карбидной фазы. При этом легирование ниобием может быть не заметно на фоне преобладающего влияния углерода. Кривая изменения удельного износа коррелирует с кривой изменения количества остаточного аустенита. Повышение количества остаточного аустенита повышает ресурс пластичности сплава. При этом накопление повреждений в зоне трения происходит медленнее и процесс съема материала замедляется.

Было рассмотрено влияние легирования ниобием чугунов ИЧХ18ВМ эвтектического и заэвтектического составов на их структуру. Изучали микроструктуры нижней части образца, затвердевшей на металлической плите, и верхней части, затвердевшей в контакте с песчаной формой для чугунов ИЧХ18ВМ эвтектического и заэвтектического составов с максимальным содержанием ниобия (образцы № 19.4, 20.4), а также образцы исходного чугуна без ниобия (№ 19.1, 20.1). В структуре всех образцов присут-

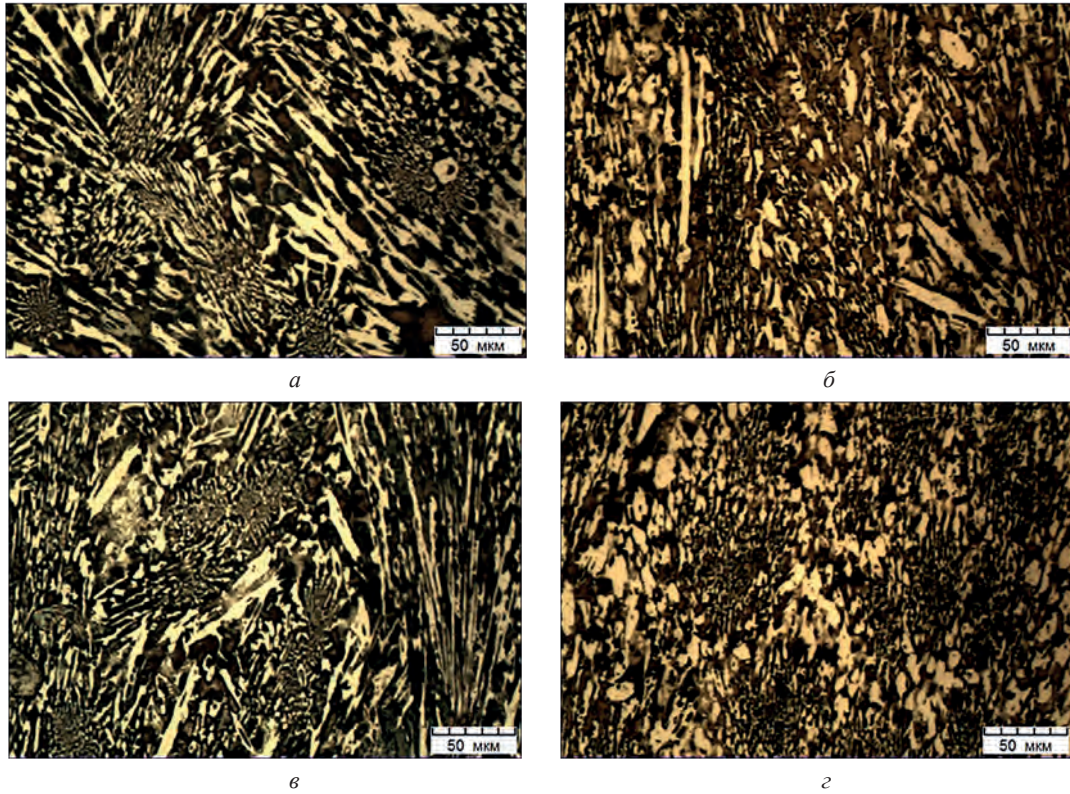


Рис. 7. Структуры образцов № 19.1 (а, б) и № 19.4 (б, з); а, б – кромка верхняя; в, з – кромка нижняя; поперечное направление

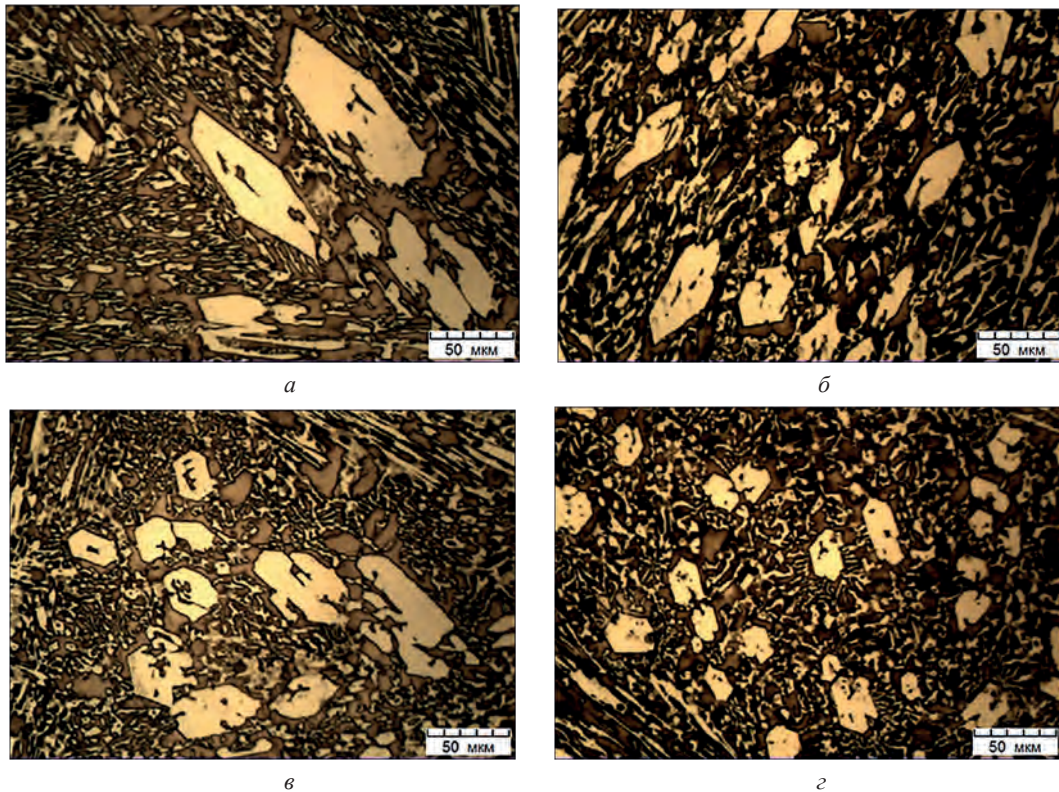


Рис. 8. Структуры образцов № 20.1 (а, б) и № 20.4 (б, з); а, б – кромка верхняя; в, з – кромка нижняя; поперечное направление

ствуют аустенит и карбиды. Ферритная фаза не идентифицируется, вероятно, вследствие ее незначительного количества. Микроструктуры поперечных сечений образцов 19-й серии из чугуна ИЧХ18ВМ эвтектического состава приведены на рис. 7. Легирование ниобием приводит к измельчению размера эвтектических карбидов в 1,8–2,0 раза. Микроструктура нижней части образца, затвердевшего в контакте с металлической плитой, имеет более мелкую структуру, чем верхняя часть образца.

Микроструктуры поперечных сечений образцов 20-й серии из чугуна ИЧХ18ВМ заэвтектического состава приведены на рис. 8. В образце с содержанием 2% ниобия видно уменьшение размеров первичных карбидов (в 3–4 раза) по сравнению с исходным образцом без ниобия.

Выводы

Исследовано влияние ниобия на структуру, износостойкость и прочность при изгибе эвтектического и заэвтектического чугуна ИЧХ18ВМ. Установлено, что легирование ниобием увеличивает прочностные характеристики чугунов на 15–20%, износостойкость на ~ 30% по сравнению с нелегированным сплавом. Эффект изменения свойств следует связывать с повышением количества аустенита в структуре и диспергированием карбидной составляющей. Направление дальнейших исследований для повышения износостойкости заэвтектических чугунов будет связано с изучением влияния дополнительного легирования элементами, препятствующими распаду аустенита, а также исследованием возможностей термической обработки для получения мартенситной матрицы.

Литература

1. Романов Л. М. Износостойкий хромистый чугун нового поколения / Л. М. Романов, П. А. Дубровин // Электрометаллургия. 2003. № 2. С. 28–31.
2. Износостойкий чугун: пат. 14155 Респ. Беларусь: МПК С22С 37/00 / В. М. Ильюшенко, К. Э. Барановский; заявитель и патентообладатель ГНУ «ИТМ НАН Беларуси». – № а 20090689, заявл. 13.05.2009, опубл. 30.04.2011, Афіцыйны бюл. Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці № 4. С. 178–179.
3. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. 2-е изд. М.: Металлургия, 1970. 366 с.
4. Анисович А. Г. Рентгеноструктурный анализ в практических вопросах материаловедения / А. Г. Анисович. Минск: Белорусская наука, 2017. 207 с.
5. Марукович Е. И. Изучение износостойкости деталей из хромистых чугунов, полученных литьем в кокиль / Е. И. Марукович, В. М. Ильюшенко, П. Ю. Дувалов, А. И. Калентионок, К. Э. Барановский // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: X Междунар. науч.-техн. конф.: сборник материалов. В 3-х кн. Кн. 3. Обработка металлов давлением. Минск, 16–18 сент. 2015. Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2015. С. 52–57.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
БЕЛАРУСЬ»



УДК 621.74

Поступила 12.09.2017

ХАРАКТЕРИСТИКА ПРОЦЕССА ПРИГОТОВЛЕНИЯ МАССЫ В РОТОРНЫХ СМЕСИТЕЛЯХ

CHARACTERISTIC OF PROCESS OF PREPARATION OF COMPOUND IN ROTOR MIXERS

ЧЕСЛАВ РУДЫ, P.P.P. IdeaPro, Польша. E-mail: cz.rudy@ideapro.com.pl

CZESLAW RUDY, P.P.P. IdeaPro, Poland. E-mail: cz.rudy@ideapro.com.pl

В настоящей работе представлены результаты исследований, проводимых в области освежения массы с применением роторных смесителей. Цель этих исследований – определение хода процесса и диапазона значений конструктивно-эксплуатационных параметров, оптимальных из-за получаемых свойств освежающей массы и энергетических затрат процесса.

Роторные (турбинные) смесители широко используются в литейном производстве для освежения циркулирующей, синтетической массы с бентонитом, которые являются основным видом оборудования современных станций обработки формовочной смеси. Их существенным преимуществом является короткое время цикла освежающего смешивания.

На основе исследований процесса приготовления массы установлено, что выделенные элементарные операции смешивания с использованием катков смешивающих бегунов (разминание, растирание, перекидка и разрыхление) также имеют место в роторных смесителях. Однако они проходят с различной степенью и разной интенсивностью, чем в случае смешивающих бегунов.

Основы процесса освежения синтетической массы с бентонитом требовали установления и описания хода таких операций, как дезагрегация, распределение связующего и воды в объеме освежающей порции, обволакивание зерен и активация связующего, и рыхление.

The volume and results of the researches conducted in the field of rebonding of moulding compound with use of rotor mixers is presented in the present publication. The purpose of these researches was definition of the course of process and determination of range of values of design operational parameters, optimum because of the received properties of the refreshing compound and a cost of process.

Rotor (turbine) mixers are widely used in foundry production for rebonding of the circulating, synthetic compound with bentonite. They are a main type of an inventory of the modern stations of processing of forming mix. Their essential advantage is short cycle of the refreshing interfusing.

On the basis of researches of process of preparation of compound it is established, that allocated, partial operations of interfusing with use of skating rinks of the mixing rollers (mashing, grinding, overhaul and opening) also take place in rotor mixers. However these processes pass with various speed and with different intensity, than in case of the mixing rollers.

Ключевые слова. *Формовочные массы, формовочные смеси, освежение формовочной смеси, роторные смесители, турбинные смесители, бентонит.*

Keywords. *Molding compounds, forming mixture, brightening of forming mixture, rotor mixers, turbine mixers, bentonite.*

Введение

Универсальность применения синтетической массы с бентонитом вызвана высокой степенью повторного использования бывших в употреблении масс, составляющей 95÷98%. Масса оборотной смеси после разделения отливок увлажняется и освежается порциями свежего песка, бентонита и материала, носителя блестящего угля.

Освежение оборотной смеси заключается в измельчении комков и сrostков, возникших в результате многократного использования циркулирующей массы; распределении освежающих компонентов по всему объему освежающей порции массы; обволакивании зерен массы связующим веществом, добавленным во время освежения; активации покрытия.

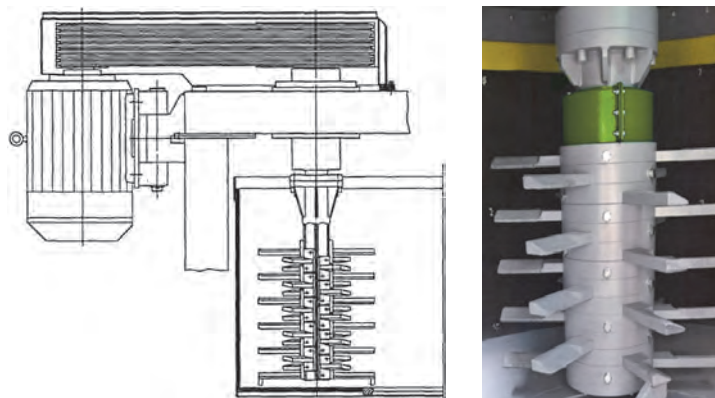
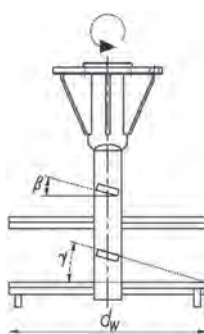


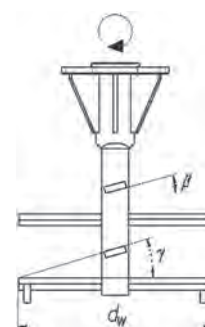
Рис. 1. Схема и вид ротора роторного смесителя



Ротор левого вращения (L)



Ротор левого вращения (L)



Ротор правого вращения (P)

Рис. 2. Опытные роторы лабораторного смесителя MTL-5, углы наклона лопастей ротора: $\beta = 0^\circ$, $\beta = 10^\circ$, $\beta = 20^\circ$, $\beta = 30^\circ$, $\beta = 40^\circ$

Бывшая в употреблении масса по отношению к исходной (приготовленной полностью из свежих материалов) имеет измененный состав зерна. Степень гранулометрических изменений зависит от массового состава, технологии изготовления форм, термической нагрузки форм, принятого способа приготовления массы и т. п. Состав зерна формовочной массы, передаваемой на освежение, характеризуется повышенной долей крупнозернистых фракций. Исследования изменений состава зерна показали, что преобладают комки массы, которые дробятся ротором смесителя (рис. 1, 2).

Процесс смешивания должен приводить к деформации и измельчению агломератов смеси глины с водой и ее равномерному распределению на поверхности зерен. Во время смешивания увлажненной массы частицы глины прилипают к поверхности зерен обычно в виде комков (агломератов). Процессы обволакивания зерен реализуются путем элементарных операций сжатия, разрыва и сдвига зерен, соединенных агломератами вяжущего вещества. Во время сжатия зерна основы вдавливаются в агломераты смеси глины с водой, а после разрыва ее часть остается на каждом зерне. В массах, в которых вяжущим веществом является смесь глины с водой, разрушение связи возникает, как правило, на пути преодоления сил когезии (сцепления между слоями вяжущего вещества).

Объяснение хода элементарных операций процесса смешивания, описанных ниже, было выполнено на основании опубликованных результатов исследований, проведенных как в Польше [1–5], как и за рубежом [6–11].

Характеристика хода процесса смешивания

Обволакивание зерен слоем увлажненной глины требует многочисленных деформаций в результате воздействия сжимающих, растягивающих и сдвиговых напряжений [2, 10]. Эти элементарные воздействия реализуются в смесителях разной конструкции с различной интенсивностью. Количество элементарных воздействий зависит от продолжительности процесса смешивания, а также хода процесса, характерного для каждого смесителя. Простые тесты, заключающиеся в крестообразном сжатии (поперечно в перпендикулярных направлениях) порций массы, содержащейся в сферическом резиновом контейнере, показали, что при каждом последующем цикле увеличивается прочность массы R_c^w , вытека-



Динамические смесители с наклонной осью вращения чаши



Динамические смесители с горизонтальной осью вращения чаши

Рис. 3. Роторные смесители (динамические) производства «IdeaPro» Нова-Суль (Польша) [Nowa Sól (Polska)]

ющая из степени обволакивания поверхности зерен водно-глинистой смесью [6]. Уже после 300 воздействий получена достаточно высокая прочность массы.

В характеристике смешивающих бегунов и маятниковых смешивающих бегунов указывается количество элементарных операций в пределах 100–300; лопаточных смесителей – 760 операций. В случае роторных смесителей при скорости вращения ротора 450–600 об/мин, а также цикла смешивания 90–120 с количество элементарных операций находится в пределах 900–1200 [7].

Ход процесса смешивания облегчают сопутствующие многократному сдвигу, имеющие место изменения динамической вязкости водно-глинистой системы. Диапазон изменений вязкости зависит от скорости сдвига и времени. Чем больше скорость сдвига и более длительное время сдвига, тем меньше (мгновенная) вязкость бентонитовой пасты [3].

Во время освежающего смешивания, реализованного с использованием роторного смесителя, имеет место активация, заключающаяся в открытии новых слоев вяжущего вещества. Этот слой, например, размером 3,5 мкм (при средней величине зерна основы $R_z = 0,11$ мм и содержания связующей глины в массе $G = 8\%$), соответствует около 60 монтмориллонитовым частицам, или 720 его элементарным пакетам [5, 8]. Возможности активации вяжущего вещества очень большие, поскольку каждое элементарное разделение зерен друг от друга относится ко всем элементарным пакетам монтмориллонита. Связующее (вяжущее вещество) перестраивает тиксотропную структуру, изменяются его реологические свойства. Этот процесс является частью сложного процесса активации.

Связывая мощность привода N (кВт) с массовой производительностью W (т/ч), обозначен коэффициент пропорциональности $L_{\text{вп}}$ (кДж/кг), означающий необходимую работу, требуемую при приготовлении, освежении единичного количества массы. Анализ данных каталогов показывает, что значение этого показателя принимается в диапазоне 7–12 кДж/кг (смесители МТІ и МТР [11]). Смесители МТІ и МТР показаны на рис. 3.

Измельчение агломератов увлажненной глины, а также равномерное распределение вяжущего вещества является затрудненным из-за большой динамической вязкости смеси воды с глиной в пределах применяемых значений водно-глинистого соотношения. Однако в результате элементарных воздействий, в том числе сдвига, имеет место обратимый процесс перестройки внутренней структуры системы песчаная основа – водно-глинистая паста, и уменьшение внутреннего трения с течением времени. Масса является геологически нестабильным материалом, что проиллюстрировано изменением вязкости тиксотропной системы во время сдвига и при возвращении в состояние равновесия (рис. 4). После завершения смешивания (сдвига) наступает медленное возвращение к исходной системе. Возвращение к исходному состоянию является достаточно медленным, что обеспечивает проведение измерений, позволяющих описать его ход.

Оценка изменений реологических свойств приготовленной массы с бентонитом выполнена исходя из метода ультразвуковых испытаний, заключающегося в определении значения продольной скорости (распространяющейся только в направлении оси x) волны, проходящей через образец массы, размещенный в пробоотбирателе (рис. 5) [3]. Испытательные стенды смесителя и измерительного поста для ультразвуковых испытаний показаны на рис. 5, 6, а результаты измерений – на рис. 7. В ультразвуковых испытани-



Рис. 4. Ход изменений вязкости тиксотропной системы во время сдвига и при возвращении в состояние равновесия (модель процесса) [3]



Рис. 5. Смеситель роторный, лабораторный MTL-5

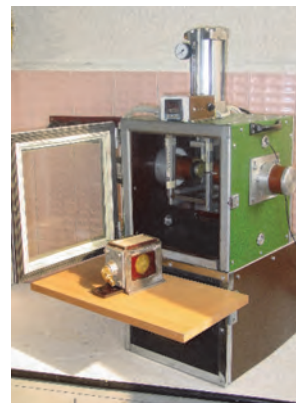


Рис. 6. Стенд для ультразвуковых испытаний формовочных масс

ях влажной формовочной массы рассматриваются изменения динамического модуля упругости. Его величина зависит от упругих свойств кварцевой основы и реологических свойств пасты, изготовленной из связующего, а также от динамической вязкости этой пасты. Упругие свойства кварцевой основы не подлежат никаким изменениям в массе во время и после ее приготовления. Изменения величины динамического модуля, наблюдаемые в уплотненном образце массы (кажущаяся плотность $\sim 1,55 \text{ г/см}^3$), вызваны лишь изменениями, происходящими в водно-глинистой системе. Наблюдаемые приращения значений скорости продольной волны и модуля упругости массы в период восстановления начинаются с минимальных значений, касающихся состояния массы в конце приготовления массы в смесителе.

На рис. 7 представлены результаты ультразвуковых измерений в образцах массы, уплотненных в измерительном пробоотбирателе, непосредственно после приготовления массы. Массы для испытаний приготовлены в роторном смесителе, выполняя смешивание один раз со скоростью 800 об/мин, второй раз – 360 об/мин. Время смешивания для обоих случаев – одинаковое. Приготовленные таким способом массы подвергали ультразвуковым испытаниям, образцы уплотняли в одинаковой степени – кажущаяся плотность в обоих случаях составляла $1,52 \text{ г/см}^3$. Установлено, что более быстрый сдвиг позволяет «более глубокую» перестройку структуры, что отражается в больших изменениях в период от деления массы как скорости волны (рис. 7), так и модуля динамической упругости массы (рис. 8). Эти испытания подтверждают полученные ранее результаты для одних бентонитовых паст, описанные в работе [3]. Эти массы будут иметь другие технологические свойства, прочность, уплотняемость, текучесть.

Выводы

Эффективность освежения массы вытекает прежде всего из состояния подготовки массы оборотной смеси, а также ее обработки в роторном смесителе. Прежде всего требуется дезагрегация массы, проводимая до момента получения монозерен установленной величины. Во избежание измельчения зерен во время смешивания необходимо, чтобы процесс выполнялся в условиях псевдооживления слоя массы, которое получается путем выбора формы, размещения, величины и расположения лопастей ротора и скорости их вращения.

Конструктивные и эксплуатационные параметры применяемых роторов влияют также на ход и результаты остальных элементарных операций: перемешивание и распределение компонентов массы, активацию, охватывающую также явление тиксотропии вяжущего вещества.

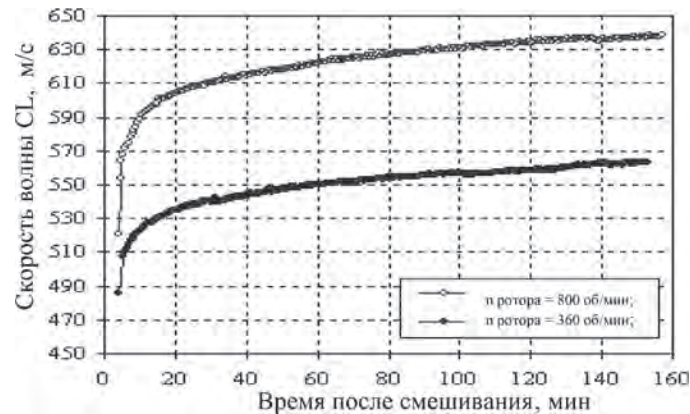


Рис. 7. Изменение скорости распространения продольной ультразвуковой волны во влажной массе после смешивания в роторном смесителе

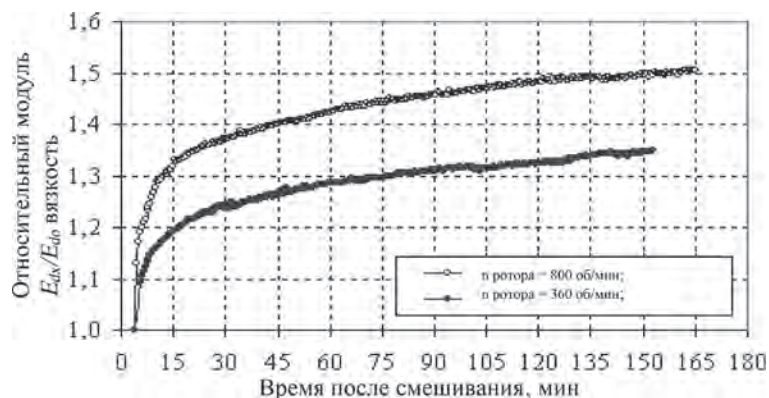


Рис. 8. Изменение величины относительного модуля динамической упругости влажной массы после выполнения смешивания в роторном смесителе

Существенное значение имеют реологические свойства вязущего вещества: водно-глинистой пасты. Снижение динамической вязкости этого материала придает массе большую текучесть, облегчает конструкцию хорошо развитых перемычек, соединяющих зерна, что впоследствии приводит к увеличению прочности массы после уплотнения в форме. Реализуемые операции приводят к улучшению условий смешивания компонентов и они вызваны изменениями, происходящими в водно-глинистой системе.

Литература

1. Руды Ч. Анализ процессов, происходящих в роторных смесителях: Дис. ... д-р техн. наук. Горно-Металлургическая Академия. Краков.
2. Федорьшин А., Руды Ч. Parameters and Processes of Synthetic Sand Rebonding in Turbine Mixers. Явления и параметры процесса освежения синтетической формовочной массы в роторных смесителях. Archives of Metallurgy and Materials. Polish Academy of Sciences. Committee of Metallurgy Institute of Metallurgy and Materials Science. Vol. 53, 3/2007, s. 415- 421.
3. Зых Е. Явление тиксотропии в водно-глинистых системах и влажных формовочных массах – ультразвуковые испытания // Архив Литейного дела. Ежегодник 6. 2006. № 18 (2/2). С. 465.
4. Федорьшин А., Зых Е., Руды Ч. Проблематика испытаний в области освежения циркулирующей синтетической массы с бентонитом с использованием роторных смесителей.
5. Флемминг Е., Левандовски Я. Л. Современные формовочные материалы с точки зрения рационального управления материальными потоками // Обзор литейного дела. 1995. № 4. С. 131.
6. Ивакин Р. И. Механизм и кинетика процесса обволакивания при смешивании песчано-глинистых формовочных материалов // Литейное производство. 1982. № 10. С. 24.
7. Ершов М. Ю., Трещалин А. В. Опыт разработки и освоения смесителя формовочных материалов // Литейное производство. 2000. № 11. С. 12.
8. Ершов М. Ю. Роль активации в процессе приготовления формовочных смесей // Материалы междунар. науч.-техн. конф. «Прогрессивные технологические процессы и оборудование в литейном производстве». М., 2002. С. 27–32.
9. Красичков В. А. Исследование процесса селективного перемешивания единых песчано-глинистых смесей в центробежном бескатковом смесителе // Литейное производство. 2004. № 1. С. 32.
10. Трещалин А. В., Ершов М. Ю., Миронов А. В. Сравнительный анализ бескатковых смесителей // Литейное производство. 1998. № 2, 3. С. 24.
11. Проспекты и материалы каталогов фирм, производителей роторных смесителей, а также их сайты: www.ideapro.com; pl; www.eirich.com; www.fondarc.com; www.rhinomachines.com; www.bengioannimachine.com



УДК 669.017

Поступила 06.09.2017

ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ЛИГАТУР ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ХРОМОВЫХ БРОНЗ

THEORY AND TECHNOLOGY OF OBTAINING MECHANICALLY ALLOYED NANOSTRUCTURAL MODIFYING LIGATURES FOR THE PRODUCTION OF CHROME BRONZE

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

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

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

G. F. LOVSHENKO, Belarussian State Academy of Aviation, Minsk, Belarus, 77, Ubovich str. E-mail:
lovshenko@mail.ru,

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

Теоретически обоснована и экспериментально подтверждена высокая эффективность применения реакционного механического легирования для получения нанокристаллических модифицирующих лигатур, применение которых упрощает технологический процесс производства хромовых бронз, а также повышает их комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств.

The high effectiveness of the application of reaction mechanical alloying is theoretically substantiated and experimentally confirmed, for the production of nanocrystal modifying ligatures, the use of which simplifies the technological process of production of chromium bronzes, and also increases their complex of physical – mechanical and operational properties.

Ключевые слова. Теория и технология получения, механическое легирование, нанокристаллическая модифицирующая лигатура, хромовые бронзы, состав, структура, свойства.

Keywords. The theory and technology of production, mechanical alloying, nanocrystal modifying ligatures, chromium bronzes, composition, structure, properties.

Введение

При всем многообразии областей применения электротехнических бронз основное назначение их – это производство электродов контактной сварки (точечной, шовной, рельефной и др.) и контактов электротехнических устройств. Причем удельный объем электротехнических хромосодержащих материалов в общей номенклатуре низколегированных медных сплавов достигает 60%. Основными из них являются двойные сплавы «Cu-Cr» (БрХ и БрХ08) и тройные сплавы «Cu-Cr-Zr» (БрХЦр), выпуск которых составляет около 90% от всех хромосодержащих бронз. Производство этих материалов является сложным, высокотемпературным, энергоемким, экологически вредным процессом, требующим применения дорогостоящего печного оборудования, включая вакуумное, что определяет их высокую стоимость. За последние 10–15 лет она многократно увеличилась. В то же время промышленный выпуск этих бронз в Республике Беларусь не освоен. Основным производителем данных сплавов и изделий из них, потребляемых отечественными предприятиями, является Китай. При более низкой стоимости они по качеству существенно (в разы) уступают выпускаемым западными странами.

Основной технологией производства бронз электротехнического назначения системы «медь–хром» и подобных им (Cu-Cr, Cu-Zr, Cu-V, Cu-Nb, Cu-Ti, Cu-Sa) является двухстадийный способ выплавки,

включающий производство лигатуры и конечного материала. При этом узким местом, сдерживающим процесс и определяющим их высокую стоимость, а также экологическую вредность производства, служит изготовление лигатур. Их, в принципе, применяя соответствующие меры защиты расплава от окисления, можно производить в открытых печах. Однако при этом расход лигатуры на плавку увеличивается примерно вдвое. Кроме того, вследствие повышенного содержания шлака в лигатуре при выплавке сплава имеет место зашлаковывание основной печи. В связи с этим основной метод получения лигатуры – плавка в вакуумных индукционных тигельных печах по следующей схеме: расплавление и перегрев меди до 1350–1400 °С, введение легирующего элемента в кусковом виде, выдержка расплава до его растворения с одновременным повышением температуры до 1550–1650 °С, захлаживание расплава до температуры литья, литье.

Большим недостатком применяемых литых лигатур является также низкое содержание в них хрома, которое не превышает 10%. В данном случае при производстве классической бронзы БрХ каждая четвертая плавка – «лигатурная». Это снижает основные показатели производства в литейном переделе, приводит к ненормально большому объему лигатурной части шихты, а, следовательно, к усложнению процесса плавки, повышению энергетических затрат. Факторами, затрудняющими промышленное производство богатой хромом лигатуры, являются необходимость применения форсированного нагрева шихты до 1700 °С, низкая текучесть расплава, большая склонность к окислению и зашлакованность печи.

Следует отметить также, что имеющая место в массовом производстве тенденция интенсификации процессов сварки и повышения их энергонапряженности во многом сдерживается относительно низкими физико-механическими свойствами промышленно выпускаемых электротехнических материалов для электродов контактной сварки, в том числе и классических бронз на основе систем «Cu-Cr» и «Cu-Cr-Zr». Работоспособность электродов контактной сварки и разрывных контактов электротехнических устройств, а также технологичность их изготовления определяются комплексом физико-механических свойств, включающих электропроводность, температуру рекристаллизации, твердость, предел прочности, пластичность и др. Предельно достигаемые значения этих характеристик промышленно выпускаемых бронз БрХ и БрХЦр приведены в табл. 1.

Таблица 1. Физико-механические свойства классических бронз БрХ, БрХЦр

Материал	σ_B , МПа	НВ	δ , %	$T_{\text{нач. рек.}}$, °С	$\rho/10^{-8}$, Ом·м
БрХ	440	125	30	400	2,23
БрХЦр	460	145	37	450	2,18

Причем существующие технологии, позволяющие упростить и удешевить процесс производства бронз, снизить его вредное влияние на экологию, а также повысить комплекс физико-механических свойств, свои возможности исчерпали и решение проблемы находится на пути применения новых.

Одним из перспективных способов повышения механических свойств металлических материалов является применение лигатур, содержащих ультрадисперсные включения, выполняющие роль модификаторов первого рода. При этом эффект модифицирования возрастает с уменьшением величины частиц модификатора до наноразмерного. В последнее десятилетие этому научному направлению в мире, в том числе и Республике Беларусь, уделяется достаточно большое внимание. Некоторые представления о состоянии вопроса дают результаты исследований, приведенные в работах [1–9]. Однако до последнего времени теория и технология получения этих лигатур, а также материалов с их применением не разработаны и, как следствие, промышленное производство, включая мелкосерийное, не освоено. Получение лигатур этого типа в лабораторных условиях базируется на прессовании, включая горячее, смеси порошков основы и дисперсного модификатора. Несмотря на кажущуюся простоту реализации процесса, способ имеет ряд недостатков. Основным фактором, ограничивающим его применение, является отсутствие универсальных, приемлемых для широкой практики модифицирования промышленных технологий изготовления нанопорошков требуемого состава. К настоящему времени создано ряд способов их получения, основными из которых являются газозольное испарение, конденсация, осаждение из коллоидных растворов. Краткое описание их приведено в [10]. Практически все способы основаны на применении специального, высокотемпературного, дорогостоящего оборудования. Они имеют низкую производительность и сложны в реализации, что определяет узкую номенклатуру, малый объем выпуска и высокую стоимость нанопорошков. За исключением материалов на основе углерода и бора производство их осуществляется в научных целях, в лабораторных условиях мелкими опытными партиями.

В связи с отсутствием широкой гаммы промышленно выпускаемых нанопорошков, а также высокой стоимостью и дефицитностью производимых в лабораторных условиях величина частиц применяемых модификаторов, как правило, на 1–2 порядка превышает наноразмерную. В большинстве случаев они не обосновано причисляются к нанообъектам, в то время как теоретически обоснованной по классификации, сделанной на основе анализа результатов работ [10], они относятся к суб-/ или микрокристаллам. Нанокристаллы имеют размер менее 50 нм и существенно отличаются от последних строением и физико-химическими свойствами.

К недостаткам обычно применяемой технологии получения лигатур с вышеприведенными суб-/ или микрокристаллами, заключающейся в смешивании компонентов, существенно различающихся гранулометрическим составом и плотностью, относится также сложность достижения однородности распределения модификатора. Приведенные проблемы ставят вопрос об экономической целесообразности применения этих лигатур для производства «машиностроительных» материалов.

При этом следует подчеркнуть, что литературные сведения о получении и применении модифицирующих лигатур при производстве бронз электротехнического назначения отсутствуют.

Одним из перспективных способов решения большинства вышеприведенных проблем как плавки, так и повышения комплекса физико-механических свойств электротехнических бронз является применение при их производстве модифицирующих лигатур из композиционных механически легированных наноструктурных порошков. Эта технология исключает из производства материалов высокотемпературную плавку лигатур. При реакционном механическом легировании, заключающемся в обработке в энергонапряженной мельнице реакционно-способной шихты, и последующем брикетировании полученной гранулированной композиции имеют место структурно-фазовые превращения. Они обеспечивают равномерное распределение компонентов и продуктов их взаимодействия, а также вызывают формирование материала со структурой основы суб-/ или микрокристаллического типа (величина зерна ≤ 1 мкм) с наноразмерными включениями ($d \leq 50$ нм) образовавшихся термодинамически стабильных фаз требуемого состава, эффективно выполняющих роль модификатора. Этот метод получения наноструктурных композиционных порошков экологически безопасен; основан на использовании простого, надежного оборудования, дешевого и доступного исходного сырья; универсален; обеспечивает высокую воспроизводимость результатов и позволяет получать широкую гамму материалов на основе металлов практически без ограничения их по составу [10].

В данной работе приведены результаты исследования, направленного на установление закономерностей формирования фазового состава, структуры, свойств и особенностей технологии получения механически легированных нанокристаллических лигатур и модифицированных ими хромовых бронз.

Материалы, оборудование, приборы и методы исследования

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

Реакционное механическое легирование проводили в механореакторе, основой которого являлась вибромельница гирационного типа с четырьмя водоохлаждаемыми помольными камерами. Процесс осуществляли в атмосфере аргона (ГОСТ 10157-79).

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

Исследование выполнено с использованием стандартных методик, приборов и оборудования металлографического, электронно-микроскопического, атомно-силового, рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального, и других видов анализа фазового состава, структуры и физико-механических свойств материалов на всех технологических стадиях их получения [10].

Результаты исследования

Продуктом механического легирования, проведенного по оптимальному режиму, является гранулированная композиция с размером гранул 0,3–0,5 мм. Типичные форма и микроструктура гранул механически легированных композиций приведена на рис. 1. Независимо от состава шихты обработка ее в ме-

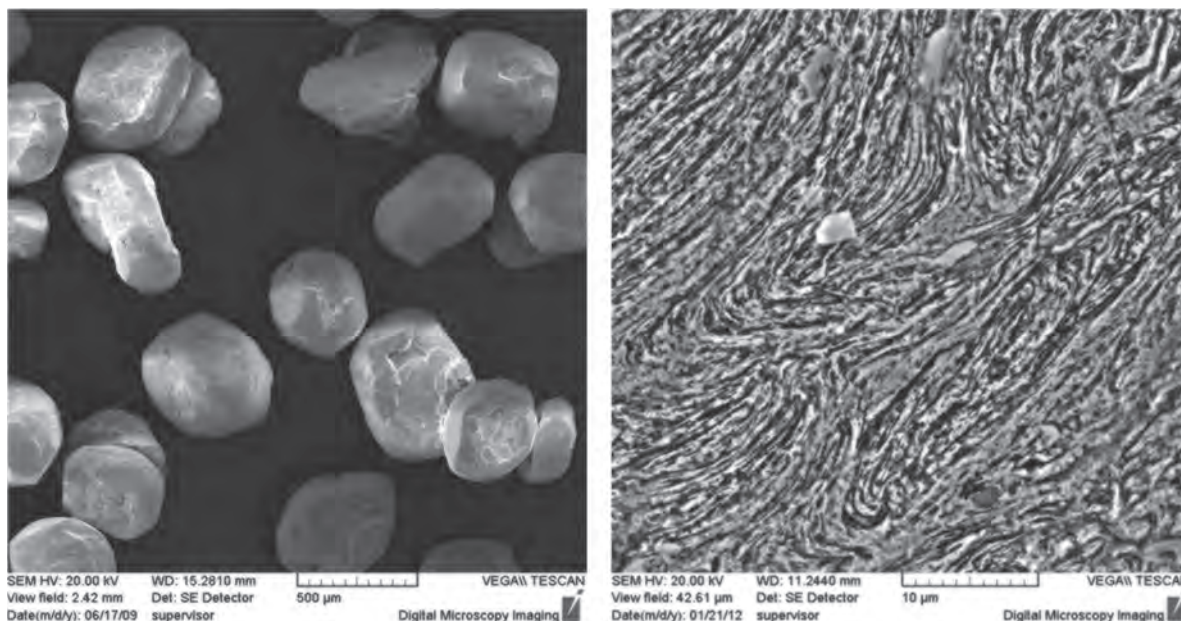


Рис. 1. Форма и микроструктура гранул механически легированной композиции «Cu – 10% Cr – 0,15% C» (СЭМ)

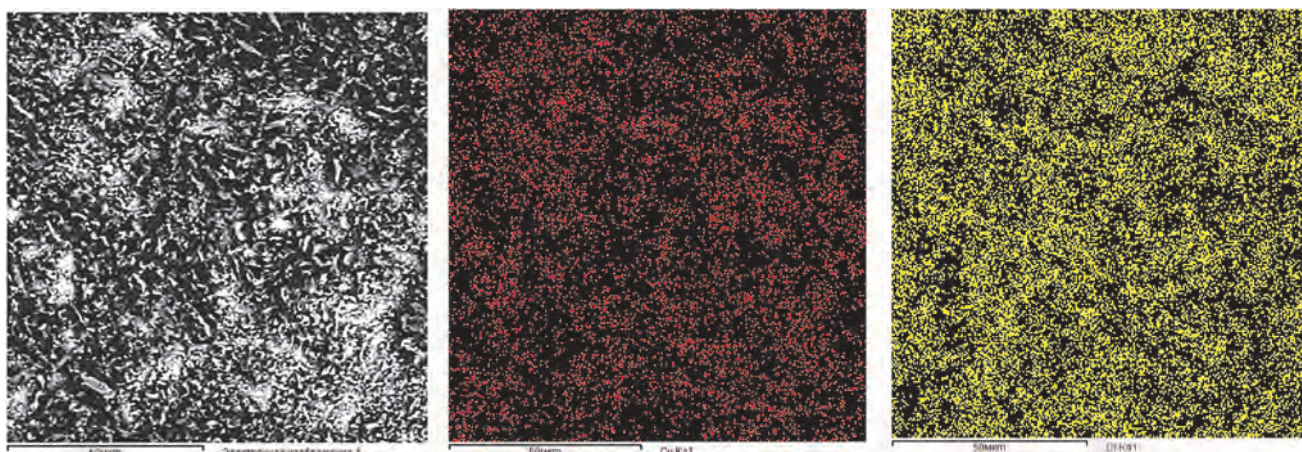


Рис. 2. Структура механически легированной композиции «Cu – 10% Cr – 0,15% C» и распределение меди и хрома в ней (СЭМ)

ханореакторе обеспечивает гомогенное и равномерное распределение компонентов и продуктов их взаимодействия в гранулированной композиции (рис. 2). При этом основа материала, представляющая собой механически синтезированный твердый раствор хрома или хрома и циркония в меди, формируется по механизму динамического возврата и имеет структуру субмикроструктурного типа с размером зерен менее 0,1 мкм [11].

Исходная шихта для получения механически легированных композиций является реакционно-способной. Выполненное термодинамическое моделирование позволило определить адиабатическую температуру механически активируемого взаимодействия между компонентами (T_{ad}), равновесный фазовый состав при T_{ad} , а также установить для изобарно-изотермических условий зависимость равновесного фазового состава от температуры, изменяющейся в интервале 350–1800 К [12]. В табл. 2 для базовых композиций систем «Cu-Cr-O-C» и «Cu-Cr-Zr-O-C» приведены значения двух первых параметров.

Таблица 2. Результаты термодинамического расчета адиабатической температуры взаимодействия T_{ad} и равновесного состава реагирующих систем при адиабатической температуре

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

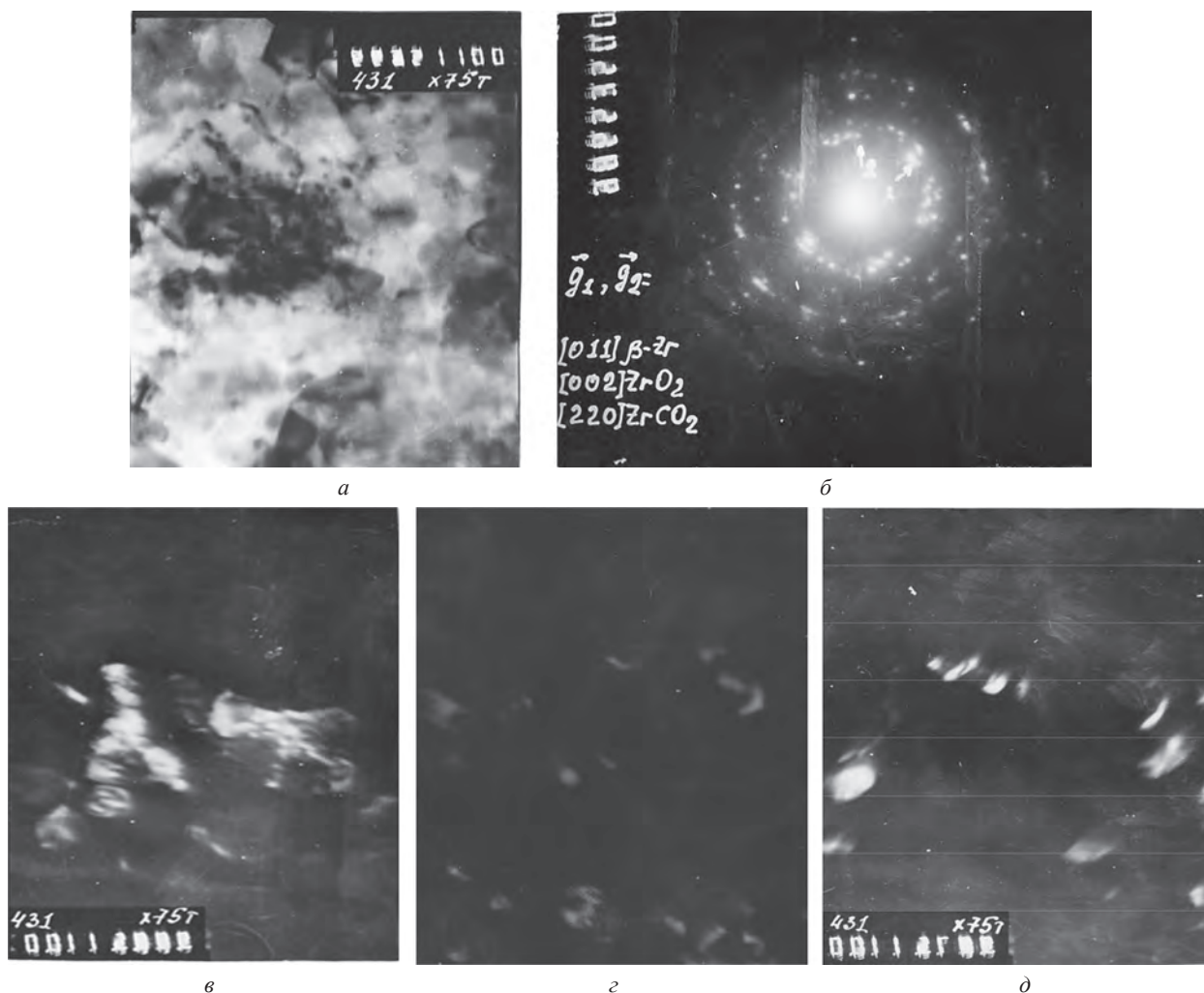


Рис. 3. Микроструктура гранул композиции «Cu – 10% Cr – 1,5% Zr – 0,15% C» (ПЭМ): а – светлое поле; б – микроэлектронограмма; в–д – темное поле в рефлексах фаз: в – [111] Cu; з – [111] Cr; д – [011] β -Zr, [002] ZrO_2 , [220] ZrCO_2

Согласно результатам моделирования, в исследованных системах наряду с исходными компонентами – медью и хромом должны формироваться термодинамически стабильные, тугоплавкие оксиды Cr_2O_3 , ZrO_2 и карбиды Cr_{23}C_6 , ZrC , а также интерметаллид Cu_9Zr_2 . Приведенные оксиды и карбиды устойчивы в контакте с медной «матрицей» до 1800 К, которая существенно превышает максимальную температуру нагрева медного расплава, составляющую 1350–1450 °С. Интерметаллид Cu_9Zr_2 сохраняется до 1350 К. Общее содержание приведенных фаз превышает 2%. Нанокристаллы тугоплавких соединений, синтезированные в процессе получения лигатуры, должны эффективно выполнять роль модификаторов первого рода, обеспечивающих производство бронз с суб- / микрокристаллическим типом структуры основы.

Следует отметить, что фактический фазовый состав исследованных механически легированных систем существенно отличается от равновесного. Рентгенографическим методом и просвечивающей электронной микроскопией в них фиксируются только исходные компоненты Cu, Cr и Zr, а также отдельные включения оксида меди CuO. Анализ электронограмм и темнопольных изображений (рис. 3) однозначно указывает на их субмикрокристаллическое строение. Электронная микроскопия не исключает также наличие таких фаз, как оксид ZrO_2 и карбонат ZrCO_2 циркония. Одним из возможных путей формирования их является механически активируемое взаимодействие между элементами, входящими в эти соединения. Термодинамически обоснованные соединения Cr_2O_3 , ZrO_2 , Cr_{23}C_6 , ZrC и Cu_3Zr в гранулированных композициях не выявляются, что обусловлено незавершенностью механически активированных фазовых превращений [10]. В то же время высокая твердость гранул механически легированных лигатур (260–270 HV), практически сохраняющаяся (200–230 HV) после отжига при температурах, достигающих 600 °С, позволяет сделать обоснованное предположение о формировании промежуточных соединений (типа зон Гинье), являющихся одними из продуктов в процессе формирования термодинамически стабильных равновесных фаз. Эти соединения имеют нанокристаллическое строение и вызывают дисперсное упрочнение.

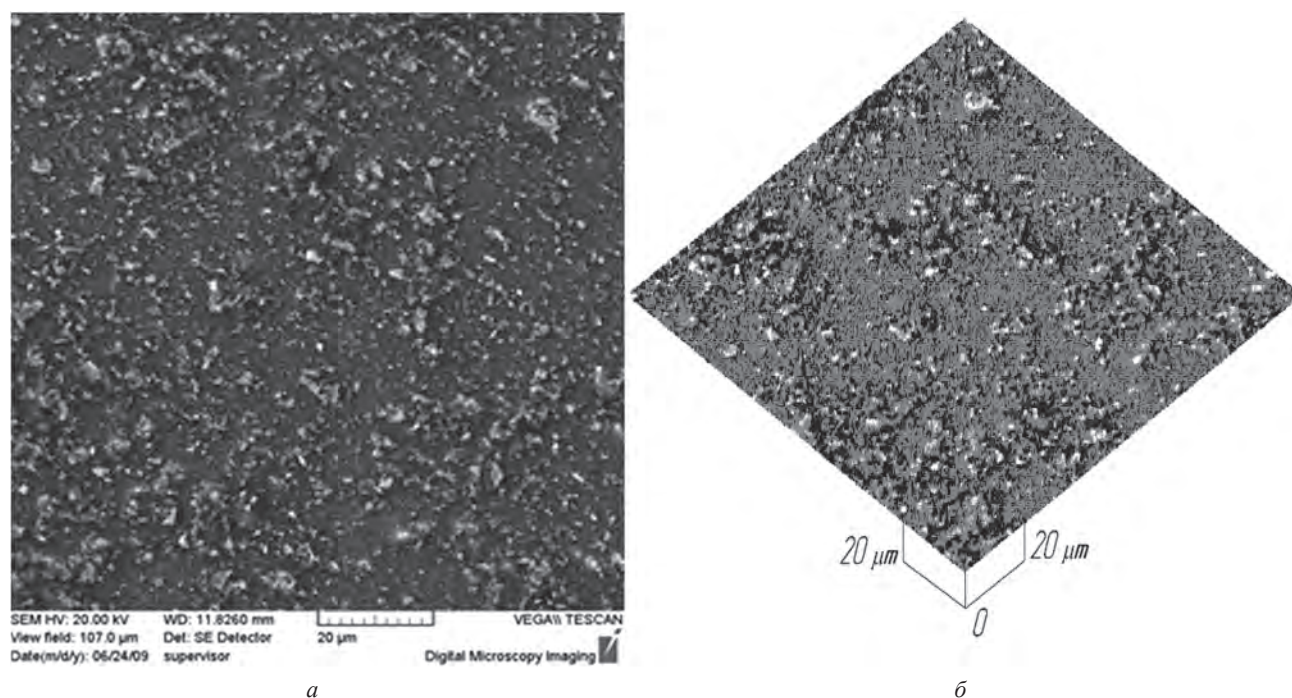


Рис. 4. Микроструктура прутка лигатуры из механически легированной композиции «Cu + 10% Cr + 0,15% C» (АСМ): *a* – двухмерное; *б* – 3-D изображения

Оптимальным способом легирования является введение в расплав меди лигатуры в виде прутков диаметром 10–20 мм, полученных горячей экструзией холоднопрессованных брикетов из гранулированных композиций. После такой обработки лигатура имеет плотность, близкую к теоретической. Определенное представление о структуре и фазовом составе компактных горячепрессованных лигатур дают результаты атомно-силовой и электронной микроскопии (рис. 4, 5).

Проведенные исследования однозначно показывают, что компактные материалы, полученные экструзией, характеризуются гомогенным и дисперсным распределением элементов. Они сохраняют микроструктурный тип структуры гранулированных композиций. Размер зерен основы не превышает 1 мкм. Зерна, в свою очередь, разделены на блоки, величина которых составляет десятые доли микрометра. Основное количество хрома находится в виде частиц глобулярного типа размером менее 0,5 мкм. В то же время термическое воздействие, имеющее место при горячей экструзии механически легированных композиций, приводит к завершению фазовых превращений, направленных на уменьшение свободной энергии систем, в результате которых образуются нанокристаллы равновесных фаз Cu_3Zr , Cr_2O_3 , ZrO_2 , ZrC , Cr_{23}C . Кроме того, в структуре сохраняются неравновесные субмикроструктурные включения CuO . Представление о тонкой структуре горячепрессованных лигатур дополняется результатами ПЭМ, приведенными на рис. 6.

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

Исследования выполнены с использованием лигатур, оптимальных по составу и условиям получения. При плавке бронз применяли комбинированную защиту поверхности расплава системой «криолит (К) + аргон (А)». В качестве раскислителя использовали бор.

Представляется очевидным, что размер структурных составляющих лигатуры будет оказывать существенное влияние на кинетику растворения ее в расплаве меди. Упрощенный, но отражающий реальную ситуацию, процесс плавки состоит из двух этапов. Первый – растворение основы лигатуры, практически представляющей собой медь, и второй – растворение частиц хрома. Методика и результаты оценки продолжительности протекания этих процессов представлены в работах [13, 14].

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

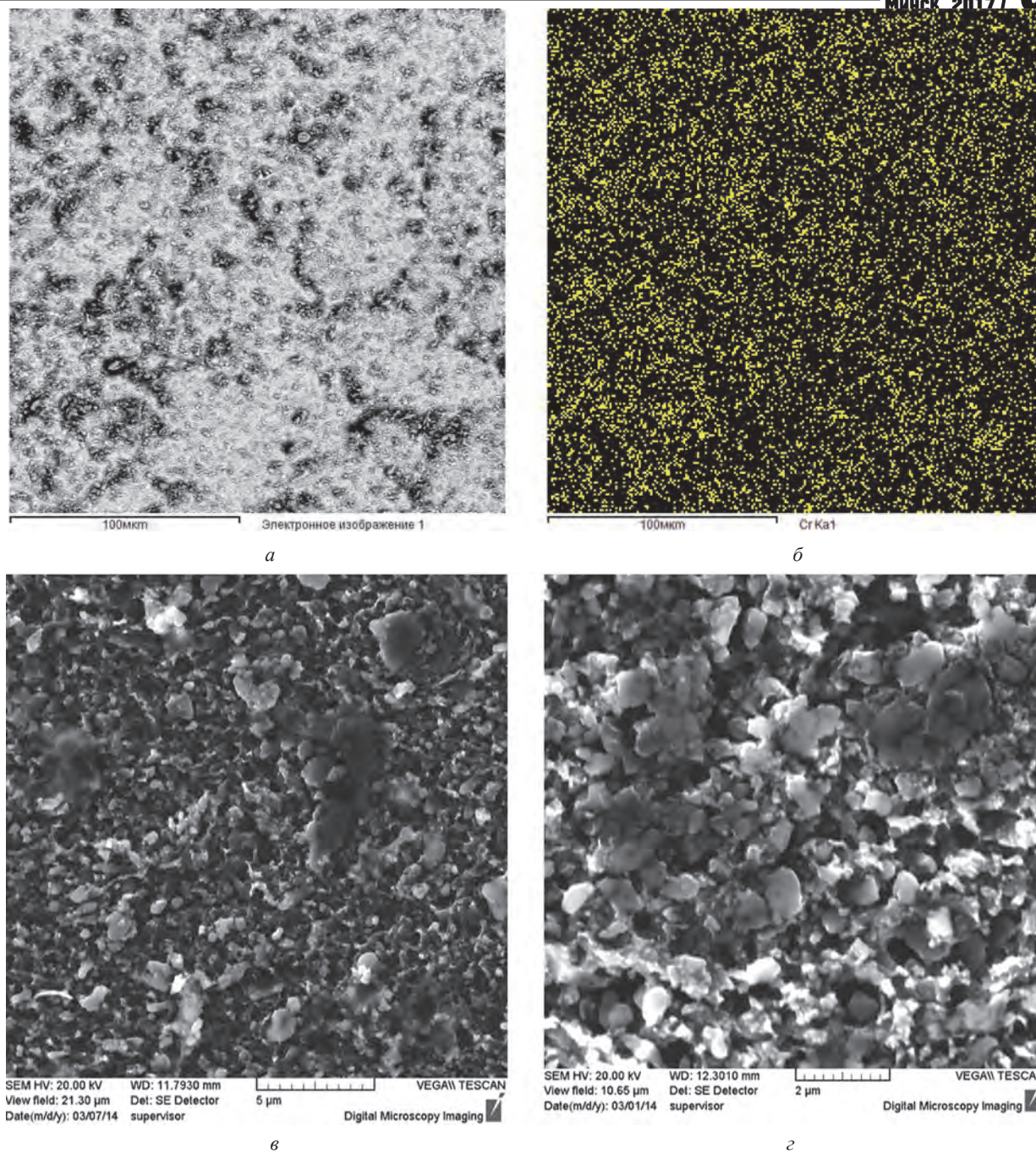


Рис. 5. Микроструктура (а, в, г) лигатуры из механически легированной композиции «Cu + 10% Cr + 0,15% C» и распределение хрома в ней (б) (СЭМ)

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

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

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

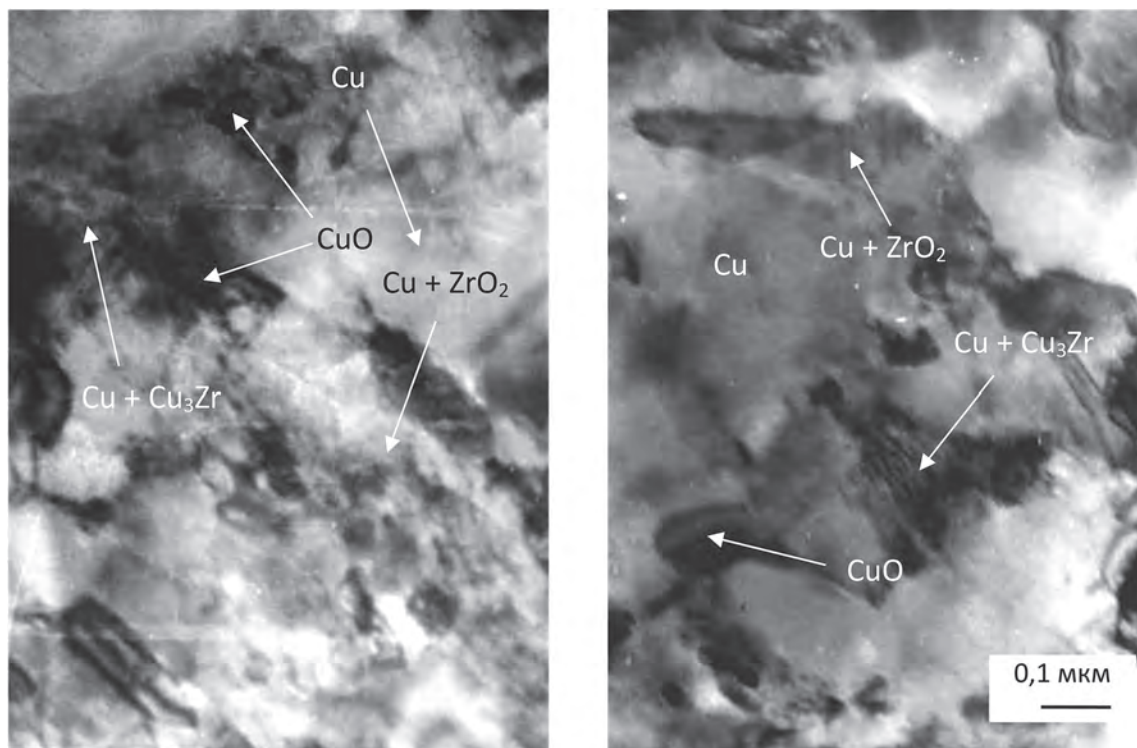


Рис. 6. Микроструктура материала из механически легированной композиции системы «Cu – Zr – O» (ПЭМ)

Согласно полученным результатам, включения хрома в механически легированной лигатуре, имеющие размер 0,5–10 мкм, растворяются в жидкой меди мгновенно ($t_d \sim 10^{-2}$ – 10^{-3} с), что исключает необходимость выдержки расплава для легирования. В то же время продолжительность растворения частиц радиусом $r_0 = 0,5$ – $2,5$ мкм, характерных для литых лигатур, на 5–6 порядков выше. Так, при 1400 °С в зависимости от размера частиц она составляет от 1 до 30 мин. При снижении температуры расплава меди до значения 1300 °С, являющегося нижним пределом при легировании литыми лигатурами, время растворения включений хрома увеличивается примерно в 3 раза.

Адекватность полученных математических зависимостей качественно подтверждается экспериментальными данными. Так, установлено, что при температуре расплава меди, равной 1200–1250 °С, оптимальная продолжительность легирования механически сплавленной лигатурой, составляет 9–10 мин. При этом достигается равномерное распределение легирующих компонентов и их максимальное содержание в литых бронзах. Снижение продолжительности процесса до значения менее 4 мин вызывает образование ликваций в виде микрообластей размером до 50 мкм, обогащенных хромом и представляющих собой эвтектику «Cu–Cr» (рис. 7).

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

Для сравнения на рис. 8 представлена структура литой бронзы БрХ, полученной по базовой технологии завода «Красный Выборжец» (РФ), согласно которой легирование осуществляли литой лигатурой при 1300–1350 °С в течение 30–40 мин.

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

Литые бронзы, полученные с применением механически легированной лигатуры, отличаются высокой плотностью, отсутствием пор и однородны по химическому составу. Результаты сканирования по площади указывают на равномерность распределения хрома. При этом легирующие элементы хром, а также цирконий структурно не выявляются. Большую информацию о фазовом составе и морфологии

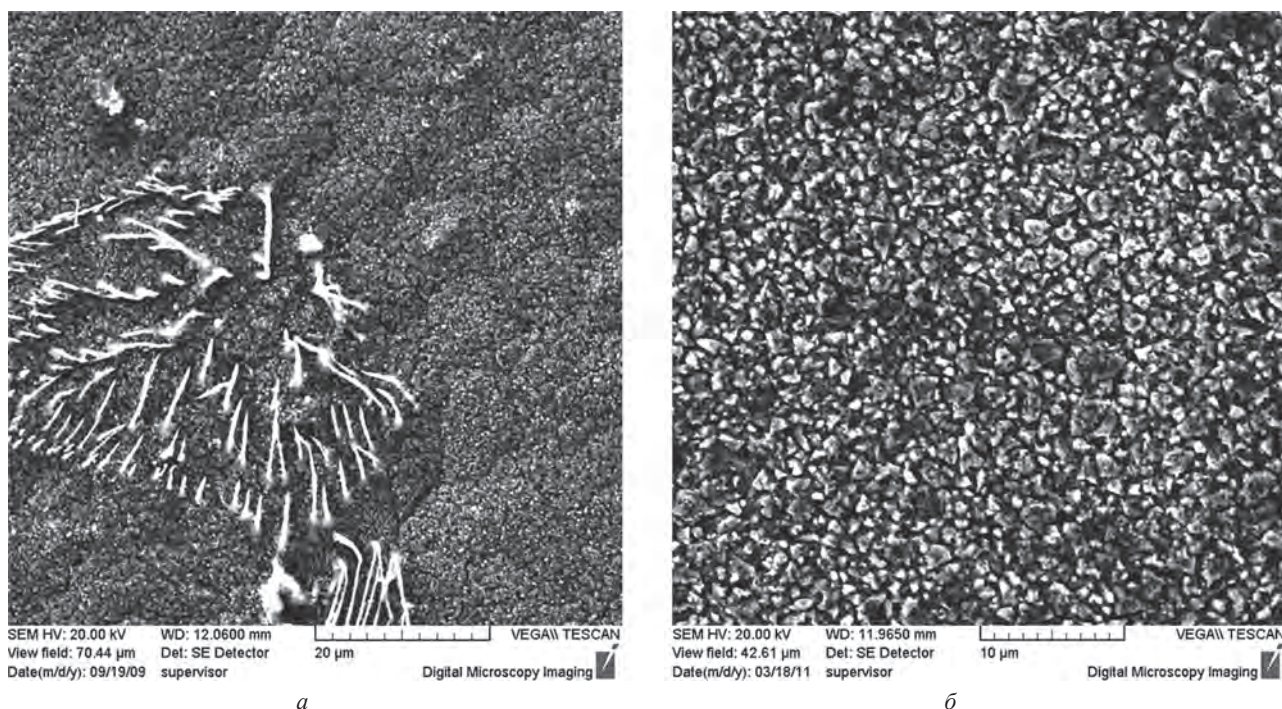


Рис. 7. Структура литой бронзы БрХ (СЭМ): а – выдержка расплава 3 мин; б – выдержка расплава 9 мин

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

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

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

По электропроводности базовая и экспериментальная бронзы близки к меди. Это однозначно, что хром не растворен в основе и находится в элементарном виде или частично связан в химические соединения. Следует отметить, что экспериментальная бронза имеет высокие для литого материала значения твердости и прочности и по этим показателям в 1,7–1,8 раза превосходит аналог. При этом материал является жаропрочным. Отжиг при $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ не оказывает заметного влияния на его твердость и прочность. Сочетание этих свойств объясняется комплексным упрочнением, включающем зернограничное и дисперсное [10]. Последнее указывает на наличие в структуре субмикроструктур и/или нанокристаллов термодинамически стабильных упрочняющих фаз, стабилизирующих границы зерен и субзерен основы, которыми являются хром, а также его и карбиды и оксиды.

Высокие свойства экспериментальных бронз позволяют в ряде случаев их применение непосредственно после литья, исключив термомеханическую обработку, что снижает стоимость изделий. Тем не менее, процесс, состоящий из закалки, холодной пла-

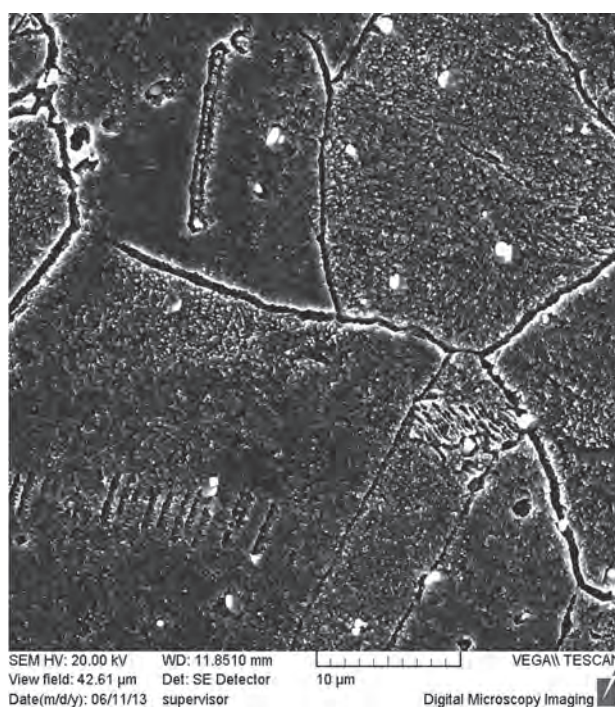


Рис. 8. Структура литой классической бронзы БрХ (СЭМ)

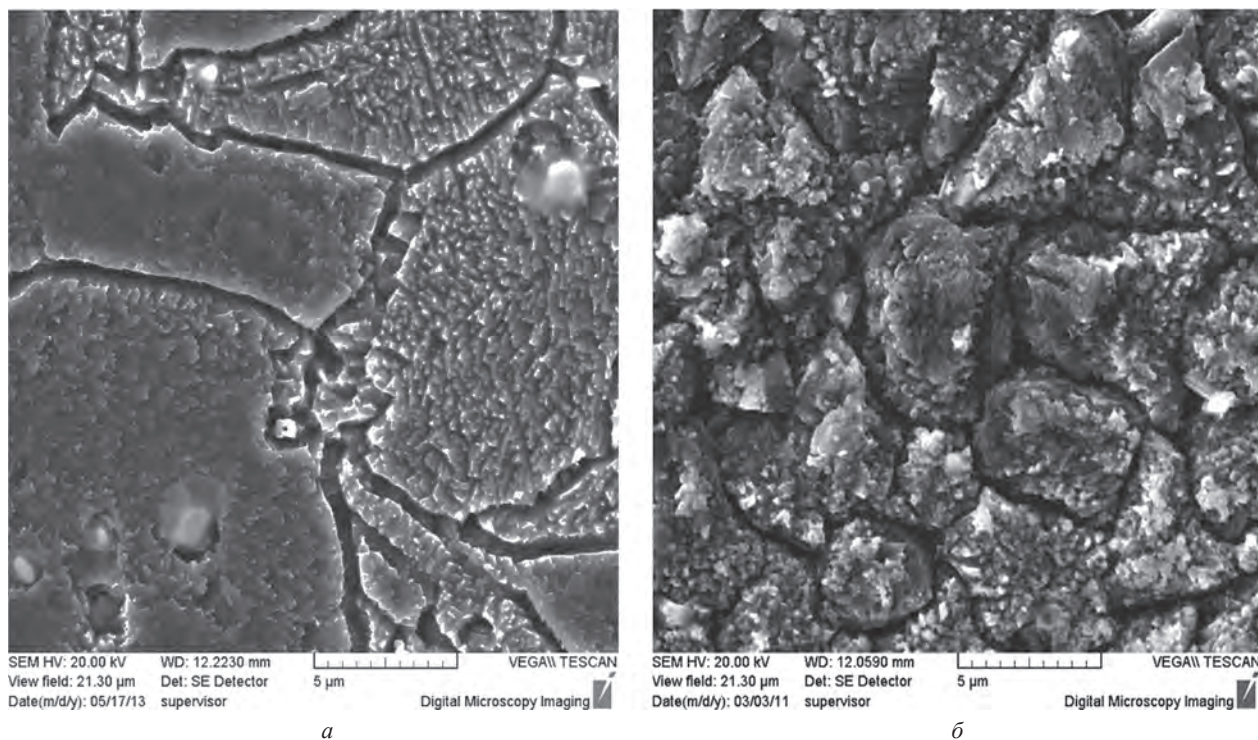


Рис. 9. Структура литой классической бронзы БрХ (СЭМ): *а* – закалка + старение; *б* – закалка + пластическая деформация 60% + старение

стической деформации со степенью, достигающей 60%, и старения, является заключительным этапом типовой технологии, при реализации которого формируется оптимальный комплекс физико-механических свойств бронз, необходимый для электротехнических материалов.

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

Термическая обработка (закалка и последующее старение) приводит к измельчению зерен основы как классических, так и экспериментальных хромовых бронз. Однако достигаемый эффект для первых и вторых материалов существенно различается. Так, после термической обработки размер зерен основы классической бронзы уменьшается примерно в 2 раза и составляет 10 мкм (рис. 9). В то время как эта обработка экспериментальных бронз уменьшает зерно в 5–10 раз и его размер снижается до величины 0,1–0,2 мкм (рис. 10). Приведенные зависимости характерны как для хромовых, так и для хромоциркониевых бронз. При этом легирование цирконием во всех случаях способствует измельчению структуры основы исследуемых бронз.

Влияние холодной пластической деформации, являющейся промежуточной операцией между закалкой и старением, на структурно-фазовые превращения и физико-механические свойства классических и экспериментальных бронз различно, что объясняется разными механизмами протекания как пластической деформации, так и фазовых превращений, обусловленными различием в размере зерен основы и фазовом составе материалов.

В классических бронзах, имеющих мелкозернистую структуру основы ($d = 10$ мкм), деформация реализуется по дислокационному механизму, вызывающему рост плотности дислокаций и внутренних напряжений. При последующем старении это создает условия, во-первых, для распада пересыщенного твердого раствора с выделением кристаллов хрома, имеющих оптимальную морфологию и вызывающих дисперсионное упрочнение, и, во-вторых, для протекания процессов возврата, измельчающих зерно до $d = 2,5$ мкм (см. рис. 9, б).

В отличие от классических в экспериментальных бронзах холодная деформация происходит путем скольжения зерен основы, являющихся суб-, / микрокристаллами ($d \leq 0,1-0,2$ мкм), по границам [9, 10], что не приводит к наклепу и не оказывает заметного влияния на размер зерен. Фактором, способствующим

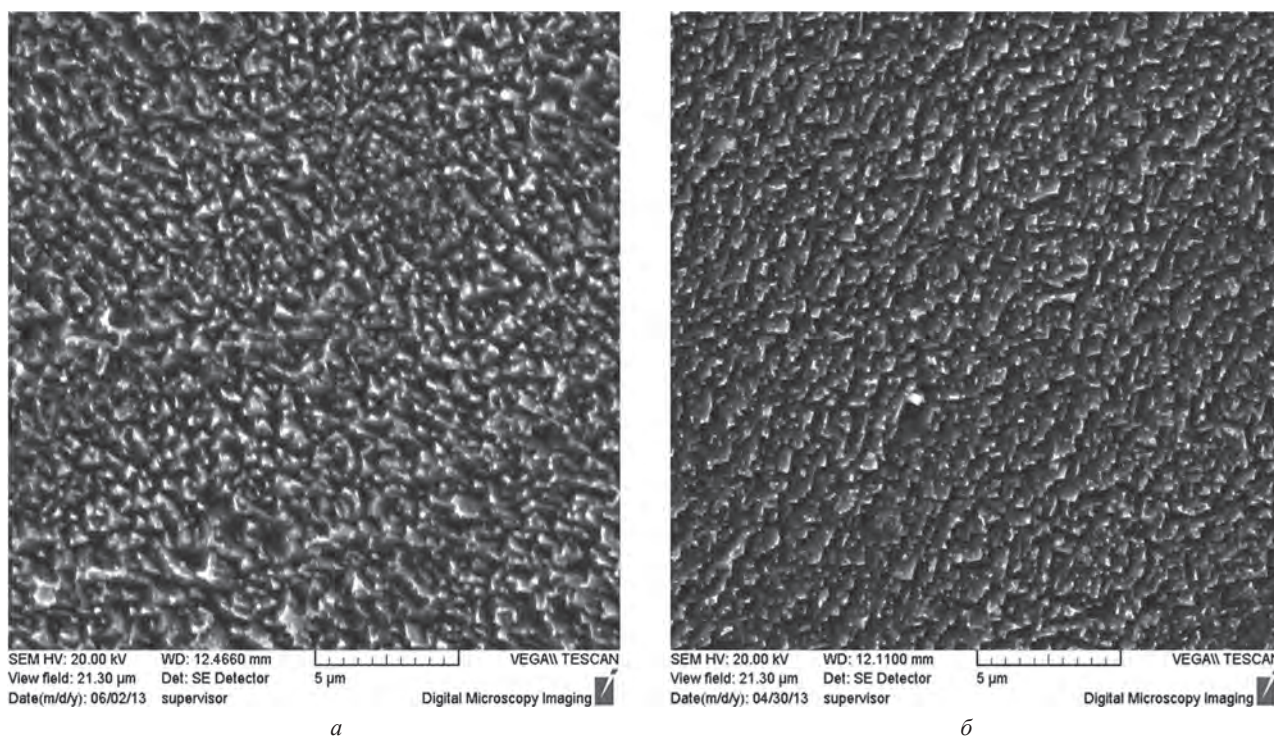


Рис. 10. Структура литой экспериментальной бронзы БрХ (СЭМ): *а* – закалка + старение; *б* – закалка + пластическая деформация, $\epsilon = 60\%$ + старение

шим распаду при старении пересыщенного твердого раствора с выделением субмикроструктур хрома, вызывающих дисперсионное упрочнение, в этом случае является наличие в структуре нанокристаллов термодинамически стабильных фаз оксидов и карбидов хрома и циркония.

Межзеренным скольжением и отсутствием наклепа объясняется низкое влияние обработки давлением литых заготовок из экспериментальных бронз на свойства холоднодеформированных полуфабрикатов. Так, пластическая деформация с оптимальной степенью (60%) увеличивает их твердость и прочность на 5–6%, в то время как классических бронз – на 25–30%. При этом электрическое сопротивление у первых уменьшается на 2,3–2,4%, а у вторых – на 4,2–4,5% [14]. В связи с этим в общем случае является обоснованным исключение холодной пластической деформации из технологического процесса производства и упрочнения модифицированных хромовых бронз.

Установленные закономерности послужили научной базой для создания нового процесса получения хромовых бронз, основанного на использовании механически легированных модифицирующих лигатур. Основные этапы производства этих материалов по базовой и разработанной технологии приведены на рис. 11. Сравнение этих вариантов однозначно выявляет очевидные преимущества второго процесса.

Применение механически легированных модифицирующих лигатур, кроме упрощения и удешевления технологии получения, приводит также к повышению физико-механических свойств хромовых и хромоциркониевых бронз. Экспериментальные материалы по таким показателям, как прочность, твердость, электропроводность, температура начала рекристаллизации примерно на 15–20% превосходят базовые (табл. 5). В то же время примерно на такую величину они уступают последним по пластичности.

Таблица 5. Физико-механические свойства классических и экспериментальных бронз

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

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

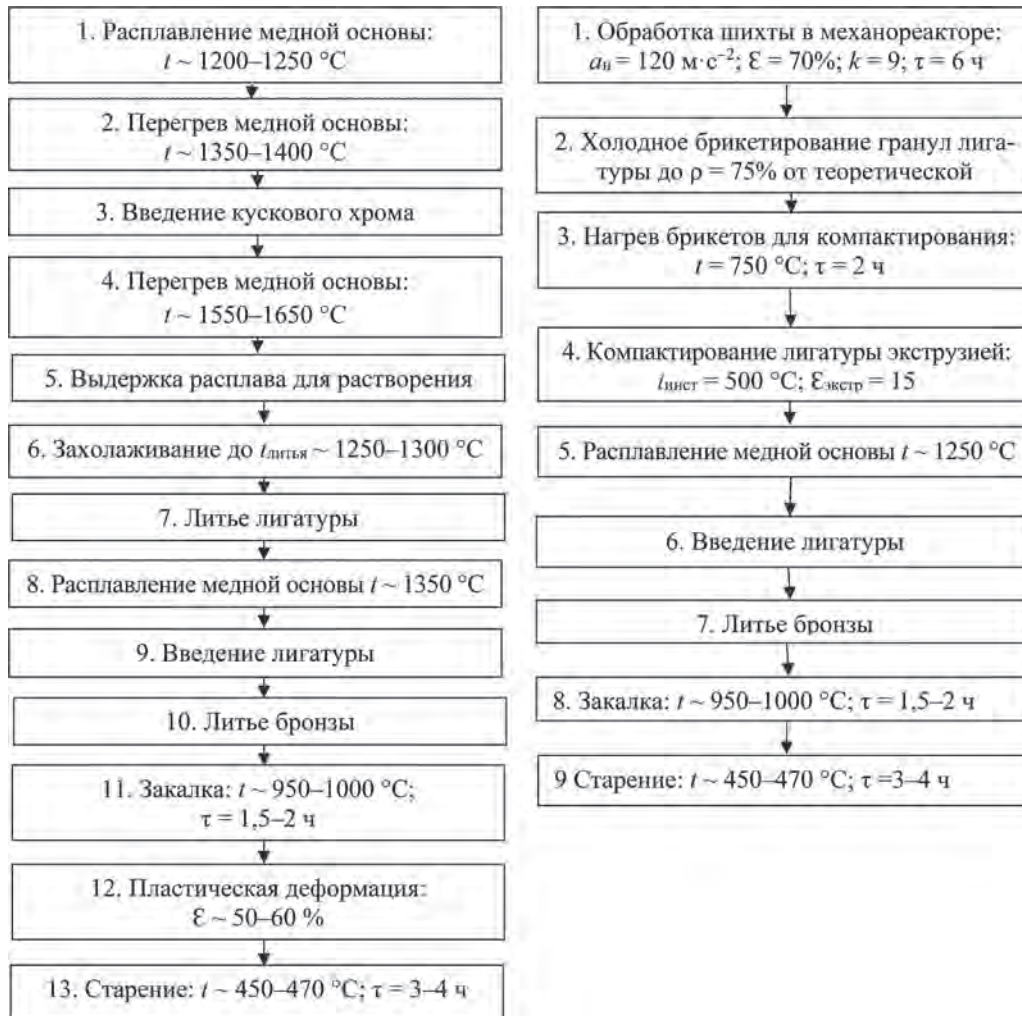


Рис. 11. Схема производства хромовых бронз по базовой и разработанной технологиям

Результаты исследования явились научной основой для разработки технологических процессов получения модифицированных субмикроструктурных хромовых и хромоциркониевых бронз и электродов контактной точечной сварки типов С1 16–60, Д1 25–54, а также создания технических условий (ТУ ВУ 700008843.003–2014) «Электроды прямые электросварочных контактных точечных машин», налажено их производство. Эти изделия по стойкости в 1,8–2,2 раза превосходят аналоги и рекомендованы к применению на предприятиях Республики Беларусь.

В конкурсе работ, представленных на Петербургской технической ярмарке, разработка «Технология получения механически легированных наноструктурных лигатур для производства высокопрочных субмикроструктурных бронз электротехнического назначения» в номинации «Лучший инновационный проект в области передовых технологий в машиностроении и металлургии» отмечен дипломом 1-й степени (с вручением золотой медали).

Выводы

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

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

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

хромовых бронз. Бронзы, полученные по разработанной технологии, по прочности, твердости, электропроводности и температуре начала рекристаллизации примерно на 15–20% превосходят базовые, что увеличивает стойкость электродов контактной сварки 1,8–2,2 раза.

Литература

1. Крушенко Г. Г. Повышение качества чугунных отливок с помощью нанопорошков / Г. Г. Крушенко, И. С. Ямских, А. С. Бонченков // *Металлургия машиностроения*. 2002. № 2. С. 20–21.
2. Черепанов А. Н. Применение ультрадисперсных порошков для улучшения свойств металлов и сплавов / А. П. Черепанов, В. А. Полубояров, А. П. Калинина // *Материаловедение*. 2000. № 10. С. 45–53.
3. Цивирко Э. И. Модифицирование наночастицами Ti(C N) отливок деталей из сплава ЖСЗДК-ВИ с пониженным содержанием углерода / Э. И. Цивирко, Н. А. Лысенко, В. В. Клачихин // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. 2010. № 3. С. 42–44.
4. Ловшенко Г. Ф. Повышение эффективности модифицирования серого чугуна за счет введения в состав модификатора углерода / Г. Ф. Ловшенко, О. С. Комаров, Н. И. Урбанович // *Литье и металлургия*. 2010. № 3. С. 47–50.
5. Зыкова А. П. Влияние модифицирования ультрадисперсными порошками оксидов тугоплавких металлов и криолита на структуру, механические свойства и разрушение чугуна СЧ 25 / А. П. Зыкова, Д. В. Лычагин, А. В. Чумаевский // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2014. № 11. С. 37–42.
6. Калиниченко А. С. Перспективы использования наноразмерных порошков для получения модифицирующих лигатур / А. С. Калиниченко, А. Г. Слуцкий, В. А. Шайнерт // *Литье и металлургия*. 2015. № 1. С. 65–73.
7. Калиниченко А. С. Использование модифицирующей лигатуры, содержащей нанодисперсные порошки активных элементов при получении высокопрочного чугуна с шаровидным графитом / А. С. Калиниченко, А. Г. Слуцкий, В. А. Шайнерт // *Литье и металлургия*. 2015. № 3. С. 101–106.
8. Комаров О. С. Наноразмерные и ультрадисперсные частицы в литейных технологиях / О. С. Комаров, В. И. Волосатинов, И. Б. Проворова // *Литье и металлургия*. 2014. № 2. С. 42–46.
9. Марукович Е. И. Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. Минск: Беларуская навука, 2009. 217 с.
10. Ловшенко Г. Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина; под ред. д-ра техн. наук, проф. Ф. Г. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
11. Ловшенко Ф. Г. Нанокристаллические механически легированные модифицирующие лигатуры для производства хромовых бронз / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // *Литье и металлургия*. 2016. № 2. С. 81–92.
12. Термодинамическое моделирование гетерогенного взаимодействия при механическом легировании в системах на основе меди / Ф. Г. Ловшенко [и др.]. // *Вестн. Беларус.-Рос. ун-та*. 2012. № 1. С. 23–34.
13. Ловшенко Ф. Г. Моделирование растворения лигатуры в расплаве меди при выплавке хромовых бронз и оптимизация процесса их производства / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // *Литье и металлургия*. 2013. № 4. С. 125–133.
14. Ловшенко Ф. Г. Получение, структура и свойства хромовых бронз, легированных механически сплавленными нанокристаллическими модифицирующими лигатурами / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // *Литье и металлургия*. 2016. № 2. С. 69–80.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
БЕЛАРУСЬ»



УДК 621.74

Поступила 06.09.2017

НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ NEW TECHNOLOGY CASTING GRINDING BALLS

Д. А. ВОЛКОВ, А. Д. ВОЛКОВ, А. П. МЕЛЬНИКОВ, А. В. ЕФИМЕНКО, ОАО «БЕЛНИИЛИТ»,
г. Минск, Беларусь, ул. Машиностроителей, 28. Тел. +375 29 650 43 21

D. A. VOLKOV, A. D. VOLKOV, A. P. MELNIKOV, A. V. EFIMENKO, OJSC «BELNIILIT», Minsk, Belarus,
28, Mashinostroiteley str. Tel. +375 29 650 43 21

Представлены новые перспективные технологии для производства мелющих шаров литьем в облицованный кокиль; описаны их преимущества. Приведены технические характеристики шестипозиционной карусельно-кокильной машины для литья в облицованный кокиль мод. 49108 как конкурентного аналога при массовом производстве мелющих шаров.

New promising technologies for the production of grinding balls by casting in the lined mold and the benefits of using this equipment are described in the article. The technical data of circular hexagon casting machines for casting in lined mold mod. 49108 as a competitive counterpart in the mass production of grinding balls.

Ключевые слова. Литые мелющие шары, облицованный кокиль, карусельно-кокильная машина.

Keywords. Cast grinding balls, lined mold, circular casting machine.

С целью создания новых направлений по литью в облицованный кокиль в ОАО «БЕЛНИИЛИТ» была проведена работа по разработке технологии и оборудования для массового производства литых мелющих шаров. Для проведения работ были разработаны универсальная технология и оснастка для изготовления чугуновых мелющих шаров диаметром 100 мм с содержанием хрома 1%. Работу проводили на лабораторных площадях ОАО «БЕЛНИИЛИТ» на однопозиционной машине мод. П1547, где можно установить кокиль с максимальными размерами 1000×500 мм (рис. 1), применяемыми в производстве.

Качество опытных партий шаров диаметром 100 мм определяли испытанием на ударную стойкость на стенде П1755 (рис. 2), а наличие пор и усадочных раковин – после резки шаров пополам и визуального осмотра (рис. 3).



а



б

Рис. 1. Однопозиционная машина для литья в облицованный кокиль (а) и заливка расплава чугуна в облицованный кокиль (б)



Рис. 2. Стенд П1755 для испытаний на ударную стойкость



Рис. 3. Отлитые чугунные шары диаметром 100 мм с содержанием хрома 1% с литниковой системой и образцы шаров после испытаний



Результаты испытаний 1-го этапа работ:

1. Разрезанные шары диаметром 100 мм не имеют визуальных дефектов (усадка, пористость, раковины и т. д.) в отличие от мелющих шаров диаметром 100 мм, отлитых в песчано-глинистых формах.

2. Испытанные шары диаметром 100 мм на ударную стойкость с содержанием хрома 1% выдержали не менее 1000 циклов до разрушения, что в 4–5 раз превышает стойкость при литье мелющих шаров в песчано-глинистые формы.

В результате проведенных работ по данной технологии достигнут выход годного 50%, что сравнимо с результатами работ на формовочной линии DISAMATIC при литье шаров диаметром 100 мм.

На втором этапе ставилась задача разработать универсальную технологию производства как стальных, так и чугунных мелющих шаров. Эта цель должна быть достигнута за счет направленной кристаллизации, которая создается в облицованном кокиле за счет частичной окраски формообразующей части кокиля. Изготавливали шары из высокоуглеродистой стали с содержанием углерода до 1%, чугуна с содержанием хрома до 10% и чугуна марки ИЧХ28 с содержанием хрома от 26 до 30%.

Качество мелющих шаров также определяли по наличию дефектов после разрезки, а ударную стойкость – на стенде П1755.

Результаты испытаний 2-го этапа работ:

1. Все стальные и чугунные шары при разрезе не имеют внутренних дефектов.



Рис. 4. Отлитые чугунные шары диаметром 100 мм с содержанием хрома 10% с литниковой системой и резы шаров после испытаний



Рис. 5. Отлитые стальные шары диаметром 100 мм с содержанием углерода до 1% с литниковой системой ирезы шаров после испытаний



Рис. 6. Шестипозиционная карусельно-кокильная машина мод. 49108 для литья в облицованный кокиль. Позиция заливки

2. Стальные и чугунные шары с содержанием до 10% хрома выдержали 1500 ударов без разрушений, после чего отпала необходимость в дальнейших испытаниях.

3. Твердость шаров с содержанием 10% хрома достигала 54–55 HRC.

Проведенные работы на данном стенде показывают, что при изменении литниковой системы выход годного был достигнут 80%. На линии DISAMATIC при литье шаров диаметром 100 мм такой выход годного не достижим, так как на этой линии преждевременная выбивка шаров диаметром 100 мм ведет к растрескиванию и поэтому расход металла при заливке не превышает 1700–1800 кг/ч. Таких же результатов можно достичь при производстве чугунных шаров диаметром 100 мм на карусельно-кокильной машине за счет теплоотвода, за счет размера кокиля (почти в 2 раза больше, чем ком 400×500×100–315 мм на DISAMATIC-2110), увеличения выхода годного, дополнительного прямого и косвенного охлаждения оснастки.

Известно из практики, что формовочное оборудование компании DISA Industries A/S через каждые 5–7 лет подвергается капитальному ремонту. Что касается карусельно-кокильных машин ОАО «БЕЛНИИЛИТ», то их срок службы в 2–3 раза выше.

Разработанные ОАО «БЕЛНИИЛИТ» технологии и машины литья в облицованный кокиль могут стать конкурентными лучшим мировым образцам при массовом производстве чугунных мелющих шаров диаметром от 60 до 120 мм. На этих машинах также возможно изготовление высококачественных мелющих шаров диаметром от 20 до 60 мм. Подтверждением являются современные разработки Китая, где созданы линии литья в облицованный кокиль для массового производства литых мелющих шаров. Оборудование китайских линий по металлоемкости (а значит, по цене), занимаемым производственным площадям и количеству занятых работников намного превышают такие же показатели 6-позиционной карусельно-кокильной машины, разработанной ОАО «БЕЛНИИЛИТ» (рис. 6, см. таблицу), т. е. можно утверждать о более низкой цене 6-позиционной карусельно-кокильной машины разработки ОАО «БЕЛНИИЛИТ», при этом производительность китайской линии и карусельно-кокильной машины ОАО «БЕЛНИИЛИТ» сравнительно одинакова. В связи с достигнутыми высокими физико-механическими и экономическими показателями при литье в облицованный кокиль фасонных отливок и мелющих шаров в 2018 г. ОАО «БЕЛНИИЛИТ» планирует продолжить данные работы в рамках программы «Импортозамещение».

Технические характеристики машины мод. 49108

Тип машины	Карусельная, кокильная
Циклическая производительность, съемов в час	50
Цикл работы	Полуавтоматический
Количество позиций, шт.	6
Количество секций, шт	6
Привод машины и секций	Гидравлический
Размеры кокиля в плоскости разъема, мм, не более	
длина	800

Продолжение таблицы

высота	450
толщина	240
Количество шаров диаметром 100 мм в одной форме, шт.	до 16
Род заливаемого сплава	чугун, сталь
Вид нагрева:	
кокилей	Электрический
модели	Электрический
Температура нагрева:	
кокилей К(°С)	483(210)– 523 (250)
модели К(°С)	493 (220)
Управление системы охлаждения оснастки	Электрическое
Охлаждение кокилей	Водяное
Установленная мощность нагревателей, кВт	86,4
Установленная мощность, кВт	100
Расход сжатого воздуха, м ³ /ч	10±0,1
Давление сжатого воздуха, атм	4–6
Габаритные размеры, мм, не более:	
длина	10900±100
ширина	6800±100
высота	4740±100
Масса без оснастки, кг	41000



УДК 669.154

Поступила 02.08.2017

ТЕРМОДИНАМИКА НАНОСТРУКТУРНЫХ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА THERMODYNAMICS OF NANOSTRUCTURAL PROCESSES OF CRYSTALLIZATION OF THE EUTECTIC SILUMIN

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

Получено уравнение термодинамического равновесия нанокристалла при эвтектической кристаллизации фаз. Показано, что размер строительных нанокристаллов кремния и алюминия в основном зависит от переохлаждения при затвердевании эвтектического силумина. Основным модифицирующим фактором микроструктуры является повышенная скорость затвердевания отливки.

The equation of thermodynamic balance of a nanocrystal at the eutectic crystallization of phases is obtained. It is shown that the size of construction nanocrystals of silicon and aluminum generally depends with overcooling during hardening of the eutectic silumin. The major modifying factor of a microstructure is the increased casting hardening speed.

Ключевые слова. *Эвтектический силумин, термодинамика, нанокристалл, кристаллизация, микроструктура, модифицирование, отливка.*

Keywords. *The eutectic silumin, thermodynamics, nanocrystal, crystallization, microstructure, modifying, casting.*

В настоящее время из алюминиево-кремниевых сплавов наибольшее применение получают заготовки из эвтектического силумина, который обладает высокими литейными свойствами, низким удельным весом и имеет сравнительно невысокую стоимость. Основной недостаток силуминов – недостаточно высокие механические свойства. Для их повышения, кроме легирования, необходимо модифицирование первичной микроструктуры отливки, которая, в свою очередь, будет определяться процессами кристаллизации. Как было установлено, они являются сложными наноструктурными процессами, требующими термодинамического исследования [1].

Рассмотрим процесс термодинамического равновесия между сферическим нанокристаллом радиуса r и расплавом. Для жидкой и твердой фаз изменения молярных энергий Гиббса dG_L и dG_S будут определяться следующими уравнениями [2]:

$$\begin{aligned} dG_L &= V_L dP_L - S_L dT, \\ dG_S &= V_S dP_S - S_S dT, \end{aligned} \quad (1)$$

где V_L и V_S – молярные объемы жидкой и твердой фаз; S_L и S_S – молярные энтропии жидкой и твердой фаз; P_L и P_S – давление в жидкой и твердой фазах; T – температура процесса. При термодинамическом равновесии фаз выполняется условие $dG_L = dG_S$. Тогда из уравнения (1) получим

$$(S_S - S_L) dT = V_S dP_S - V_L dP_L. \quad (2)$$

При эвтектической кристаллизации $T = \text{const}$, поэтому $dT = 0$. Тогда уравнение термодинамического равновесия фаз будет иметь вид

$$V_S dP_S - V_L dP_L = 0. \quad (3)$$

Принимаем, что внешнее давления постоянно, а гидростатическое давление не зависит от радиуса нанокристаллов. Тогда при постоянном P_L $dP_L = 0$. В результате получим основное уравнение термодинамического равновесия нанокристалла при эвтектической кристаллизации фаз:

$$P_S = \text{const.} \quad (4)$$

Значение P_S определяется следующим уравнением [2]:

$$P_S = \frac{dF_S}{dV_S}, \quad (5)$$

где dF_S – изменение свободной энергии твердой фазы при постоянном объеме; dV_S – изменение объема твердой фазы при давлении P_S . Для сферического нанокристалла значения dF_S и dV_S равны:

$$\begin{aligned} dF_S &= d(4\pi r^2 \sigma), \\ dV_S &= d\left(\frac{4}{3}\pi r^3\right), \end{aligned} \quad (6)$$

где σ – удельная межфазная поверхностная энергия между нанокристаллом и расплавом. Из уравнений (4)–(6) следует, что при эвтектической кристаллизации выполняется условие:

$$\sigma = kr, \quad (7)$$

где k – константа, зависящая от температуры.

Полагаем, что равновесный расплав состоит из стабильных сферических элементарных нанокристаллов радиусами 2–5 нм [3]. Термодинамически исследуем процесс образования строительных нанокристаллов из элементарных. Установлено, что из строительных нанокристаллов формируются микрокристаллы [4]. Определим радиус строительных нанокристаллов в процессе эвтектической кристаллизации. Энергия Гиббса строительного нанокристалла сферической формы G_H будет определяться по уравнению:

$$G_H = -g \frac{4}{3}\pi r_H^3 + 4\pi r_H^2 \sigma, \quad (8)$$

где g – удельная объемная энергия Гиббса при кристаллизации строительного нанокристалла радиуса r_H . Величина g имеет вид:

$$g = \frac{L\Delta T\rho}{T_0M}, \quad (9)$$

где L – молярная теплота кристаллизации (плавления); ρ и M – соответственно плотность и молярная масса; T_0 – температура плавления; ΔT – переохлаждение при эвтектической кристаллизации. Подставляя величины σ и g из уравнений (7) и (9) в уравнение (8), получаем:

$$G_H = -\frac{4\pi L\Delta T\rho r_H^3}{3T_0M} + 4\pi r_H^3. \quad (10)$$

При равновесной эвтектической кристаллизации $dG_H = 0$. Тогда из уравнения (10) следует:

$$k = \frac{L\Delta T\rho}{3T_0M}. \quad (11)$$

Из уравнения (7) следует, что $r_H = \sigma/k$. Подставляя значение k из уравнения (11), получаем:

$$r_H = \frac{3T_0M\sigma}{L\Delta T\rho}. \quad (12)$$

Поскольку микрокристаллы состоят из строительных нанокристаллов, то величина σ для них соответствует таким же значениям, как и для микрокристаллов. Для них значения σ известны из монографий и справочной литературы.

Определим радиус строительных нанокристаллов кремния r_H (Si) при кристаллизации эвтектического силумина. Из литературных источников находим: $\sigma = 0,680$ Дж/м²; $\Delta T = 6$ К; $M = 2,8 \cdot 10^{-2}$ кг/моль; $L = 5,0 \cdot 10^4$ Дж/моль; $T_0 = 850$ К [5, 6]. Подставляя эти значения в формулу (12), получаем r_H (Si) = 65 нм.

Аналогично определим радиус строительных нанокристаллов алюминия $r_n(\text{Al})$ при кристаллизации эвтектического силумина. Из литературных источников находим: $\sigma = 0,093 \text{ Дж/м}^2$; $\Delta T = 6 \text{ К}$; $M = 2,7 \cdot 10^{-2} \text{ кг/моль}$; $L = 1,08 \cdot 10^4 \text{ Дж/моль}$; $T_0 = 850 \text{ К}$ [6,7]. Подставляя эти значения в формулу (12), получаем $r_n(\text{Al}) = 36 \text{ нм}$. Из уравнения (12) следует, что размер строительных нанокристаллов при эвтектической кристаллизации силумина в основном зависит от величины ΔT . Чем выше переохлаждение, тем мельче строительные нанокристаллы, тем более плотная и глобулярная структура микрокристаллов кремния и выше количество центров их кристаллизации. Поэтому с увеличением ΔT повышается степень модифицированности микроструктуры эвтектического силумина. Также известно, что переохлаждение при кристаллизации пропорционально скорости затвердевания отливок. Поэтому она является основным модифицирующим фактором, от которого существенно зависят механические свойства литого силумина. Например, при литье эвтектического силумина методом закалочного затвердевания получают отливки диаметром 50 мм с дисперсностью кристаллов кремния 200–300 нм [8]. Они являются глобулярными и представляют собой, по сути, центры кристаллизации, состоящие из строительных нанокристаллов.

Таким образом, термодинамика наноструктурных процессов кристаллизации эвтектического силумина показывает, что основным модифицирующим фактором микроструктуры является повышенная скорость затвердевания отливки.

Литература

1. **Стеценко В. Ю.** Наноструктурные процессы плавки и литья эвтектического силумина // *Литье и металлургия*. 2016. № 3. С. 20–23.
2. **Жуховицкий А. А., Шварцман Л. А.** Физическая химия. М.: Металлургия, 1976.
3. **Стеценко В. Ю.** Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // *Литье и металлургия*. 2015. № 2. С. 33–35.
4. **Стеценко В. Ю.** Наноструктурные процессы плавления, кристаллизации и модифицирования металлов // *Литье и металлургия*. 2015. № 3. С. 51–53.
5. **Никитин В. И., Никитин К. В.** Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005.
6. **Свойства элементов:** Справ. / Под редакцией Г. В. Самсонова. М.: Металлургия, 1979.
7. **Салли И. В.** Кристаллизация сплавов. Киев: Наукова думка, 1974.
8. **Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.** Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.



УДК 621.74

Поступила 07.09.2017

ПОДГОТОВКА АЛЮМИНИЕВОЙ СТРУЖКИ ДЛЯ ПЕРЕПЛАВА PREPARATION OF ALUMINUM CHIPS FOR RECASTING

М. А. САДОХА, ОАО «БЕЛНИИЛИТ», г. Минск, Беларусь, ул. Машиностроителей, 28.
Тел. +375 29 778-84-65

M. A. SADOKHA, OJSC «BELNIILIT», Minsk, Belarus, 28, Mashinostroiteley str. Tel. +375 29 778-84-65

В статье представлены варианты технологических приемов очистки алюминиевой стружки от СОЖ, масел и влаги. Подробно рассмотрен вариант сушки стружки в сушилке барабанного типа.

The article presents the options of technological methods for cleaning of aluminum chips from coolant, oils and moisture. The option of drying the chips in drum drier is drilled down.

Ключевые слова. Стружка, алюминиевый сплав, очистка, сушка, переплав.

Keywords. Chip, aluminum alloy, cleaning, drying, recasting.

Суть всех процессов очистки стружки – удаление с ее поверхности воды, масла и других жидких компонентов с целью обеспечения максимального выхода металла при последующем переплаве. Одним из вариантов очистки стружки является ее отмывка. Для отмывки очень влажной стружки от масла и СОЖ (при содержании более 6%) применяют центрифуги непрерывного действия, которые изготавливают как с вертикальным, так и с горизонтальным расположением ротора. Опробован способ удаления масел и эмульсий, входящих в состав СОЖ, путем промывки стружки горячей водой. Среди других процессов очистки стружки от влаги и масла наибольшее распространение получила технология сушки стружки.

Процесс сушки может быть разделен на две условные стадии, которые в зависимости от конструкции сушильной установки могут быть последовательными, частично пересекающимися или полностью совпадающими в пространстве и времени:

1. Удаление с поверхности стружки легкоиспаряющихся органических веществ путем перевода их в газообразное состояние. Этот процесс требует низкой температуры и безокислительной атмосферы для предотвращения возгорания паров в установке.

2. Удаление с поверхности стружки тяжелых углеводородных соединений, для чего они должны быть преобразованы в более легкие соединения. Этот процесс требует присутствия кислорода и более высокой температуры. При этом температура должна быть ниже точки активного окисления стружки, т. е. примерно до 540 °С.

Условия выполнения каждой из стадий накладывают определенные ограничения на процесс сушки и делают его успешным при соблюдении ряда технологических параметров. Рассмотрим возможные варианты сушки и представим техническое описание установок для их реализации (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Варианты сушки стружки

Вариант	Выполнение 1-й и 2-й стадий сушки		Вид процесса
	в пространстве	во времени	
1	В одном месте	Не одновременно	Периодический
2	В разных местах	Одновременно	Непрерывный
3	В разных местах	Не одновременно	Периодический
4	В одном месте	Одновременно	Периодический

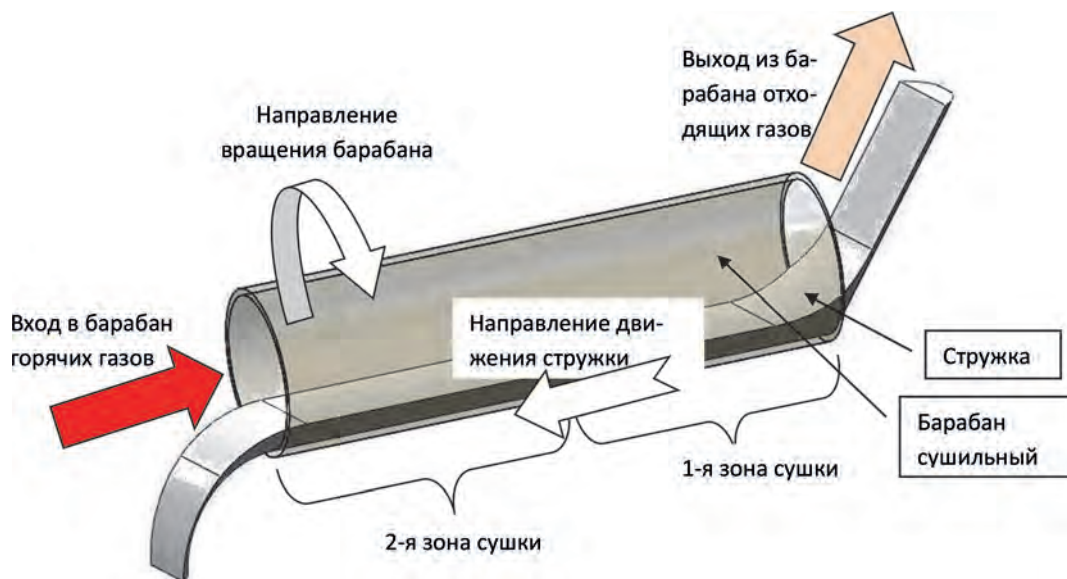


Рис. 1. Технологическая схема сушки стружки в барабанном сушиле с противотоком

Первый вариант сушки стружки представляет собой периодический процесс, при котором какой-то ограниченный объем стружки в контейнере или корзине загружают в сушильный агрегат, где происходит постепенное ее нагревание со скоростью, обеспечивающей раздельное во времени протекание обеих стадий сушки. Этот вариант отличается низкой производительностью и высокой энергоемкостью и может быть использован при обработке относительно небольших объемов стружки в местах ее образования для переработки в условиях собственного производства.

Второй вариант реализуется путем непрерывного перемещения стружки из первой зоны во вторую с помощью специального транспорта, например, пластинчатого транспортера, шнека и т. п. Однако наибольшее применение нашел вариант барабанной сушки потоком горячих газов. В этом случае обеспечивается условие постоянного перемешивания стружки и единый источник энергии для поддержания температуры на заданном уровне в обеих зонах, что обеспечивает относительно низкий расход энергии и высокий коэффициент полезного действия агрегатов.

Третий вариант реализуется крайне редко, так как он носит периодический характер и в отличие от первого варианта требует перемещения стружки в контейнере из одного сушильного агрегата в другой, в каждом из которых идет реализация различных стадий сушки. Этот вариант достаточно сложен с точки зрения организации процесса, требует управления пересекающимися транспортными потоками и повышенного расхода энергии.

Четвертый вариант сушки по организации аналогичен первому, однако он практически не используется, так как для его реализации требуется в отличие от первого варианта создавать в печи безокислительную среду или осуществлять вакуумирование. Эти технологии для очистки обычной стружки после механической обработки экономически будут не оправданы. В настоящее время такие процессы обработки отходов алюминия развиваются достаточно активно и используются некоторыми зарубежными компаниями для извлечения алюминия из упаковочных материалов, содержащих в своем составе алюминиевую фольгу. В развитых странах на долю упаковки уже теперь приходится до 20% получаемого вторичного алюминия.

Таким образом, для сушки алюминиевой стружки в промышленных масштабах наиболее приемлемым является второй вариант, причем в варианте барабанного сушила. Технологии и оборудование, основанные на данном принципе, нашли наибольшее распространение в мире. Остановимся на данном процессе подробнее.

Установлено, что наиболее целесообразно использовать технологическую схему, основанную на противотоке, т. е. поток стружки движется навстречу потоку горячих газов (рис. 1). В этом случае наиболее подходящая зона барабанного сушила для реализации второй стадии сушки – зона выгрузки стружки из барабана, где в него входят наиболее горячие газы от газовой или иной горелки, и присутствует значительное количество кислорода за счет подсоса атмосферного воздуха, а стружка уже очищена от легкоиспаряющихся органических веществ.

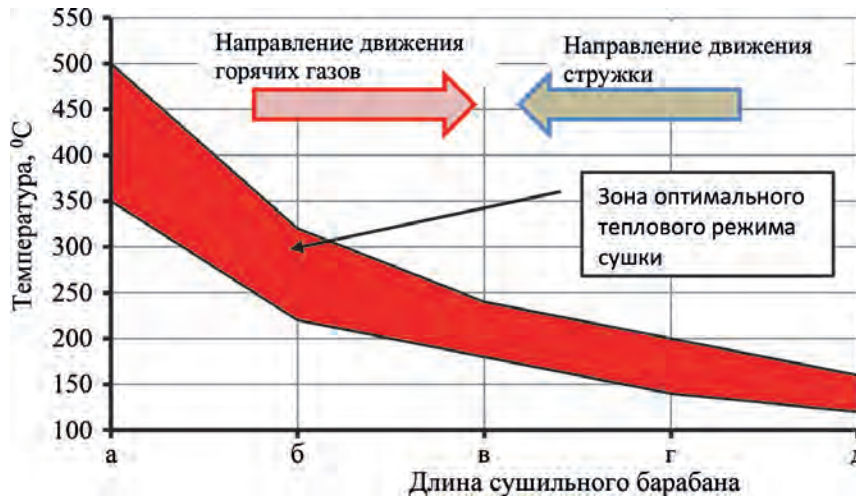


Рис. 2. Схема теплового режима работы сушильного барабана при сушке алюминиевой стружки: расстояние $a-d$ – общая длина сушильного барабана; расстояние $a-b$ – длина зоны второй стадии сушки стружки (удаление тяжелых органических веществ); расстояние $b-g$ – длина зоны первой стадии сушки стружки (удаление легкоиспаряющихся органических веществ и воды)

Далее поток газов, насыщенных парами разложения тяжелых углеводородных соединений, движется по направлению к выходу из барабана, отдавая по дороге тепло движущейся навстречу стружке, что ведет к постепенному снижению температуры газов в барабане. В результате в зоне загрузки стружки в барабан достаточно легко обеспечить температурные условия для протекания первой стадии сушки (температура не должна превышать 160 °C).

Вода, присутствующая в стружке, также испаряется на первой стадии и удаляется из сушила без снижения температуры в сушильном барабане, особенно в зоне протекания второй стадии сушки – это важная особенность системы противотока. Кроме того, присутствующая вода является сдерживающим и блокирующим фактором процесса воспламенения легкоиспаряющихся горючих органических веществ. Благодаря присутствию воды удается снизить температуру отходящих газов до оптимального уровня. В связи с тем что содержание в стружке загрязняющих веществ, как правило, не является постоянным, особенно в условиях централизованной переработки стружки от различных поставщиков, некоторые изготовители оборудования в конструкцию сушила вводят узел водяного душирования второй сушильной зоны с целью регулирования температурного режима без изменения производительности агрегата. При этом душирование включается в автоматическом режиме в зависимости от температуры в определенных зонах сушильного барабана.

Условно температурный режим сушильного барабана для алюминиевой стружки показан на рис. 2.

Температурный режим барабанного сушила при сушке стружки носит ключевой характер в процессе сушки. Анализ схемы теплового режима показывает, что в тепловом отношении при использовании барабанного сушила у нас имеется техническая возможность гибко и независимо регулировать температуру в зонах первой и второй стадий сушки. Так, температура в высокотемпературной зоне сушки (зона второй стадии) определяется режимом работы горелки (расходом топлива). Температура в зоне первой стадии сушки (низкотемпературная зона) поддерживается на максимальном уровне за счет горячих газов, идущих из второй зоны сушки, а понижение температуры в данной зоне может быть обеспечено за счет водяного душирования.

Большое влияние на температурный режим в сушильном барабане оказывают и такие факторы, как интенсивность теплообмена между стружкой и газами, длина сушильного барабана, скорость его вращения, угол наклона, количество и засоренность стружки и др. Так, для обеспечения хорошего перемешивания стружки и максимального контакта стружки с газами на внутренней поверхности барабана выполняются специальные полки, позволяющие поднимать стружку на максимальную высоту и сбрасывать ее вниз. Это позволяет при прочих равных условиях существенно сократить длину сушильного барабана. Скорость вращения и угол наклона барабана напрямую определяют время нахождения стружки в различных зонах сушки и прохождения всего барабана в целом. Засоренность стружки определяет при прочих равных условиях необходимое время нахождения стружки в той или иной зоне, что может существенно влиять на производительность сушильной установки и режимы ее работы.

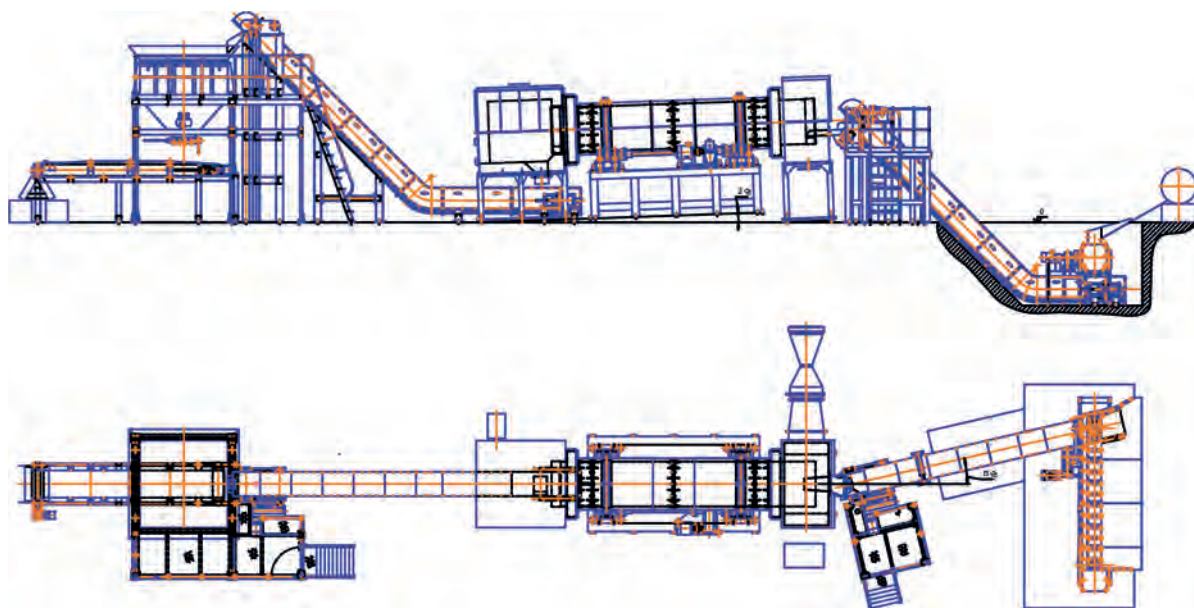


Рис. 3. Схема линии подготовки алюминиевой стружки к переплаву мод. 46178



а



б



в



г

Рис. 4. Общий вид линии подготовки алюминиевой стружки к переплаву мод. 46178 (а, б) и ее отдельные узлы: сушильный барабан (в), магнитный сепаратор (г)

В общем случае производительность сушильной установки алюминиевой стружки (P) на базе сушильного барабана можно представить в виде следующей зависимости:

$$P = f(q_1, q_2, q_3, L, D, \omega, \alpha, Q), \quad (1)$$

где q_1, q_2 – соответственно засоренность стружки легкоиспаряющимися и «тяжелыми» органическими веществами; q_3 – засоренность стружки водой; L – длина барабана; D – диаметр барабана; ω – скорость вращения барабана; α – угол наклона барабана; Q – мощность горелочного устройства.

В ОАО «БЕЛНИИЛИТ» разработана технологическая линия для подготовки алюминиевой стружки к переплаву мод. 46178. На рис. 3 показана схема данной линии, а на рис. 4 – отдельные ее узлы после монтажа. Данное оборудование предназначено для очистки алюминиевой стружки от загрязнений маслом, влагой и отделения железосодержащих включений.

Технические параметры линии мод. 46178 приведены в табл. 2.

Таблица 2. Технические характеристики линии мод. 46178

Наименование параметров и размерность	Характеристика
Производительность по сырой стружке, кг/ч	до 620
Расход электроэнергии, кВт·ч/ч, не более	54
Расход газа, м/ч, не более	35
Расход воды, м/ч, не более	10
Расход сжатого воздуха, м/ч, не более	80
Объем бункера-накопителя, дм ³	4654
Габаритные размеры (с АБХУ), мм, не более: длина × ширина × высота	25475×11021×6689
Масса линии (с АБХУ), кг, не более	38100
Масса АБХУ, кг, не более	10800

Работа линии мод. 46178 осуществляется следующим образом.

Загрязненная алюминиевая стружка, проходя через барабанный вращающийся грохот, разделяется на две категории: элементная дисперсная стружка и витая длинномерная стружка. Витая стружка удаляется на дробилку (не входит в состав комплекса). Элементная стружка, проходя по системе конвейеров, попадает на вибрлоток, подающий ее непосредственно во вращающийся сушильный барабан со стороны загрузочной камеры.

Сушильный барабан установлен под углом 2–3° по отношению к горизонту, что обеспечивает перемещение стружки по барабану в процессе его вращения. Для обеспечения более высокого подъема стружки внутри барабана и лучшего теплообмена между стружкой и горячими газами на внутренней поверхности барабана выполнены продольные полки (рис. 5).

На противоположной стороне сушильного барабана находится топка, в которой установлена газовая горелка. Горячий воздух из топки движется к загрузочной камере через сушильный барабан, контактирует со стружкой, нагревает ее, в процессе чего происходит испарение влаги, масла и СОЖ. Далее газы, насыщенные парами загрязняющих стружку веществ и взвешенными частицами, поступают на очистку.

Высушенная стружка поступает в приемный бункер 1, из которого по ленточному транспортеру 3 передается к магнитному сепаратору 4 (рис. 6).

Стружка, поступающая из приемного бункера, хаотично располагается слоем различной толщины на ленточном транспортере. Она имеет в своем составе ферромагнитные и слабомангнитные частицы, различающиеся по своему фракционному составу, некоторые частицы поступают в виде биметалла, некоторые – в виде пылевидной фракции, прилипшей к крупным частицам. Для полного удаления железосодержащих компонентов агрегат магнитной сепарации до попадания в барабан сепаратора снабжен встряхивателем 2, 5 и щелевым дозатором 6. Находящаяся на ленточном транспортере стружка, проходя через щелевой дозатор, укладывается ровным слоем, что позволяет в дальнейшем более эффективно отделять примеси. Основное назначение встряхивателя стружки, который состоит из магнита 2 с переменной магнитной индукцией или магнита 2 с механическим возбудителем 5 – осуществить перераспределение магнитных и немагнитных частиц стружки на транспортере, нарушить связь примесей пылевидной фракции, дополнительно намагнитить слабомангнитные примеси.



Рис. 5. Внутренняя конструкция сушильного барабана

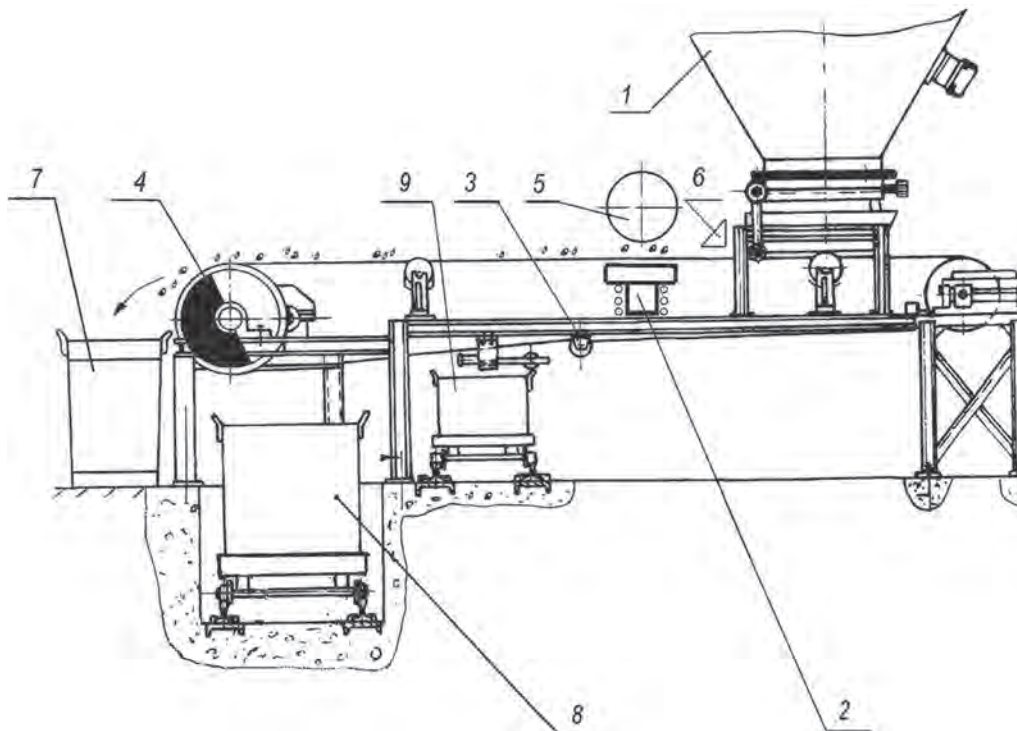


Рис. 6. Устройство магнитной сепарации: 1 – бункер; 2,5 – встряхиватель; 3 – транспортер; 4 – магнитный сепаратор; 6 – щелевой дозатор; 7– 9 – тара

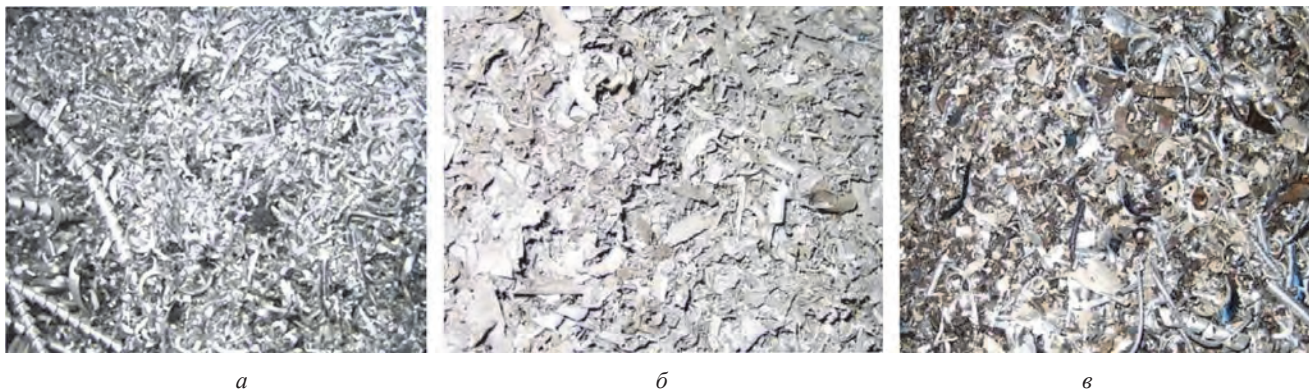


Рис. 7. Внешний вид стружки: а – до сушки; б – после сушки; в – магнитосодержащий отсев

Встряхиватель может быть выполнен в виде магнита с переменной магнитной индукцией или в виде магнита и механического встряхивателя (например, немагнитной щетки). В первом случае встряхивание происходит за счет импульсного намагничивания, создаваемого напряженностью магнитного поля. Во втором случае – при механическом нарушении сплошности слоя стружки и направленного магнитного поля.

После прохода стружки через встряхиватель ферромагнитные и слабомагнитные частицы преимущественно находятся внизу слоя стружки и поэтому при попадании в поле действия барабана сепаратора притягиваются к нему. В этом случае вероятность попадания ферромагнитных частиц в тару 7 для очищенной алюминиевой стружки сводится к нулю. Отсепарированные частицы и частицы, прилипшие к транспортеру, под действием силы тяжести, выходя из поля действия магнита или скребкового досборника, попадают в отдельную тару 8, 9.

В основу работы барабанного сепаратора могут быть положены различные принципы, сепарирование может осуществляться с помощью электромагнита, а также при помощи магнита постоянного тока. Практика показала, что наиболее эффективным является использование магнита постоянного тока, изготовленного на основе редкоземельных металлов (Nd-Fe-B) с $(BH)_{\max} > 290 \text{ К} \cdot \text{Ам/м}^3$ и обеспечивающего магнитную индукцию на поверхности магнитного барабана до 90 мТл. Магнит выполнен в виде части (половины) цилиндра, закрепленного на неподвижной оси внутри вращающегося барабана. Фер-

ромагнитные частицы притягиваются к барабану и удерживаются в нем до момента поворота барабана на 180 °С. Затем магнитное поле исчезает и частицы падают в тару.

Эффективность работы линии сушки установки мод. 46178 подтверждается результатами, полученными при сушке сильно засоренной алюминиевой стружки (табл. 3). Внешний вид стружки до и после сушки представлен на рис. 7.

Т а б л и ц а 3. Результаты сушки стружки на установке мод. 46178

Показатель	До сушки	После сушки
Содержание воды,%	0,8–2,0	0,2
Содержание масла,%	7,6–15,0	0,6
Содержание железосодержащих элементов, %	7,0–20,5	0,8
Выход сухой стружки,%	84,6–62,5	–

Литература

1. Волочко А. Т., Садоха М. А. Алюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий. Минск: Беларуская навука, 2011. 387 с.



УДК 621.74:669.13

Поступила 02.08.2017

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА ПУТЕМ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ

THE MANAGEMENT STRUCTURE OF HIGH-CHROMIUM CAST IRON THROUGH A COMPLEX MODIFICATION

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.

Разработана модель перехода транскристаллитной структуры в слитках из высокохромистого чугуна в равноосную. Установлено, что комплексное модифицирование поверхностно-активными и химически-активными компонентами устраняет транскристаллизацию, измельчает первичные и эвтектические карбиды и повышает ударную вязкость литых образцов, а также изменяет строение эвтектических колоний.

The model for transition of transgranular ingots structure of high chrome cast iron to equiaxial structure was developed. It was established that complex modification by surface active and chemically active components eliminates transcrystallization, grinds the primary and eutectic carbides and increases the impact hardness of the cast model as well as change the structure of eutectic colonies.

Ключевые слова. Высокохромистый чугун, транскристаллизация, микроструктура, макроструктура, комплексное модифицирование, ударная вязкость, поверхностно-активные элементы, химически-активные элементы.

Keywords. High chrome cast iron, transcrystallization, microstructure, macrostructure, complex modification, impact hardness, surface active elements, chemically active elements.

Для изготовления быстроизнашиваемых деталей насосов, строительной и горно-перерабатывающей техники используют высокохромистые чугуны (ВХЧ), структура которых состоит из карбидов Cr_7C_3 или $Cr_{23}C_6$ и металлической основы. Последняя может быть представлена аустенитом, мартенситом или продуктами их распада. В процессе первичной кристаллизации в зависимости от содержания углерода из расплава выделяются первичный аустенит или карбиды и эвтектика. ВХЧ склонны к транскристаллизации, но применение эффективных модификаторов позволяет частично или полностью вместо транскристаллитной макроструктуры получить равноосную [1, 2]. При этом наблюдаются изменения и в микроструктуре как первичных фаз, так и эвтектики [3]. При формировании эвтектики карбиды являются ведущей фазой, а их строение и размеры определяют структуру эвтектики [4]. В литературе отсутствуют сведения о взаимосвязи макро- и микроструктуры и их влияния на свойства ВХЧ. Общим недостатком всех марок ВХЧ является высокая хрупкость, в связи с чем управление макро- и микроструктурой ВХЧ должно рассматриваться с учетом влияния структуры на свойства, основным из которых служит ударная вязкость.

Таким образом, цель исследования – изучение механизма формирования макроструктуры и ее влияния на микроструктуру и свойства ВХЧ, а также разработка состава комплексного модификатора, применение которого позволит управлять макроструктурой и изменять дисперсность первичных фаз и составляющих эвтектики (карбидов и аустенита). В соответствии с существующими представлениями под понятием «комплексный модификатор» понимают модифицирующую смесь, состоящую из химически-активных компонентов, способных, взаимодействуя с серой, кислородом, азотом или углеродом, образо-

вызвать устойчивые при температурах расплава чугуна соединения, и поверхностно-активных компонентов, ограниченно растворимых в жидком чугуне и нерастворимых в твердых фазах. Если первые, образуя подложки, облегчают процесс зародышеобразования в переохлажденном расплаве, то вторые, замедляя рост зародышей, вызывают рост переохлаждения, чем стимулируют появление новых зародышей, что, в конечном итоге, ведет к измельчению структуры ВХЧ.

Известно, что содержание углерода в ВХЧ значительно влияет на его свойства [4]. По мере увеличения количества углерода чугун становится более хрупким, но растет его износостойкость, в связи с чем выбор состава чугуна определяется условиями работы детали. При переходе через эвтектическую концентрацию углерода наблюдается принципиальное изменение структуры. Вместо дендритов первичного аустенита из расплава выделяются вытянутые кристаллы карбидов, имеющих шестигранную форму в поперечном сечении. Так как морфология структуры в доэвтектических и заэвтектических чугунах различна, в ходе экспериментов использовали два базовых состава чугуна: доэвтектический (С – 3,04 мас.%; Cr – 16,7; Ni – 0,3; Mn – 0,7; Si – 0,8 мас.%) и заэвтектический (С – 4,1 мас.%; Cr – 16,3; Ni – 0,35; Mn – 0,7; Si – 0,83 мас.%).

Опыты проводили с использованием силитовой печи, в которую устанавливали кварцевые ампулы диаметром 20 мм с навесками чугуна. После достижения температуры 1400 °С в расплав чугуна вводили завернутый в медную фольгу модификатор, затем ампулы извлекали из печи и охлаждение расплава происходило на воздухе.

Схематически процесс формирования макроструктуры в доэвтектическом чугуне показан на рис. 1.

В расплаве чугуна до момента остановки транскристаллизации эвтектики существуют две зоны концентрационного переохлаждения (рис. 1, а): одна перед фронтом кристаллизации эвтектики и вторая – аустенита. Образование этих зон связано со скоплением примесей перед растущей фазой. В зоне X_3-X_3' и X_A-X_A' возможно зарождение равноосных кристаллов и если их рост обуславливает повышение температуры расплава в зоне концентрационного переохлаждения, прекращается направленный рост эвтектики или дендритов аустенита, и транскристаллитная структура трансформируется в равноосную. Распределение температур по зонам после остановки транскристаллизации эвтектики показано на рис. 1, б. Задача комплексного модифицирования сводится к ускорению процесса зарождения в зоне концентра-

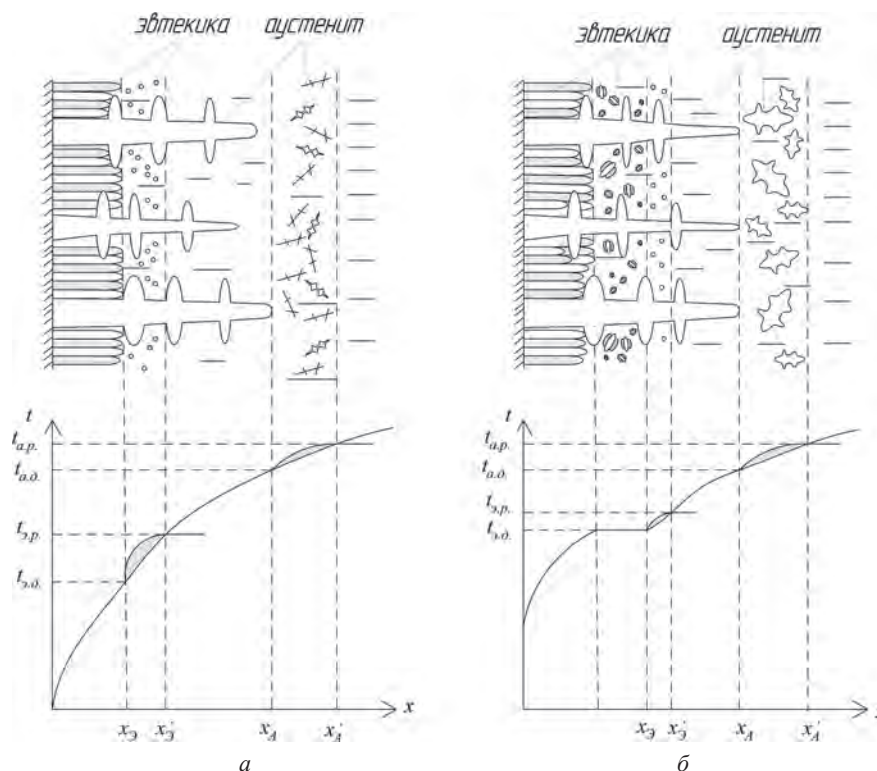


Рис. 1. Схема формирования макроструктуры в доэвтектическом чугуне: а – до остановки транскристаллизации; б – после остановки транскристаллизации; $t_{a.p.}$ – равновесная температура начала кристаллизации аустенита; $t_{a.o.}$ – действительная температура на фронте кристаллизации аустенита; $t_{e.p.}$ – равновесная температура начала кристаллизации эвтектики; $t_{e.o.}$ – действительная температура кристаллизации эвтектики; x_A-x_A' – зона концентрационного переохлаждения на фронте кристаллизации аустенита; x_3-x_3' – зона концентрационного переохлаждения на фронте кристаллизации эвтектики

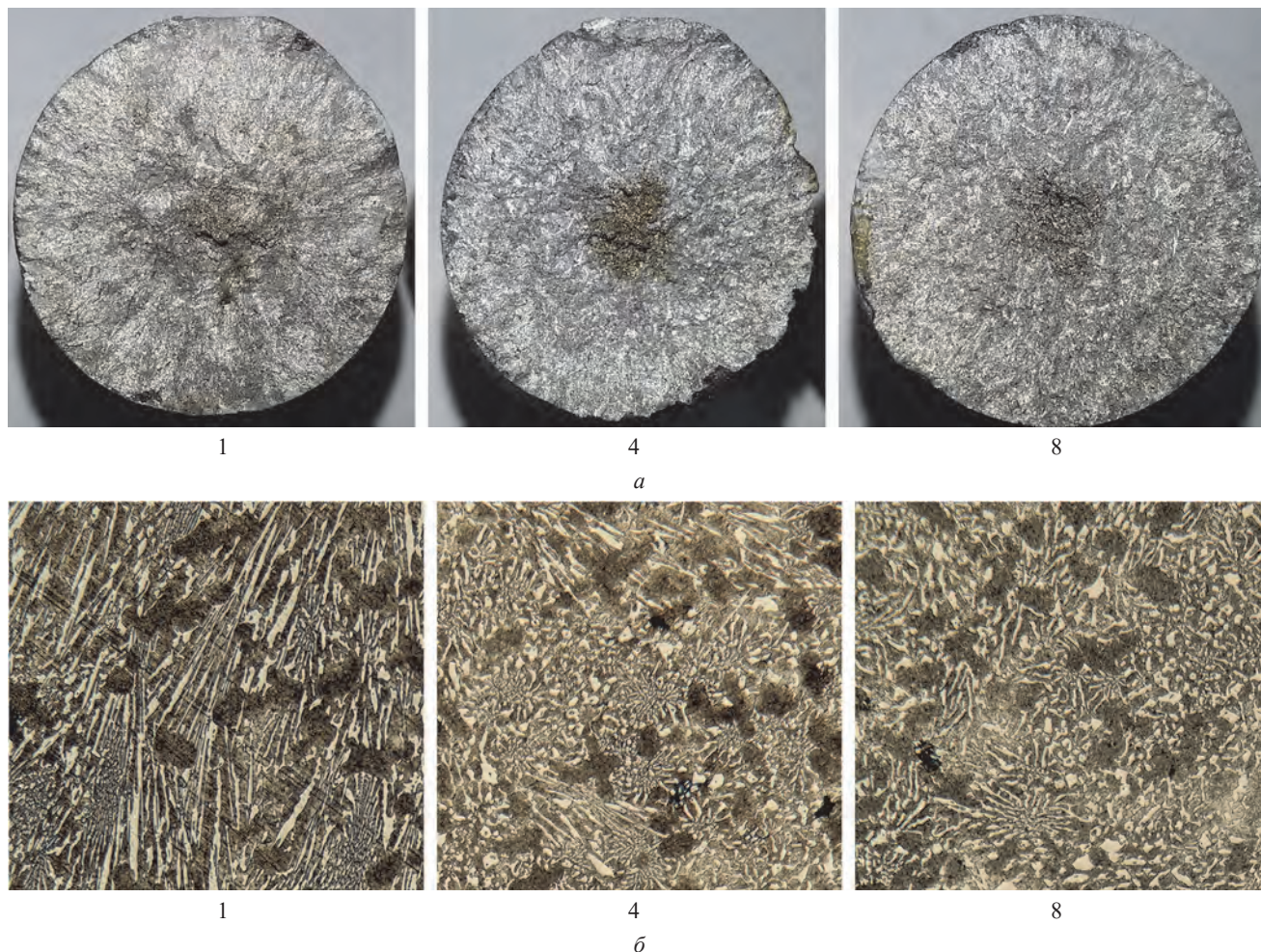


Рис. 2. Структура образцов доэвтектического износостойкого чугуна: *a* – макроструктура; *б* – микроструктура; 1, 4, 8 – номера образцов

ционного переохлаждения на подложках равноосной фазы и росту величины переохлаждения в этой зоне за счет замедления поверхностно-активным компонентом направленного роста эвтектики и аустенита. В качестве химически-активных компонентов в состав комплексного модификатора входили Al, SiCa и В, а в качестве поверхностно-активного – Bi.

Модифицированные различными добавками образцы разрушали на копре для определения ударной вязкости и по излому измеряли глубину транскристаллизации. Результаты экспериментов приведены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты экспериментов

Номер опыта	Добавки, %				Ударная вязкость, Дж/см ²	Величина транскристаллизации
	SiCa	В	Al	Bi		
1	0,05	0,01	0,05	0,02	11,3	5,9
2	0,2	0,01	0,05	0,02	10,5	4,6
3	0,05	0,1	0,05	0,02	9,5	5,3
4	0,2	0,1	0,05	0,02	9,6	3,1
5	0,05	0,01	0,05	0,005	10,3	4,3
6	0,2	0,01	0,05	0,005	11,3	3,6
7	0,05	0,1	0,05	0,005	11,5	4,7
8	0,2	0,1	0,05	0,005	12,8	1,2
9	0,2	0,1	0,05	0,01	12,8	1,2
10	0,2	0,1	0,05	0,003	13,6	1,3

Как следует из таблицы, наилучший эффект по устранению транскристаллизации и повышению ударной вязкости наблюдали при комплексной добавке всех компонентов (опыт № 8). Модифицирова-

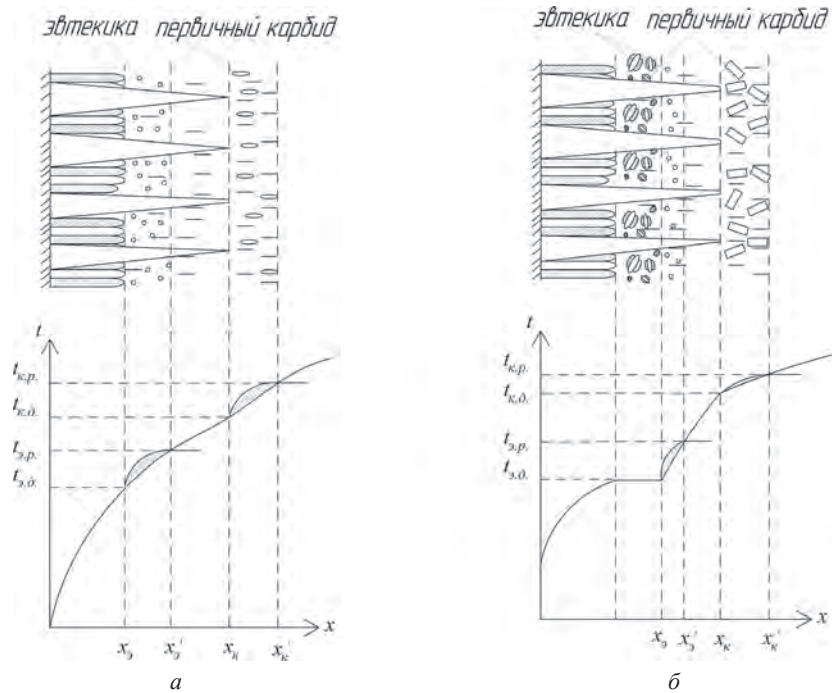


Рис. 3. Схема формирования макроструктуры в заэвтектическом чугуине: *а* – до остановки транскристаллизации; *б* – после остановки транскристаллизации; $t_{кр}$ – равновесная температура начала кристаллизации первичных карбидов; $t_{кд}$ – действительная температура на фронте кристаллизации первичных карбидов; $t_{эп}$ – равновесная температура начала кристаллизации эвтектики; $t_{эо}$ – действительная температура кристаллизации эвтектики; x_k-x_k' – зона концентрационного переохлаждения на фронте кристаллизации первичных карбидов; x_3-x_3' – зона концентрационного переохлаждения на фронте кристаллизации эвтектики

ние Bi в сочетании с Al (опыт № 1) оказалось наиболее неблагоприятным. Из сравнения опытов № 4, 9 и 10 видно, что добавка висмута может быть уменьшена до 0,003% без ущерба для результатов по устранению транскристаллизации. Макроструктуры ВХЧ в изломе слитков для опытов № 1, 4 и 8 показаны на рис. 2, *а*, а на рис. 2, *б* – микроструктуры этих образцов.

Из рисунка следует, что переход от транскристаллизации к равноосной макроструктуре сопровождается изменением морфологии эвтектики. Вместо односторонне направленного кооперативного роста фаз, составляющих эвтектику, осуществляется переход к образованию сферических колоний. При этом наблюдается рост их числа.

Современные марки ВХЧ исчерпали ресурс увеличения износостойкости, так как они ограничиваются содержанием в них 30–35% карбидов. Использование же заэвтектических чугунов, содержащих 50–52% специальных карбидов, приводит к резкому снижению износостойкости и механических свойств, что связано с наличием в структуре крупных первичных карбидов. Значительно повысить ресурс работы деталей из ВХЧ можно за счет использования методов, позволяющих измельчить первичные карбиды в заэвтектических чугунах до размеров, сопоставимых с эвтектическими карбидами. Это позволит существенно увеличить ресурс работы деталей заэвтектических чугунов [5].

Кристаллизация ВХЧ заэвтектического состава начинается с выделения карбидов. При достижении поверхностной зоной слитка температуры кристаллизации эвтектики начинается ее направленный рост в направлении, обратном теплоотводу. Так же как и для доэвтектического сплава, на фронте кристаллизации (рис. 3) образуется зона концентрационного переохлаждения, величина и глубина которого зависит от наличия примесей.

После остановки транскристаллизации в зоне X_3-X_3' наблюдается рост равноосных колоний. Введение комплексного модификатора может изменить не только макроструктуру, но и размер эвтектических колоний и первичных карбидов, что должно, в конечном итоге, повлиять на свойства чугуна. Для проверки этого предположения по описанной выше методике проводили эксперименты на ВХЧ заэвтектического состава: $C - 4,1 \text{ мас.}\%$; $Cr - 16,3\%$; $Ni - 0,35\%$; $Mn 0,7\%$; $Si - 0,83 \text{ мас.}\%$. Результаты экспериментов приведены в табл. 2.

Без модифицирования заэвтектические чугуны имеют транскристаллитное строение как первичных карбидов, так и эвтектики. Использование $SiCa$ в качестве модификатора устраняет транскристалли-

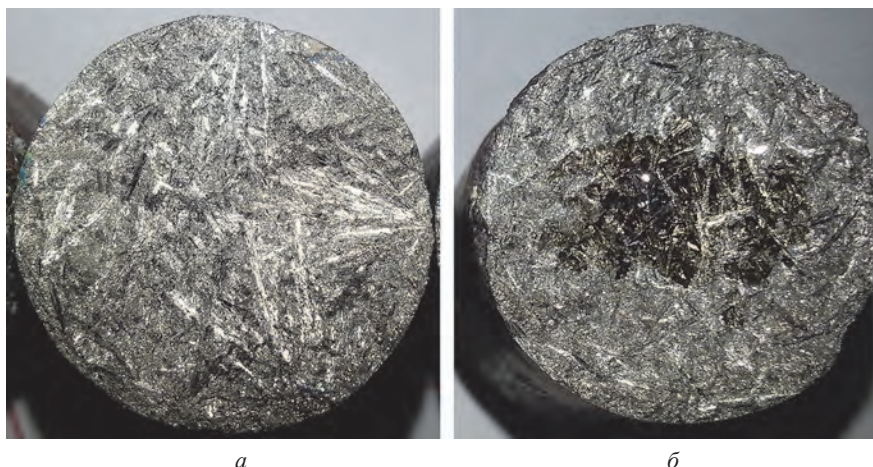


Рис. 4. Излом образцов: *a* – образец № 1; *б* – образец № 4

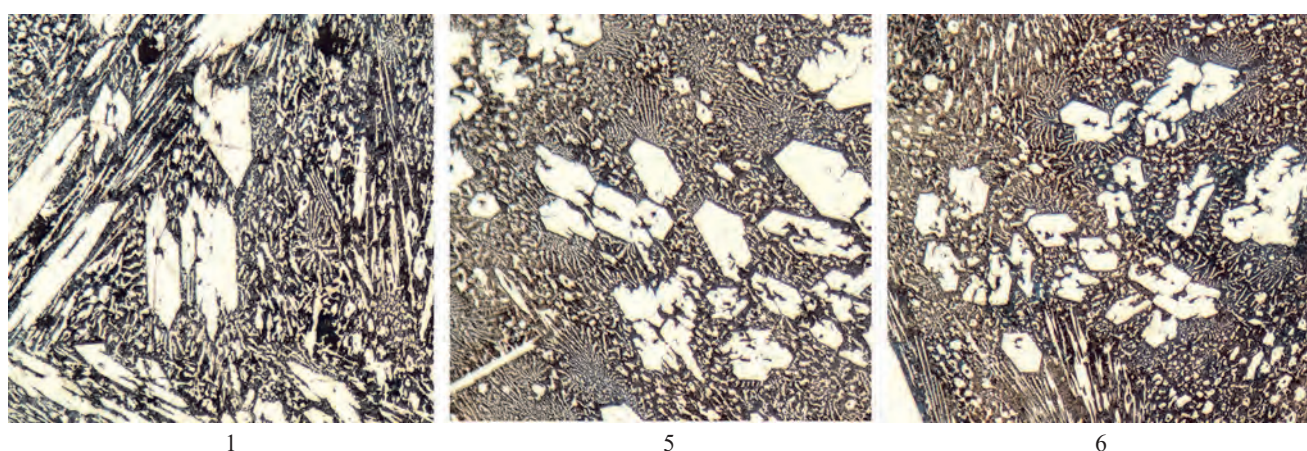


Рис. 5. Структура образцов заэвтектического износостойкого чугуна: 1, 5, 6 – номера образцов

Таблица 2. Результаты экспериментов

Номер опыта	Величина добавки, %				Ударная вязкость, Дж/см ²
	Al	SiCa	B	Bi	
1	0,05	–	–	–	4,11
2	0,05	0,2	0,1	0,005	3,12
3	0,05	0,2	–	0,005	2,61
4	0,05	0,2	0,05	0,025	3,18
5	0,05	–	–	0,025	4,32
6	0,05	–	0,05	0,025	4,56

цию первичных карбидов и эвтектики, резко усиливая склонность к образованию пористости за счет перехода от направленной кристаллизации к объемной. В табл. 2 представлены значения ударной вязкости образцов, модифицированных SiCa (№ 2, 3, 4), которые ниже, чем в немодифицированном чугуне. Это связано с образованием осевой пористости.

На рис. 4 показан излом немодифицированного образца № 1 и модифицированного образца № 4, центральная часть которого занята пористостью. Поэтому использование SiCa для заэвтектических чугунов неприемлемо. Лучший эффект для измельчения структуры (без устранения транскристаллизацию) – добавки Bi и B.

Комплексное модифицирование способствует резкому измельчению первичных карбидов и увеличивает число эвтектических колоний (рис. 5), как следует из сравнения структуры образцов № 1, 5, 6.

Как видно из рисунка, комплексное модифицирование химически- и поверхностно-активными элементами дает лучший эффект для измельчения первичных и эвтектических карбидов.

Таким образом, проведенные исследования позволили выяснить механизмы формирования макро- и микроструктуры в до- и заэвтектических ВХЧ. Показано влияние комплексного модифицирования на макро- и микроструктуры в слитках из ВХЧ, а также на процесс устранения транскристаллизации. Наиболее

сильным компонентом, влияющим на транскристаллизацию чугуна, являются SiCa. Устранение транскристаллитной структуры актуально только для чугунов доэвтектического состава, что улучшает их механические свойства, в частности ударную вязкость. Устранение же транскристаллитной структуры для чугунов заэвтектического состава нецелесообразно, так как переход к объемной кристаллизации вызывает образование осевой пористости, негативно влияющей на механические свойства.

Литература

1. **Комаров О. С.** Термокинетические основы кристаллизации чугуна / О. С. Комаров Мн.: Наука и техника, 1982. 262 с.
2. **Комаров О. С.** Высокохромистый чугун / О. С. Комаров О. С. Комаров Мн.: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2013. 156 с.
3. **Комаров О. С.** Влияние модифицирования на макроструктуру хромистого чугуна / О. С. Комаров, В. М. Садовский, Н. И. Урбанович // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2000. № 2. С. 24–27.
4. **Цыпин И. И.** Белые износостойкие чугуны / И. И. Цыпин. М.: Металлургия, 1983. 176 с.
5. **Барановский К. Э.** Повышение износостойкости хромистых чугунов / К. Э. Барановский, Н. И. Урбанович, И. Б. Проворова, И. А. Басалай // Горная механика и машиностроение. 2014. № 2. С. 34–38.



УДК 626.74

Поступила 11.09.2017

ПРИМЕНЕНИЕ ВАКУУМНЫХ ПЛАВИЛЬНО-ЗАЛИВОЧНЫХ УСТАНОВОК С ВОДООХЛАЖДАЕМЫМ ТИГЛЕМ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

APPLICATION OF VACUUM MELTING AND CASTING FACILITIES WITH A WATER-COOLED CRUCIBLE FOR MAKING CASTINGS OF INTERMETALLIC TITANIUM ALLOYS

Н. И. ДАШКЕВИЧ, В. Д. БЕЛОВ, А. В. ФАДЕЕВ, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (НИТУ «МИСиС»), Москва, Россия, Ленинский проспект, 4

N. I. DASHKEVICH, V. D. BELOV, A. V. FADEEV, National Research Technological University «MISIS», Moscow, Russia, 4, Leninskii ave.

Проведена плавка сплава определенного состава, рассчитанного с использованием программы Thermo-Calc, на базе сплава TNM-B1 с добавлением легирующих элементов. Для выплавки использовали плавильно-заливочную установку с медным водоохлаждаемым тиглем Consarc. Определены механические свойства образцов отливок, подверженных горячему изостатическому прессованию (ГИП), которое было проведено выше температуры эвтектоидного превращения. Показаны особенности использования индукционной плавки в печах с холодным тиглем при изготовлении отливок из интерметаллидных титановых сплавов.

Melting alloy of a particular composition was held, calculated with using the program Thermo-Calc, on the basis of alloy TNM-B1 with the addition of alloying elements. For melting there was used melting and casting facility with copper water-cooled crucibles Consarc. There was determined mechanical properties of specimens of castings subject to hot isostatic pressing (hip), which was carried out above the temperature of eutectoid transformation. The features of using induction melting furnaces with cold crucible in the manufacture of castings of intermetallic titanium alloys were revealed.

В настоящее время все большую популярность приобретают сплавы на основе алюминидов титана TiAl. Титан-алюминиевые интерметаллиды демонстрируют хорошее сочетание высокотемпературной прочности и невысокой плотности, что позволяет широко использовать их в ответственных конструктивных элементах, применяемых в автомобильной, аэрокосмической промышленности и энергетике.

Алюминиды титана обладают высокой химической активностью по отношению к большинству оксидных материалов, что осложняет их выплавку и приводит к удорожанию процесса их получения. Среди технологий получения указанных сплавов точное литье представляет собой эффективный низкостоимостной процесс, позволяющий получать имеющие сложную форму детали из титан-алюминиевых сплавов.

Как правило, для выплавки используется метод гарниражной плавки, который обеспечивает высокую чистоту расплава. При этом данный метод имеет значительный недостаток: невозможность обеспечить значительный перегрев расплава выше температуры ликвидуса сплава (см. рисунок), что вызывает сложности при изготовлении фасонных отливок.

В последние годы учеными рассматривается задача получения отливок двигателя ПД-14 из готового сплава, предусматривающая решение проблем, возникающих при

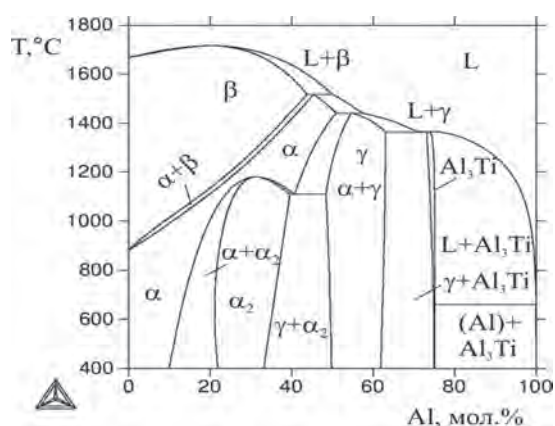


Диаграмма Ti-Al

приготовлении сплава из свежих составляющих или подшихтовки сплава до требуемого химического состава.

В рамках работы решалась задача: выплавить сплав определенного химического состава, рассчитанного методом Thermo-Calc путем использования основы (сплав TNM-B1) и легирующих в виде свежих элементов (см. таблицу).

**План 1-й серии плавков сплавов на основе алюминид титана
(базовый сплав TNM Ti-43Al4Nb1Mo) и фактический состав (TESCAN)**

Номер серии	Al	Nb	Mo	Cr	Zr	Al	Nb	Mo	Cr	Zr
	Атомные %					Мас.%				
1	43	4	1	–	–	28,15	9,02	2,33	–	–
	42,99	4,52	1,07			27,99	10,12	2,48		
2	40	4	1	–	–	25,79	8,88	2,29	–	–
	39,82	4,34	1,02			25,57	9,61	2,33		
3	43	4	1	1		28,12	9,01	2,33	1,26	–
	42,98	4,56	1,01	0,83		27,96	10,22	2,33	1,04	
4	43	4	1	1	1	27,83	8,92	2,30	1,25	2,18
	43,01	4,31	1,02	0,90	0,92	27,76	9,57	2,33	1,11	2,11

Основные особенности индукционной плавки в печах с холодным тиглем на примере плавно-заливочной установки с медным водоохлаждаемым тиглем Consarc заключаются в следующем.

Индукционная гарнисажная печь производства компании «Consarc» основана на инновационном процессе плавки. Плавильный тигель состоит из 30 водоохлаждаемых сегментов в вакуумной камере или в камере с контролируемой атмосферой. Это исключает возможность загрязнения металла и позволяет производить очень чистый продукт.

Магнитное поле, генерируемое индуктором, проходит через тигель, благодаря чему образуется тепло в садке металла и начинается процесс плавления. Когда тигель, частота и уровень мощности спроектированы и подобраны соответствующим образом, стенки ванны жидкого металла проталкиваются внутрь от боковых стенок тигля. Ванна жидкого металла поддерживается магнитным способом без контакта с внутренними боковыми стенками тигля, предохраняя, таким образом, сегменты тигля от электрических переключений и сокращая потерю тепла на тигле. Магнитное поле производит интенсивное перемешивающее действие, с помощью которого плавятся любые высокотемпературные шихтовые материалы, а также гомогенизирует плавку как по химическому составу, так и по температуре. Данные процессы в свою очередь вызывают сложные проблемы, с которыми на практике очень трудно бороться.

Из таблицы видно, что в состав теоретически рассчитанных сплавов вошли такие элементы, как ниобий, молибден, хром, цирконий. Скорость растворения в основном расплаве (сплав TNM –B1, у которого расчетная температура ликвидус 1539 °С, а температура солидус 1492 °С) очень низкая, а для создания перегрева в медном тигле требуется значительное повышение мощности индуктора.

Как показали результаты проведенных экспериментов, легирующие элементы, загруженные в тигель вместе с основной шихтой и также введенные в жидкую ванну через загрузочный дозатор ввиду их большего удельного веса, опускались на дно тигля в зону наиболее интенсивного охлаждения и не расплавились, и не растворялись.

С использованием разработанной конструкции блоков, материал оболочки которой изготовлен из оксида иттрия, были получены отливки. Отливки и, тем более, деформированные полуфабрикаты гамма-сплавов практически всегда подвергаются термообработке. Последняя охватывает диапазон от ~600 до ~1400 °С. Следует также отметить, что отливки гамма-сплавов, как правило, подвергаются горячему изостатическому прессованию (ГИП), которое проводят выше температуры эвтектоидного превращения.

Перед определением механических свойств сплавов все отлитые образцы прошли ГИП-обработку.

Полученные результаты позволяют сделать вывод, что технология изготовления из сплавов типа TNM образцов и отливок лопаток КВД, рассмотренная выше, может быть рекомендована для опытно-промышленного опробования в серийном производстве с учетом всех особенностей индукционной плавки в печах с холодным тиглем.

Выводы

1. Расплавление тугоплавких легирующих составляющих возможно при значительном запасе мощности индуктора.
2. Получение сплава нужного состава возможно при повторном переплаве и перегреве, если это не приведет к значительному угару более легкоплавких составляющих.
3. Наиболее рациональный способ использования индукционной установки – работать на готовом химически однородном сплаве.
4. Получение интерметаллидных сплавов необходимо вести в дуговых плавильных установках (слитки минимум второго переплава).
5. Изготовление отливок из интерметаллидных сплавов обеспечивается использованием литниково-питающих систем с керамическими оболочками литейных форм из оксида иттрия.



УДК 621.74

Поступила 13.09.2017

ОПТИМИЗАЦИЯ ГИДРОДИНАМИКИ ЛИТНИКОВО–ПИТАЮЩИХ СИСТЕМ В СООТВЕТСТВИИ С ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СЛОЖНОСТЬЮ ОТЛИВОК

OPTIMIZATION OF THE HYDRODYNAMICS OF GATING–FEEDING SYSTEMS IN ACCORDANCE WITH THE TECHNOLOGICAL COMPLEXITY OF THE CASTING

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

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

Представлена методика оптимизации проектирования литниково-питающих систем на основе автоматизированного алгоритма классификации технологической сложности отливок.

Presents a method of optimizing the design of Gating-feeding systems on the basis of the automated classification algorithm technological complexity of the casting.

Ключевые слова. *Литниковые системы, турбулентность, классификация, оптимизация, гидродинамика, технологическая сложность изготовления.*

Keywords. *The Gating system, turbulence, classification, optimization, fluid flow, process manufacturing complexity.*

Индивидуальность конструкции литниково-питающих систем (ЛПС) связана со спецификой геометрии отливки, технологическими особенностями формообразования и, в конечной степени, обусловлена необходимостью создания определенных гидродинамических условий движения расплава в период заполнения и при питании тела отливки.

В классической постановке комплекс технологических требований к литниково-питающим системам (ЛПС) включает:

- обеспечение оптимального режима заполнения формы ($R_0 = f(V_0)$);
- обеспечение заданного давления газов во всех сечениях ЛПС ($P_{\text{ЛПС}} \geq P_{\text{атм}}$);
- обеспечение минимальной для установленного расхода скорости выхода металла из питателя

$V_{\text{пит}} \rightarrow V_{\text{min}}$;

- обеспечение скорости течения расплава в песчано-глинистой форме до 1 м/с, а в местах непосредственного контакта со стенками формы – до 0,75 м/с.

- ЛПС должна максимально аккумулировать неметаллические включения и газы ($M_{\text{вкл}} \rightarrow 0$);
- расход металла на конструкцию ЛС должен быть минимальным ($M_{\text{ЛПС}} \rightarrow 0$).

Перечисленные требования являются во многом противоречивыми с точки зрения возможностей их реализации. Их выполнение на практике является сложной оптимизационной задачей литейной гидравлики, включающей большой набор параметров, взаимосвязанных, и зачастую действующих в противоположных направлениях. Эффективность и успешность решения подобных задач в значительной мере определяется технологичностью отливки. Как правило, для каждой отливки конструкция литниковой системы и систем питания отливок может быть многовариантной. Однако следует отметить, что с ростом технологической и геометрической сложности уменьшается количество возможных эффективных вариантов и усложняется конструкция ЛПС. При этом, очевидно, существует интуитивно понятная за-



Рис. 1. Составляющие группы параметров оценки технологической сложности отливки/литейной технологии

кономерность, когда отливки геометрически и технологически более сложной конструкции требуют применения более сложных и соответственно массивных ЛПС.

Таким образом, многокритериальная оценка технологической сложности может служить основой для выбора способа проектирования литниково-питающих систем и степени проработки вопросов литейной гидравлики методами математического моделирования. На практике она определяется достаточно приближенно, основываясь на общепринятых теоретических подходах и, безусловно, опираясь на опыт технолога.

При этом тенденция к автоматизации производственных процессов литья, переход на сквозное цифровое проектирование в рамках внедрения интегрированных CAD-, CAM- и CAE-систем требует новых подходов к автоматизации проектирования литейной технологии, в частности, ЛПС.

Для оценки технологической сложности изготовления отливок предлагается методика с выделением следующих групп оценочных параметров, влияющих на технологическую сложность изготовления отливок (рис. 1):

- A – группа сложности по толщине стенок (C_T);
- B – группа конфигурационной сложности (C_K);
- C – группа сложности по эксплуатационным требованиям (C_3);
- D – группа сложности по размерным параметрам виртуальной геометрической модели (C_B);
- E – группа сложности по материалу отливки (C_M);
- F – группа сложности по симметричности конструкции отливки (C_C);
- G – группа сложности по допускаемым дефектам (C_D).

На наш взгляд, комплекс обозначенных параметров позволяет наиболее полно оценить технологическую сложность изготовления отливок. При работе со специализированными пакетами программ для расчета и проектирования литейных технологий указанная группа параметров может быть рассчитана автоматически, по данным трехмерной модели отливки с дополнением за счет ввода данных с использованием программных анкет.

Например, при определении средневзвешенной толщины стенки (тонкостенности) (рис. 2) литой детали предлагается выполнять анализ с использованием программного обеспечения Geometric Geom-Caliper (ОС Linux), которое позволяет оценить толщину стенок как сумму произведений площади поверхности с характерной толщиной, умноженной на усредненный процент площади отливки, к которому данное значение толщины относится:

$$d_{cp} = \sum(L_i d_i). \tag{1}$$

Коэффициенты X_1 – X_7 учитывают технологические особенности формовочных процессов и специфику литейных форм и определяются по результатам сопоставления весовых коэффициентов в зависимости от способа получения отливок (табл. 1).

Таблица 1. Экспериментальный коэффициент для интегральной оценки технологической сложности отливок

Технологический способ получения отливок	Коэффициент						
	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7
Автоматическая формовочная линия (АФЛ) (уплотнение воздушным потоком с последующим прессованием)	0,73	0,64	0,74	0,68	0,68	0,64	0,87
Автоматическая формовочная линия (АФЛ) (уплотнение прессованием)	1,1	1,4	1,14	0,85	1,13	1,34	0,72
Автоматическая формовочная линия (АФЛ) (уплотнение встряхиванием)	1,06	1,31	0,77	0,69	1,46	0,26	0,4
Вакуумная формовка	1,03	1,13	1,39	1,25	1,1	0,26	1,65

Суммарное количество баллов по всем группам сложности можно рассчитать по формуле:

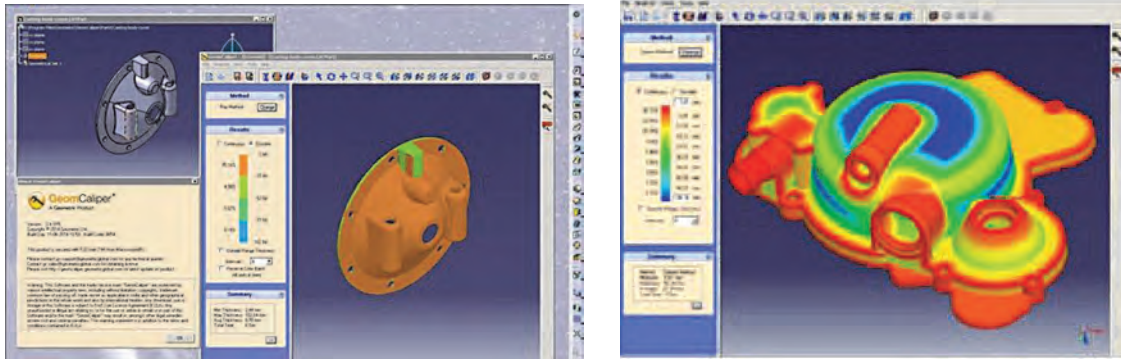


Рис. 2. Окно программы автоматизированного расчета тонкостенности



Рис. 3. Примеры литниковых систем с минимизацией турбулентности

$$C^{\Sigma} = (X_1 \cdot C_T) + (X_2 \cdot C_K) + (X_3 \cdot C_3) + (X_4 \cdot C_B) + (X_5 \cdot C_M) + (X_6 \cdot C_C) + (X_7 \cdot C_D). \quad (2)$$

При такой оценке предлагается выделить шесть групп сложности отливок с соответствующим интервалом суммарных баллов (табл. 2).

Таблица 2. Группа сложности литых деталей

Суммарное количество баллов сложности C^{Σ}	≤ 6	Свыше 6 до 12	Свыше 12 до 16	Свыше 16 до 20	Свыше 20 до 24	Свыше 24
Группа сложности литых деталей	1	2	3	4	5	6

Для всех выделенных групп отливок нерешенной проблемой проектирования ЛПС является проблема создания литейных каналов с минимальным гидравлическим сопротивлением, препятствующих образованию турбулентности потоков жидкого металла (рис. 3, 4).

С этой точки зрения недостатки известных литниковых систем обусловлены сложным характером течения расплава, особенно в начале заливки. Турбулизацию потоков металла вызывают профильные каналы и угловые переходы с резким изменением векторов скоростей и ускорения расплава. Для уменьшения турбулентности важное значение имеют снижение максимальной скорости потока и выбор рациональных геометрических форм гидравлического соединения элементов литниковой системы между собой. Решение этой проблемы ранее было фактически труднодостижимым в массовом производстве отливок, поскольку плавность, обтекаемость контуров литниковых систем требуют применения сложных механообрабатывающих станков. Тем не менее, с массовым появлением в литейных цехах станков с числовым программным управлением (ЧПУ) общий подход к проектированию и изготовлению ЛПС практически не изме-

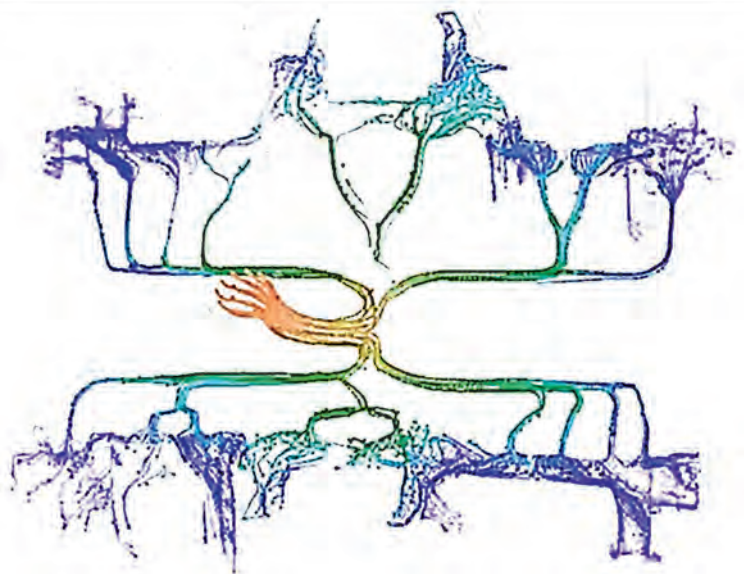


Рис. 4. Компьютерное моделирование векторной картины распределения потоков в ЛПС сложной конструкции

нился. Соответственно требуется создание методики выбора и оптимизации литниковых систем, в которой будут отражены современные инструментальные возможности отделений подготовки оснастки.

После проведения общей классификации отливки расчетный коэффициент сложности (C^{Σ}) и конкретные значения по группам $A-G$, по нашему мнению, могут быть использованы для автоматического определения уровня проектной задачи. При этом задачи первого уровня предполагают применение классических общепринятых подходов проектирования.

Задачи второго уровня предполагают создание системы литниковых каналов с минимизацией турбулентности за счет использования геометрически гладких образующих и переходов от сечения к сечению без резких поворотов и остроугольных кромок.

Третий уровень проектирования предполагает дополнительную проработку решений по принудительной фильтрации расплава, выбору режимов улавливания шлаковых частиц и расчетом параметров межфазного взаимодействия (в гетерогенных системах типа «газ-металл», «газ-литейная форма-стержень» и т. д.). Этот уровень проектирования основан на технологии верификации проектного решения с помощью системы планирования вычислительных экспериментов, для которой используется параметризованное описание геометрии ЛПС.

Приведенные в формуле (2) коэффициенты могут быть использованы как базовые критерии для оценки:

- а) необходимой детализации проработки конфигурации элементов ЛПС;
- б) необходимого уровня верификации проекта с использованием математического моделирования динамики заполнения отливки;
- в) технологических параметров заливки и необходимого качества металла для конкретной отливки.

В качестве инструментального оформления экспертной системы для автоматического определения уровня проектной задачи может выступать комплекс из нескольких нейронных сетей [1–3], построенный по результатам обучения на опытных отливках.

Литература

1. Горбань А. Н. Решение задач нейронными сетями // Нейроинформатика. Новосибирск: Наука, Сибирская издательская фирма РАН, 1998.
2. Ежов А. А., Шумский С. А. Нейрокомпьютинг и его применение в экономике и бизнесе. М.: МИФИ, 1998.
3. Осовский С. Нейронные сети для обработки информации / Пер. с польск. И. Д. Рудинского. М.: Финансы и статистика, 2002.



УДК 621.74

Поступила 12.09.2017

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАТВЕРДЕВАНИЯ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕЗДЕФЕКТНЫХ ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

MATHEMATIC SIMULATION OF THE CRYSTALLIZATION PROCESS AND DEVELOPMENT OF MANUFACTURING TECHNIQUES OF FAULTLESS MOULD PIECES' PRODUCTION FROM ALUMINIUM ALLOYS

И. В. РАФАЛЬСКИЙ, П. Е. ЛУЩИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: rafalski@mail.ru

I. V. RAFALSKY, P. E. LUSHCHIK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: rafalski@mail.ru

Рассмотрены методы определения содержания твердой фазы при затвердевании алюминиевых сплавов с использованием экспериментальных данных термического анализа. Представлена математическая модель для расчета содержания твердой фазы с учетом изменения теплофизических параметров сплава при охлаждении и затвердевании, которая обеспечивает возможность решения поставленной задачи без определения функций «базовой линии», используемых в методах компьютерного термического анализа (ССА-методах). Использование температурных зависимостей содержания твердой фазы, рассчитанных для промышленных алюминиевых сплавов на основе представленной математической модели, в системах имитационного моделирования литейных процессов обеспечивает значительное сокращение затрат на разработку технологий изготовления бездефектных отливок.

Methods of determination of content of a solid phase during crystallization of aluminum alloys using of the experimental data of a thermal analysis are considered. The mathematical simulation model for calculation of solid phase taking into account change of thermal parameters of alloy in cooling and crystallization provides a possibility of the solution of an objective without definition of the functions of «the basic line» used in methods of a computer thermal analysis (SSA-methods) is presented. Use of the temperature dependences of maintenance of a solid phase calculated for the production aluminum alloys on the basis of the presented mathematical model in the systems of a simulation modeling of foundry processes provides the considerable reduction of costs for development of manufacturing techniques of faultless mould pieces.

Ключевые слова. *Алюминиевые сплавы, термический анализ, затвердевание, содержание твердой фазы, моделирование процессов литья.*

Keywords. *Aluminum alloys, thermal analysis, crystallization, maintenance of a solid phase, simulation of casting processes. Основной задачей литейного производства является создание конкурентоспособных изделий, обладающих высоким качеством и минимальной стоимостью изготовления.*

Основной задачей литейного производства является создание конкурентоспособных изделий, обладающих высоким качеством и минимальной стоимостью изготовления. Решение этой задачи в значительной степени обеспечивается еще на стадии проектирования технологического процесса производства литых изделий. Интенсивное развитие методов и средств компьютерного моделирования позволяет говорить о реальной экономии времени и материальных ресурсов при использовании специализированных программ моделирования литейных процессов.

Моделирование процесса затвердевания должно учитывать все особенности формирования конечной структуры и свойств отливок. При этом необходимо учитывать, что операции модифицирования, рафинирования, использование вторичных материалов существенно изменяют характер затвердевания отливок из алюминиевых сплавов.

Моделирование процессов формирования отливок может осуществляться с помощью различных специализированных программ, таких, как СКМ ЛП «ПолигонСофт» (ООО «Полигон» Россия),

LVMFlow (НПО МКМ, Россия), ProCAST (ESI Group, Франция), QuikCAST (ESI Group, Франция), MAGMASOFT (MAGMA Giessereitechnologie GmbH, Германия) и др. Решение задач охлаждения и затвердевания отливок в системах имитационного моделирования сопряжено с решением нестационарного уравнения теплопроводности с функцией тепловыделения:

$$c(T)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \operatorname{div}(\lambda(T)\operatorname{grad}T) + \rho(T)L\frac{\partial f_S}{\partial t}, \quad (1)$$

где T – температура, К; λ – теплопроводность, Вт/(м·К); c – удельная теплоемкость, Дж/(кг·К); ρ – плотность, кг/м³; t – время, с; L – удельная теплота кристаллизации, Дж/кг; f_S – объемная доля выделяющейся твердой фазы в расплаве, о. е.

Для сплавов, претерпевающих фазовый переход из жидкого в твердое состояние, решение задач моделирования затвердевания невозможно без предварительного определения функции тепловыделения, обусловленной образованием и ростом твердой фазы f_S в расплаве. Особенности технологии обработки алюминиевых сплавов влияют на значения теплофизических параметров, используемых при моделировании (температуры фазовых превращений, зависимость выделения доли твердых фаз от температуры, теплоемкость и др.), и, в свою очередь, на процесс формирования усадочных дефектов. В этом случае наиболее важен адекватный учет неравномерности тепловыделения и образования твердой фазы в интервале температур затвердевания. Применение для этого различных функциональных зависимостей, связывающих количество твердой фазы с диаграммами состояния сплавов, малоэффективно и часто неадекватно отражает действительный характер тепловыделения для реальных условий производства отливок.

Содержание твердой фазы при затвердевании расплава можно с большей или меньшей точностью оценивать различными способами, например, путем определения количества выливаемой из образца жидкости (метод выливания жидкого остатка); исследуя микроструктуры образцов, полученных закалкой при различных температурах расплава в ЖТ-состоянии (металлографический анализ); путем измерения различных физических величин, коррелирующих с содержанием твердой фазы в расплаве, например, плотности, скорости распространения ультразвуковых волн, электрического сопротивления, магнитной проницаемости (непрямые методы измерений); используя методы дифференциального термического анализа или применяя методы термодинамического моделирования [1, 2].

Однако, как отмечается в работе [1], все эти методы не нашли широкого промышленного применения в силу присущих им определенных ограничений. Так, металлографический анализ закаленных образцов является простым, но медленным и неточным. Недостатками дифференциального термического анализа являются сложность и высокая стоимость лабораторного оборудования, неадаптированного для применения непосредственно на литейных участках, а также невозможность статистической репрезентативной оценки параметров структуры из-за малых размеров образцов. Методы непрямых измерений могут быть достаточно точными в случае тщательной калибровки, но, как правило, сложны и требуют специального оборудования. Моделирование твердой фазы на основе термодинамических свойств исходных компонентов сплава может быть выполнено только для тех сплавов, для которых необходимые для расчета данные известны, но, как правило, без учета кинетических параметров процесса затвердевания [1].

В задачах моделирования тепловых процессов металлических систем доля выделившейся твердой фазы f_S как функция времени не может быть вычислена исходя из первых принципов из-за отсутствия прямых выражений [3]. Проблему определения содержания твердой фазы при моделировании тепловых процессов либо обходят, например, для чистых металлов или эвтектических сплавов, в предположении, что значение f_S (и, следовательно, тепловыделение) линейно изменяется от температуры в пределах фиктивного диапазона затвердевания (неявный метод энтальпии и метод эффективной теплоемкости), либо значение f_S рассчитывают на основе зависимостей, описывающих процессы зародышеобразования и роста кристаллов с учетом полученных экспериментальных данных о переохлаждении, количестве зерен в объеме отливки и др.

Наиболее распространенными среди методов термодинамического расчета являются правило «рычага» и уравнение Шейла, основанные на использовании равновесных фазовых диаграмм (CALPHAD-методы) и обеспечивающие оперативное вычисление температурной зависимости твердой фазы. Так, функция выделившейся твердой фазы f_S при равновесном затвердевании в соответствии с правилом «рычага» описывается следующими зависимостями [4]:

$$f_S = \frac{1}{1-k_p} \frac{T_L - T}{T_m - T}, \quad k = \frac{T_m - T_L}{T_m - T_S}, \quad (2)$$

где k_p – коэффициент распределения бинарного сплава; T_m – температура плавления чистого металла.

С использованием уравнения Шейла содержание твердой фазы как функцию от температуры можно вычислить по формуле [4]:

$$f_S = 1 - \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_L} \right)^{\frac{1}{1-k_p}}. \quad (3)$$

В настоящее время большое распространение ввиду низкой стоимости, более высокой оперативности и точности получили методы анализа кривых охлаждения (ССА-методы) или компьютерного анализа кривых охлаждения (СА-ССА-методы), широко используемые при решении задач моделирования тепловых процессов отливок [5]. Использование экспериментальных данных термического анализа (кривых охлаждения) сплавов является простым и малозатратным методом определения содержания твердой фазы f_S металлов и сплавов как функции от времени и температуры, несмотря на значительно более простое исполнение экспериментальной установки.

Суть ССА-методов состоит в измерении и обработки данных термического анализа технологической пробы расплава с помощью термопары, т. е. зависимости «температура-время» при ее затвердевании для расчета функции твердой фазы. Расчет функции твердой фазы от времени с использованием моделей ньютоновского термического анализа (НТА) реализуется путем математических преобразований уравнения теплового баланса затвердевающей пробы [3]:

$$\frac{dQ_L}{dt} - V\rho C_p \left(\frac{dT}{dt} \right)_{CC} = \alpha F (T_{CC} - T_0), \quad (4)$$

где Q_L – количество теплоты кристаллизации, выделившееся при затвердевании, Дж; V – объем пробы расплава, м³; ρ – плотность расплава, кг/м³; C_p – теплоемкость, Дж/(кг·К); T_{CC} – температура, измеряемая термопарой, °С (индекс cc обозначает кривую охлаждения); t – время, с; α_{cc} – эффективный коэффициент теплопередачи, который описывает потери тепла при ньютоновском охлаждении металла через форму в окружающую среду, Вт/(м²·К); F – площадь поверхности технологической пробы, м²; T_0 – температура окружающей среды, °С.

В случае отсутствия фазовых превращений уравнение баланса тепловых потоков принимает следующий вид:

$$-V\rho C_p \left(\frac{dT}{dt} \right)_{ZC} = \alpha_{ZC} F (T_{ZC} - T_0), \quad (5)$$

или, выражая производную температуры от времени:

$$\left(\frac{dT}{dt} \right)_{ZC} = \frac{-\alpha_{ZC} F (T_{ZC} - T_0)}{V\rho C_p}, \quad (6)$$

где индекс zc означает так называемую «базовую линию», соответствующую таким условиям, когда фазовые превращения в сплаве отсутствуют.

Пренебрегая изменениями теплофизических свойств в интервале кристаллизации сплава, получаем выражение для расчета теплоты кристаллизации [3]:

$$Q_L = V\rho C_p \int_0^t \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{CC} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{ZC} \right) dt, \quad (7)$$

и выражение для вычисления удельной теплоты кристаллизации:

$$L' = \frac{Q_L}{V\rho} = C_p \int_0^t \left(\left(\frac{dT}{dt} \right)_{CC} - \left(\frac{dT}{dt} \right)_{ZC} \right) dt. \quad (8)$$

Содержание твердой фазы в расплаве определяют как функцию от времени:

$$f_S = \frac{L'(t)}{L'}. \quad (9)$$

Функцию «базовой линии» находят приближенно, определяя моменты начала и окончания кристаллизации, например, из предположения, что температура пробы расплава при условии отсутствия фазовых превращений изменяется по экспоненциальному закону [3].

Предположение об экспоненциальном характере функции «базовой линии» основано на следующих положениях. В случае отсутствия фазовых превращений уравнение баланса тепловых потоков пробы расплава записываем в виде:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{-\alpha F(T - T_0)}{mC_p} \quad (10)$$

Введя обозначение $k = \alpha F / (mC_p)$, уравнение (10) можно переписать в следующей форме:

$$\frac{dT}{dt} = -k(T - T_0), \quad (11)$$

решением которого при начальном условии $T(t=0) = T_H$ в случае, когда параметр k (комплексный теплофизический коэффициент Ньютона-Рихмана) принимается за постоянную величину, является зависимость экспоненциального вида:

$$T(t) = T_0 + (T_H - T_0)e^{-kt} \quad (12)$$

Дифференцирование уравнения (12) также приводит к зависимости экспоненциального вида:

$$\frac{dT}{dt} = (T_0 - T_H)ke^{-kt} \quad (13)$$

Анализ уравнения (11) показывает, что значения коэффициента k в каждый момент времени для однофазных участков экспериментально полученной кривой охлаждения сплава (до начала кристаллизации и после затвердевания пробы) могут быть найдены из выражения:

$$k(t) = -\frac{dT/dt}{T - T_0} \quad (14)$$

Используя уравнение (14), можно определить значения параметра k для различных моментов времени до начала и после окончания затвердевания сплава, используя экспериментальные данные, применяя численную схему вычисления производной кривой охлаждения:

$$k(t_i) \approx -\frac{T(t_{i+1}) - T(t_{i-1}))}{(t_{i+1} - t_{i-1})(T(t_i) - T_0)} \quad (15)$$

Численная обработка экспериментальных данных термического анализа алюминиевых сплавов показывает, что коэффициент k не является величиной постоянной при охлаждении расплавов (рис. 1), и экспоненциальные функции «базовой линии» с использованием уравнений (12)–(13) в действительности не могут быть корректно построены (рис. 2).

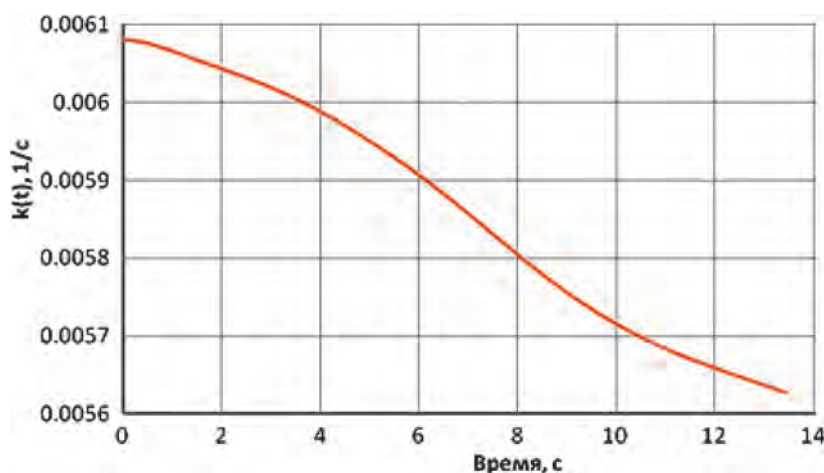


Рис. 1. Значения коэффициента $k = \alpha F / (mC_p)$, определенные с использованием численной схемы обработки экспериментальных данных для сплава Al-10%Si до начала затвердевания

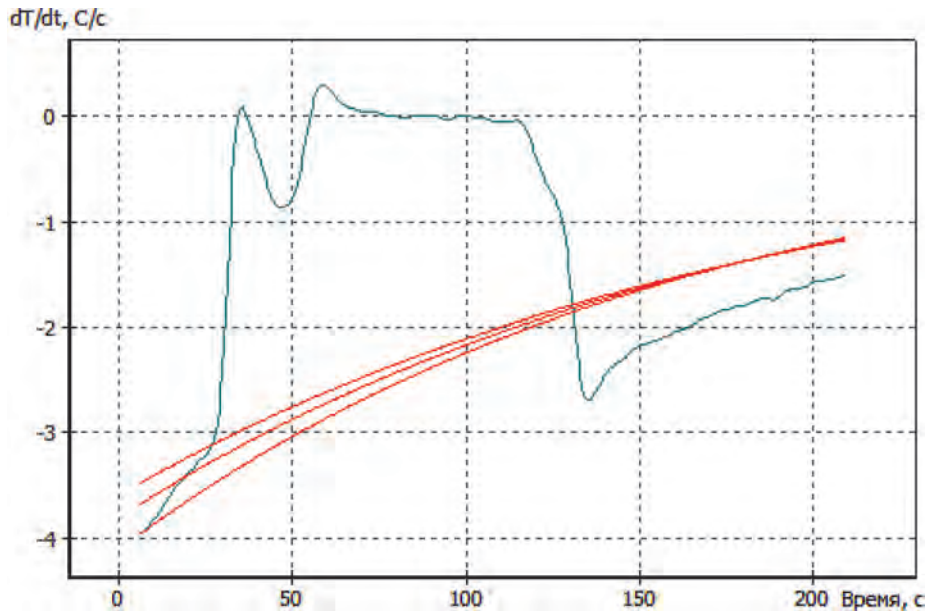


Рис. 2. Результаты моделирования функции «базовой линии» для первой производной кривой охлаждения $Z(t) = \left(\frac{dT}{dt}\right)_{BL}$ в интервале затвердевания сплава Al-10%Si с использованием экспоненциальной модели

В связи с этим большего внимания заслуживают методы решения уравнения (4) для расчета f_S , ориентированные на поиск функций «базовой линии», но учитывающие изменение теплофизических свойств алюминиевых сплавов при их затвердевании.

Так, уравнение теплового баланса пробы расплава (4) можно записать в следующем виде [6]:

$$\frac{dQ_L}{dt} = mC_p \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right). \quad (16)$$

Интегрируя уравнение (16), получаем выражение для расчета выделившейся теплоты кристаллизации:

$$Q_L = mC_p \int_0^t \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt, \quad (17)$$

а также выражение для определения удельной теплоты кристаллизации:

$$L' = C_p \int_0^t \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt. \quad (18)$$

Содержание твердой фазы в расплаве как функция от времени в этом случае рассчитываем по формуле:

$$f_S(t) = \frac{L'(t)}{L} = \frac{\int_0^t \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt}{\int_0^{t_S} \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt}. \quad (19)$$

При этом

$$\frac{L}{C_p} = \int_0^{t_S} \left(k(T_{CC} - T_0) + \left(\frac{dT}{dt}\right)_{CC} \right) dt. \quad (20)$$

Отличие формулы (19) от выражений (8)–(9), используемых в ССА-методах НТА, состоит в отсутствии функций «базовой линии» для первой производной кривой охлаждения сплава, а также в использовании в подынтегральных функциях математической модели (19) значений коэффициента $k = \alpha F / (mC_p)$. Очевидно, что экспериментальные значения f_S при этом могут быть определены не только как функция от времени, но также как функция от температуры, что позволяет исследовать эволюцию выделения твердой фазы в различных режимах.

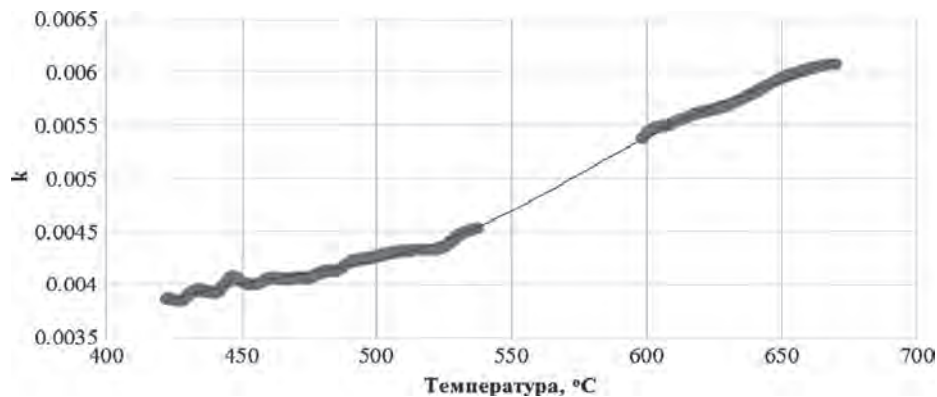


Рис. 3. Температурная зависимость значений комплексного теплофизического коэффициента Ньютона-Рихмана k для однофазных участков и интервала кристаллизации сплава Al-10% Si

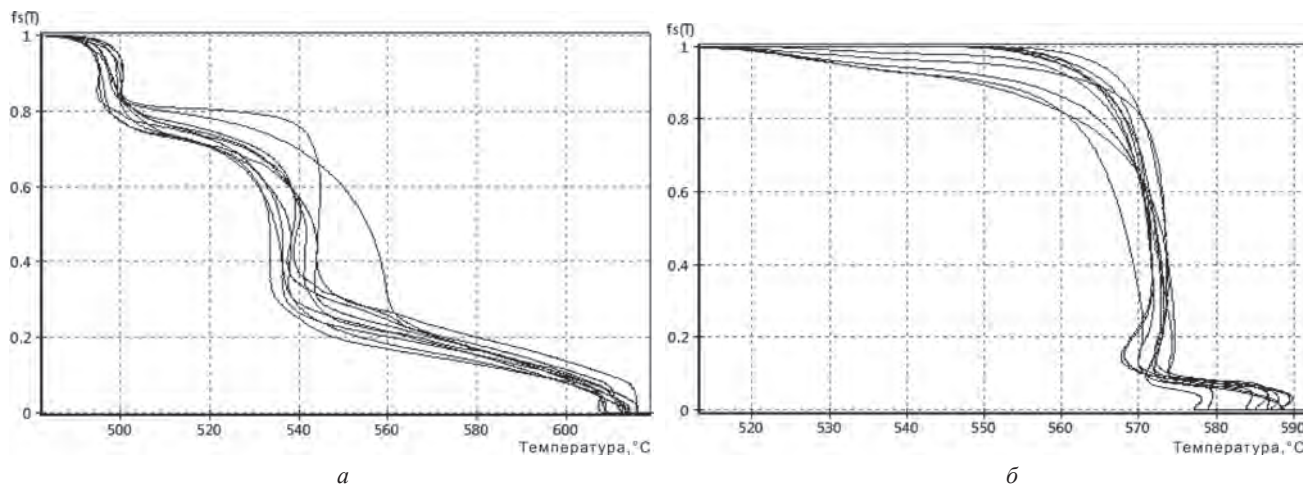


Рис. 3. Содержание твердой фазы в зависимости от температуры алюминиевых сплавов: *a* – АК5М4 (Si – 5,15–5,80%, Mg – 0,39–0,50, Mn – 0,28–0,60, Cu – 3,13–3,76, Fe – 0,50–0,61, Zn – 0,64–1,06%); *б* – АК9 (Si – 9,94–11,75%, Mg – 0,25–0,32, Mn – 0,20–0,31, Cu – 0,33–0,84, Fe – 0,47–0,70, Zn – 0,08–0,17%)

Температурную зависимость значений коэффициента k для однофазных участков кривой охлаждения можно получить, применяя численную схему обработки данных термического анализа (15), а в интервале кристаллизации – метод наименьших квадратов с использованием полученных данных термического анализа для однофазных участков сплава (рис. 3).

Расчет содержания твердой фазы, выполненный с использованием модели (19) для промышленных литейных алюминиевых сплавов, взятых на термический анализ, показал, что характер кристаллизации твердой фазы может существенно отличаться не только для различных марок алюминиевых сплавов (рис. 4), но и для сплавов одной и той же марки из-за колебаний химического состава в пределах, установленных для них стандартом [6].

С использованием представленной методики экспериментальной оценки комплексного теплофизического коэффициента Ньютона-Рихмана для расчета объемной доли твердой фазы, выделяющейся при затвердевании сплавов системы Al-Si, на основе данных компьютерного термического анализа было выполнено имитационное моделирование образования усадочных дефектов в отливках сложной конфигурации из алюминиевых сплавов, в том числе «Головка блока цилиндров», «Труба передняя», «Патрубок теплового насоса», изготавливаемых на ОАО «Минский моторный завод».

Примером решения достаточно сложной для анализа возможных мест образования усадочных дефектов являлась задача моделирования процесса затвердевания отливки «Головка блока цилиндров» (рис. 5) – верхней части двигателя, которая служит корпусом для деталей газораспределительного механизма. В ней находятся посадочные места клапанов, так называемые «седла», и каналы, в которых движутся впускные и выпускные клапана. Отливка изготавливается методом литья в кокиль. При этом кокиль имеет шесть поверхностей разъема. В соответствии с принятой технологией получения отливки перед заливкой в форму устанавливаются три разовых стержня из холоднотвердеющей смеси. В процессе производства отливки «Головка блока цилиндров» расплав модифицируют флюсом перед раздачей

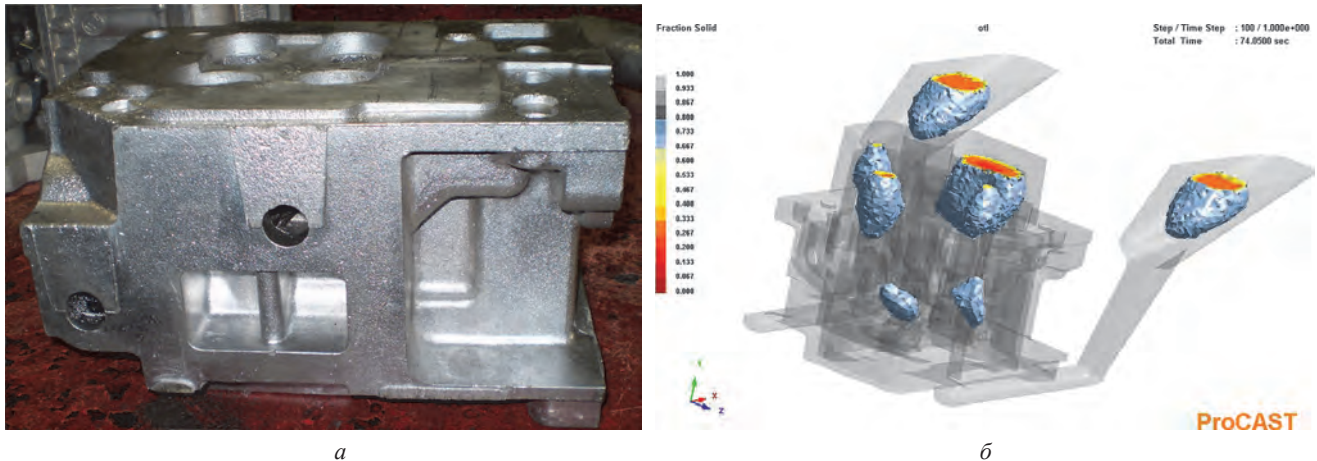


Рис. 5. Отливка «Головка блока цилиндров» (а) и результаты моделирования процесса образования тепловых узлов в отливке (б)

металла на участки. Основная причина брака отливок – усадочные дефекты на поверхности отливки и между каналами.

Результаты обработки экспериментальных данных термического анализа сплава с использованием модели (19) показали, что теплофизические свойства модифицированного алюминиевого сплава значительно отличались от свойств, рассчитанных при помощи встроенных программных функций пакета моделирования ProCAST, и в связи с этим были подвергнуты корректировке. В результате моделирования затвердевания было установлено, что усадочные дефекты в компьютерных моделях отливок, полученных на основе экспериментальных данных, находятся в тех же местах, что и в реальных отливках, полученных в производственных условиях. При моделировании были выявлены внутренние тепловые узлы, в которых, как правило, после окончания затвердевания образуется усадочная пористость.

Результаты анализа процесса затвердевания отливки «Головка блока цилиндров» позволили разработать рекомендации по изменению геометрии питающей прибыли и применению утеплительных вставок. Корректировка прибыли позволила полностью устранить усадочные дефекты в верхней части отливки и снизить брак на производстве до минимума.

Литература

1. Gibbs J. W. Solid fraction measurement using equation-based cooling curve analysis / J. W. Gibbs, P. F. Mendez // Scripta Materialia. 2008. Vol. 58. P. 699–702.
2. Tzimas E., Zavaliangos A. Evaluation of volume fraction of solid in alloys formed by semisolid processing / E. Tzimas, Antonios Zavaliangos // Journal of Materials Science. 2000. Vol. 35, No 21. P. 5319–5330.
3. Stefanescu D. M. Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Solidification of Castings / D. M. Stefanescu, G. Upadhyay, D. Bandyopadhyay // Metallurgical Transactions A. 1990. Vol. 21 A. P. 997–1005.
4. Marchwica P. Fraction solid evolution characteristics of AlSiCu alloys – dynamic baseline approach / P. Marchwica, J. H. Sokolowski, W. T. Kierkus // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2011. Vol. 47, no. 2. P. 115–136.
5. Cooling Curve Analysis as an Alternative to Dilatometry in Continuous Cooling Transformations / J. W. Gibbs [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. Vol. 46, No 1. P. 148–155.
6. Рафальский И. В. Синтез литейных композиционных сплавов на основе алюминия / И. В. Рафальский, Б. М. Немененко // LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. 260 с.



УДК 669.154

Поступила 02.08.2017

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ ОЛОВЯННОЙ БРОНЗЫ

NANOSTRUCTURAL PROCESSES OF MELTING AND MOULDING OF TIN BRONZE

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

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

Показано, что плавление и литье оловянной бронзы являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами. В них главную роль играют центры кристаллизации дендритов α -фазы, нанокристаллы α -фазы, растворенный и адсорбированный кислород. Роль модифицирующих кристаллов Cu_3P сводится к уменьшению концентрации растворенного кислорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов α -фазы в центры кристаллизации дендритов α -фазы.

It is shown that melting and molding of tin bronze are difficult physical and chemical nanostructural processes. The major role in these processes is played by the centers of crystallization of dendrites of a α -phase, α -phase nanocrystals, the dissolved and adsorbed oxygen. The role of the modifying crystals of Cu_3P is restricted to reduction of concentration of the dissolved oxygen and to intensification of process of coagulation of nanocrystals of a α -phase in the centers of crystallization of dendrites of a α -phase.

Ключевые слова. Оловянная бронза, плавка, литье, модифицирование, нанокристаллы, фосфористая медь, центры кристаллизации, дендриты, адсорбированный кислород.

Keywords. Tin bronze, melting, molding, modifying, nanocrystals, phosphorous copper, the centers of crystallization, dendrites, the adsorbed oxygen.

Среди медных сплавов наибольшее распространение получила оловянная бронза с содержанием олова до 10%. Она обладает хорошими литейными и эксплуатационными свойствами и применяется в основном в качестве подшипников скольжения и направляющих втулок. Основным недостатком оловянной бронзы являются относительно невысокие механические свойства. Чтобы их повысить, используют процессы модифицирования микроструктуры отливок при их затвердевании. Для повышения механических свойств оловянной бронзы в основном применяют фосфористую медь, содержащую кристаллы Cu_3P , которые обладают хорошим раскисляюще-модифицирующим эффектом. Он сводится к уменьшению в расплаве количества закиси меди Cu_2O и повышению дисперсности дендритов α -фазы. Принято считать, что при модифицировании кристаллы модификатора являются центрами кристаллизации (ЦК) основной (ведущей) фазы. Для этого необходимо, чтобы их кристаллические решетки соответствовали принципу структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского. По уточненным данным кристаллические решетки Cu_3P и α -фазы оловянной бронзы должны быть идентичны по структуре и отличаться по параметрам не более чем на 8% [1]. Кристаллы Cu_3P имеют гексагональную решетку с параметрами: $a = 0,695$ нм и $c = 0,712$ нм [2]. Кристаллы α -фазы оловянной бронзы имеют гранецентрированную кубическую решетку с параметром $a = 0,367$ нм [2]. Таким образом, кристаллические решетки Cu_3P и α -фазы оловянной бронзы не соответствуют принципу структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского. Поэтому с точки зрения общепринятой (классической) теории модифицирования не ясен модифицирующий механизм воздействия кристаллов Cu_3P на структуру оловянной бронзы при ее затвердевании.

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 [3]. Такие крайне нестабильные структурные образования не могут быть центрами кристаллизации (ЦК) фаз. Поэтому классическая теория модифицирования опирается на теорию гетерогенного зародышеобразования, по которой в качестве ЦК выступают стабильные в расплаве интерметаллидные или неметаллические частицы. Но такие представления не могут объяснить механизм модифицирования кристаллами Cu_3P структуры оловянной бронзы при ее затвердевании.

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 [4].

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 [5].

6. Термодинамика и кинетика формирования дендритов фаз при высоких скоростях затвердевания сплавов требует, 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) [3].

8. Высокая устойчивость нанокристаллов фаз в расплаве кинетически обеспечивается за счет относительно низких значений удельной межфазной поверхностной энергии. Ее значение для нанокристаллов Cu дисперсностью 3,0 нм составляет $0,67 \text{ мДж}\cdot\text{м}^{-2}$ [5].

9. Установлено, что при плавлении металлов может атомизироваться в среднем только 3% ионов [5]. В результате уменьшается количество свободных электронов, что ослабляет металлическую связь. Это приводит к тому, что микрокристаллы распадаются на нанокристаллы и образуются бесструктурные атомизированные зоны, которые обеспечивают расплаву высокие реологические свойства.

10. При плавлении металлов их коэффициенты диффузии (самодиффузии) скачкообразно увеличиваются в 1000–10 000 раз [4]. 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.

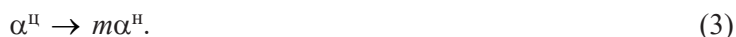
Исходя из того, что расплавы в основном состоят из нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон, можно исследовать и понять процессы плавки и литья оловянной бронзы. Плавка оловянной бронзы включает расплавление сплава и перегрев расплава, а литье – процесс его взаимодействия с фосфористой медью и кристаллизацию дендритов α -фазы. При плавлении оловянной бронзы происходит распад дендритов α -фазы (α^D) на их центры кристаллизации (α^H), нанокристаллы (α^H), атомы меди (Cu^a) и олова (Sn^a) по следующей реакции:



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



Растворенный водород и кислород диффундируют в бесструктурные зоны расплава, где последний адсорбируется в первую очередь на ЦК дендритов α -фазы. Водород на ней не адсорбируется, поскольку не образует гидридов с медью и оловом. При достижении определенной концентрации адсорбированного кислорода α^{H} распадаются по эффекту Ребиндера на m более мелких нанокристаллов по следующей реакции:



В результате концентрация α^{H} в расплаве уменьшается, что способствует получению в отливке крупнокристаллической структуры. Кроме того, растворенный кислород активно взаимодействует с α^{H} с образованием в основном нанокристаллов закиси меди $\text{Cu}_2\text{O}^{\text{H}}$ по следующей реакции:



Между растворенным и адсорбированным кислородом существует термодинамическое равновесие. При снижении $[\text{O}]$ уменьшается концентрация адсорбированного кислорода. Этому способствует обработка расплава оловянной бронзы фосфористой медью, содержащей в среднем 10% Р (МФ1). В ней кристаллы Cu_3P входят в состав эвтектики, которая плавится при температуре 714 °С [2]. Фосфористую медь вводят в расплав в конце плавки при температуре 1150–1200 °С [6]. При этом кристаллы $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{K}}$ распадаются на их центры кристаллизации ($\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$), нанокристаллы ($\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$), молекулы ($\text{Cu}_3\text{P}^{\text{M}}$) по следующей реакции:



В основном (более 90%) образуются нанокристаллы $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$. В перегретом расплаве оловянной бронзы они взаимодействуют с растворенным кислородом и нанокристаллами закиси меди по следующей реакции:



Газообразный P_2O_5 легко удаляется от фронта реакции, что, по правилу Ле Шателье, существенно сдвигает течение реакции (6) вправо и увеличивает ее выход. Модифицирующие нанокристаллы $\text{Cu}_3\text{P}^{\text{H}}$ уменьшают концентрацию растворенного и соответственно адсорбированного кислорода, что активизирует процесс коагуляции нанокристаллов α -фазы в α^{H} по следующей реакции:



В результате концентрация ЦК α -фазы возрастает и структура отливок становится мелкокристаллической. После обработки расплава оловянной бронзы фосфористой медью кристаллизация дендритов α -фазы происходит по следующей реакции:



При добавлении в расплав оловянной бронзы относительно большого количества фосфористой меди процесс снижения концентрации адсорбированного кислорода значительно ускоряется. В результате существенно возрастает интенсивность коагуляции α^{H} , что приводит к укрупнению ЦК α -фазы и снижению концентрации α^{H} в расплаве. При его последующем затвердевании структура отливок из оловянной бронзы становится крупнокристаллической. Происходит так называемый процесс перемодифицирования. Следует отметить, что, согласно уравнению (2), при постоянной влажности воздуха выполняется условие: $2[\text{H}][\text{O}] = \text{const}$. Это означает, что при уменьшении в перегретом расплаве оловянной бронзы концентрации кислорода в соответствии с уравнением (4) концентрация водорода возрастает. Это способствует образованию в отливках газоусадочной пористости. Для снижения концентрации водорода в расплаве его подвергают дегазации осушенными азотом либо аргоном.

Таким образом, плавка и литье оловянной бронзы являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами, в которых определяющую роль играют центры кристаллизации дендритов α -фазы, ее нанокристаллы, растворенный и адсорбированный кислород.

Литература

1. Стеценко В. Ю. Определение механизмов литья алюминиево-кремниевых сплавов с высокодисперсной и инвертированной микроструктурой // Литье и металлургия. 2013. № 2. С. 22–29.
2. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: справ. М.: Наука, 1979.

3. **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.
4. **Ершов Г. С., Черняков В. А.** Строение и свойства жидких и твердых металлов. М.: Metallurgy, 1978.
5. **Стеценко В. Ю.** Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 33–35.
6. **Кудюмов А. В., Пикунов М. В., Чурсин В. М., Бибилов Е. Л.** Производство отливок из цветных металлов. М.: Metallurgy, 1986.



УДК 621.745.5

Поступила 14.09.2017

НАГРЕВ И СМЕШИВАНИЕ СЫПУЧИХ МАТЕРИАЛОВ В РОТАЦИОННЫХ УСТАНОВКАХ

THE HEATING AND MIXING OF DISCRETE MATERIALS IN ROTARY DEVICE

С. Л. РОВИН, УП «ТЕХНОЛИТ», Беларусь, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: technolit@tut.by,
Л. Е. РОВИН, В. А. ЖАРАНОВ, Гомельский государственный технический университет
им. П. О. Сухого, Беларусь, г. Гомель, пр. Октября, 48. E-mail: kaf_metallurgy@gstu.by

S. L. ROVIN, Technolit Co, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: technolit@tut.by,
L. E. ROVIN, V. A. ZHARANOV, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel,
Belarus, 48, Ostryabrya av. E-mail: kaf_metallurgy@gstu.by

В докладе рассматриваются вопросы нагрева, движения и массообмена сыпучих дисперсных материалов в ротационной печи. Представлены результаты исследования этих процессов, включающие натурные эксперименты, имитационное и компьютерное моделирование, которые позволяют оптимизировать конструкцию и параметры работы ротационных установок.

This article describes motion and heat and mass transfer dispersed material in a rotary furnace. Presents the results of a comprehensive study of these processes, including pilot studies, computer modeling and simulation, which allow to optimize the design and process parameters of rotary furnaces.

Ключевые слова. Дисперсные сыпучие материалы, движение, нагрев, перемешивание, ротационные установки, моделирование.

Keywords. Dispersion discrete materials, motion, heating, mixing, rotary device, simulation.

Неподвижный слой дисперсных материалов отличается низкой теплопроводностью, близкой к теплопроводности воздуха. Это обстоятельство вызывает необходимость применения агрегатов, работающих с динамическим продуваемым и/или взвешенным слоем.

Высокую интенсивность теплообменных процессов в слое полидисперсных материалов удается обеспечить во вращающихся печах. Для нагрева, обжига и твердофазного восстановления применяются вращающиеся трубчатые печи, для плавки – короткобарабанные печи (КБП). И те, и другие печи отличаются прямоточным движением газового потока. При обработке дисперсных материалов такой характер движения потока накладывает существенные ограничения на его скорость (v_r), которая не может превышать скорость витания частиц нагреваемого материала ($v_{\text{вит}}$), что не позволяет получить высокий коэффициент конвективной теплоотдачи $\alpha = f(\text{Re}, \text{Nu}, \text{Pr})$. И если в трубчатых печах повышения термического КПД добиваются путем увеличения их длины до 100–150 м и более, то в КБП значительное увеличение длины невозможно. Это приводит к серьезным технологическим и эксплуатационным проблемам во время плавки, процесс становится плохо управляемым. Как следствие, КПД короткобарабанных печей находится на уровне 7–15%.

Решение проблемы уноса высокодисперсных материалов и одновременно значительное повышение КПД обеспечивают применение ротационных наклоняющихся печей (РНП), в которых реализовано петлеобразное циркуляционное движение газового потока. Эти печи, появившись лишь в начале 90-х, уже получили достаточно широкое распространение, особенно в процессах, связанных с переработкой дисперсных материалов, например, во вторичной металлургии цветных сплавов. Однако в полной мере использовать преимущества этих печей не позволяет недостаточная изученность происходящих в них тепломассообменных процессов. Это связано прежде всего с трудностями проведения исследований дина-

мического пересыпающегося слоя внутри вращающейся печи. Сложность натуральных экспериментов не позволяет однозначно выявить и описать поведение дисперсного материала, строение слоя, его динамику, интенсивность перемешивания и т. п. Для анализа движения дисперсного (сыпучего) материала и структуры слоя традиционно используют уравнения динамического равновесия сил, действующих на частицу (элемент) слоя, в которых учитываются только масса частички и центробежные силы, возникающие при вращении слоя. К сожалению, эта упрощенная схема пригодна лишь для установок типа шаровых мельниц, так как не учитывает адгезионные свойства частиц [1–4].

Представления о движении и структуре слоя дисперсного (сыпучего) материала во вращающихся печах, используемые в механике сплошной среды, сводятся к упрощенной модели слоя, состоящей из двух зон: внутренней зоны транспортирования, где смешивания не происходит, и материал движется как плотное тело, и зоны активного смешивания или обрушения. Последняя зона располагается над линией обрушения, которая соединяет точки касания слоя материала в моменты захвата и отрыва от стенки печи.

Этой схеме соответствует математическое описание, в котором слой активного смешивания рассматривается либо как бесконечно тонкая пленка и сводится к характеристике поверхностного потока [3], либо имеет конечную толщину [4].

При расчете движения реальных полидисперсных сыпучих материалов в ротационных печах, например дисперсных металлоотходов, помимо внешнего трения материала о стенки печи, гравитационных и центробежных сил необходимо учитывать силы аутогезии, которые определяют угол внутреннего трения, силы бокового давления, определяемые высотой слоя, удельной плотностью материала и коэффициентом Пуассона, а также особый пульсационный (перманентно-дискретный) режим движения слоя, при котором образуются динамически неустойчивые своды, создающие дополнительные горизонтальные силы, прижимающие частицы к стенке печи. На верхний слой частиц, особенно при обрушении, действуют также аэродинамические силы скоростного потока газов.

Боковое давление на стенки емкости, в которой находится дисперсный сыпучий материал, достаточно хорошо известно из практики эксплуатации бункеров в литейном и металлургическом производстве, в том числе с песком, окатышами, флюсами, коксом и т. д. [5–7]. В отличие от статического давления сплошной среды (жидкости) оно зависит не только от плотности и высоты столба материала, но и от его адгезионных и аутогезионных свойств, а также от режима движения слоя.

С целью исследования движения дисперсных материалов в условиях КБП и РНП была разработана методика имитационного моделирования. Модель была выполнена на основе принципов гидродинамического подобия ($Re_{\text{мод}} \approx Re_{\text{РНП}}$) с учетом масштабного фактора. Характерным подтверждением достигнутого гидродинамического подобия является формирование профиля слоя, идентичного реальному (рис. 1, а–в).

Путем имитационного моделирования было установлено, что скорость «вращения» материала в ротационных печах значительно выше, чем скорость вращения корпуса печи. Это превышение зависит от относительного объема загрузки и величины сегмента, занимаемого материалом. При коэффициенте загрузки печи $v_{\text{мат}}/v_{\text{печ}} \approx 0,3$, что чаще всего используется, скорость вращения материала примерно втрое превышает скорость вращения печи.

В РНП, имеющей рабочее положение под углом к горизонту (как правило, в пределах 12–18°), чем ближе материал находится к горловине печи, тем меньший сегмент окружности он занимает и тем быстрее вращается: больше оборотов совершает за один оборот печи. Было обнаружено также, что перемещение материала и его активное перемешивание в РНП в отличие от печей с горизонтальной осью вращения происходит не только в сечении, перпендикулярном оси вращения печи, но и в продольном направлении (рис. 1, ж, з).

Для определения количественных характеристик движения слоя и отдельных частиц материала в РНП, что необходимо для получения реальных параметров тепломассобмена, расчета и конструирования печей было проведено компьютерное моделирование с помощью ППП CD-Adapco Star CCM+, Prometech ParticleWork и метода дискретных (конечных) элементов DEM (Discrete Element Method). STAR-CCM+ и ParticleWorks позволяют анализировать и корректировать данные и отслеживать развитие процесса по мере выполнения расчета [8]. Метод DEM в отличие от методов, которые применяются в молекулярной динамике, позволяет моделировать движение частиц с несферической поверхностью и активно используется для расчета движения большого количества частиц, таких, как песчинки, гравий, галька и других твердых материалов [9]. Основным положением метода является то, что материал состоит из отдельных дискретных частиц, которые могут иметь различные поверхности и свойства.

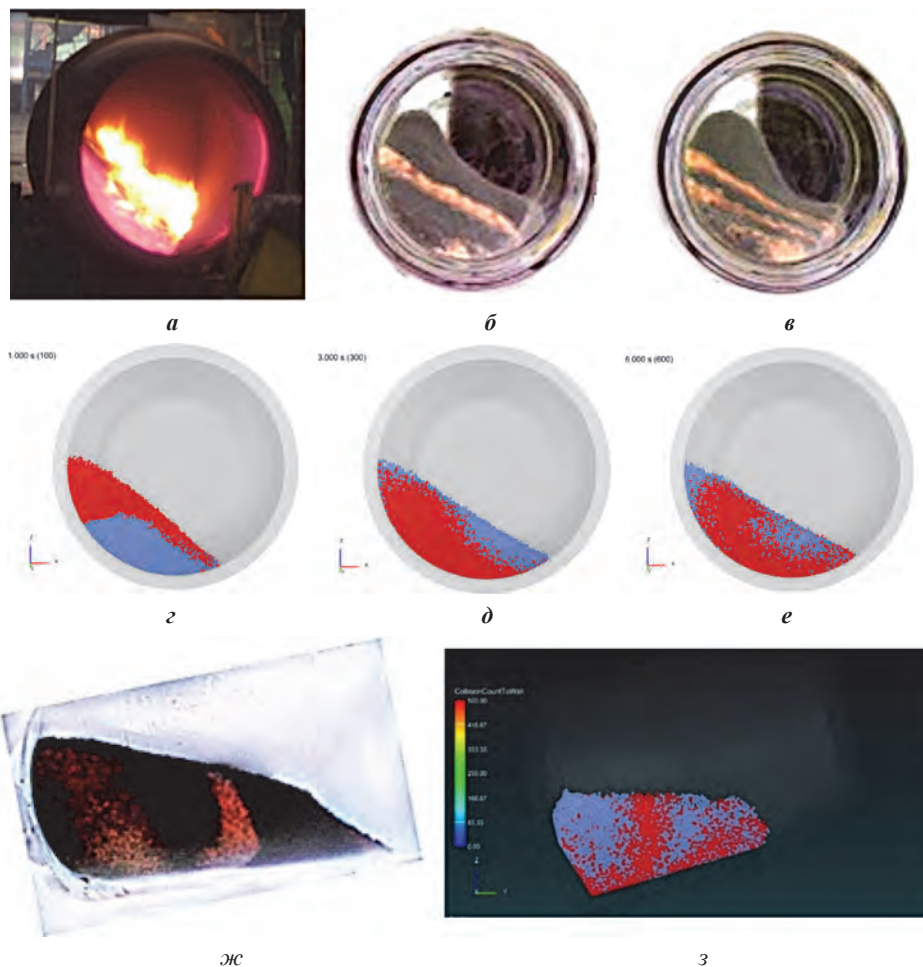


Рис. 1. Движение слоя и перемешивание материала в ротационной наклоняющейся печи: *а* – движение стружки при высокотемпературном нагреве в РНП-2,0; *б, в* – движение материала в имитационной модели (*б* – через 0,5 оборота, *в* – через 1 оборот после начала движения); *г-е* – результаты численного моделирования перемешивания материала в поперечном сечении слоя (*г* – начало движения, *д* – через 0,5 оборота, *е* – 1 оборот печи); *ж, з* – перемешивание материалов в осевом направлении (*ж* – имитационная модель, *з* – компьютерное моделирование)

Расчет выполняли на основе мгновенного баланса сил тяжести, инерции и сил контакта рассматриваемых частиц с другими частицами и поверхностью печи. Частицы при этом рассматриваются как твердые и упругие тела, размер которых задается по данным натуральных экспериментов с учетом масштабного фактора. Частицы совершают поступательное и вращательное движения. В расчете учитываются также силы аутогезии и адгезии.

В процессе компьютерного моделирования учитывали следующие основные физические, геометрические и технологические параметры, влияющие на характер движения дисперсных материалов во вращающихся печах: диаметр рабочего пространства (D); длину рабочего пространства (L); угол наклона печи ($\alpha_{п}$); скорость вращения печи ($v_{п}$); температурный режим ($t_{н}$, $t_{к}$); размер частиц (l_0); форму частиц; силу межчастичных связей (аутогезия) и внутреннего трения в слое (μ_s); силу трения на границе «дисперсный материал-футеровка» (адгезия) ($F_{тр}$); плотность частиц (ρ).

В результате численного моделирования впервые были получены не только представления о характере движения дисперсных материалов в ротационных печах с наклонной осью вращения, структуре слоя по всей длине печи, скоростях отдельных частиц, но исследован процесс смешивания или конвекции в слое, причем определены количественные значения каждого из параметров и их взаимосвязи с параметрами работы и конструкции печи.

В поперечном сечении слоя материала условно могут быть выделены относительно неподвижное ядро и активно циркулирующая вокруг него периферийная зона. При этом скорости движения частиц в ядре и на периферии слоя могут отличаться в десятки и даже сотни раз, однако четкой границы между зонами не существует. Кроме того, абсолютные значения и распределение скоростей меняются во времени и в зависимости от расстояния рассматриваемого сечения относительно дна или горловины печи.

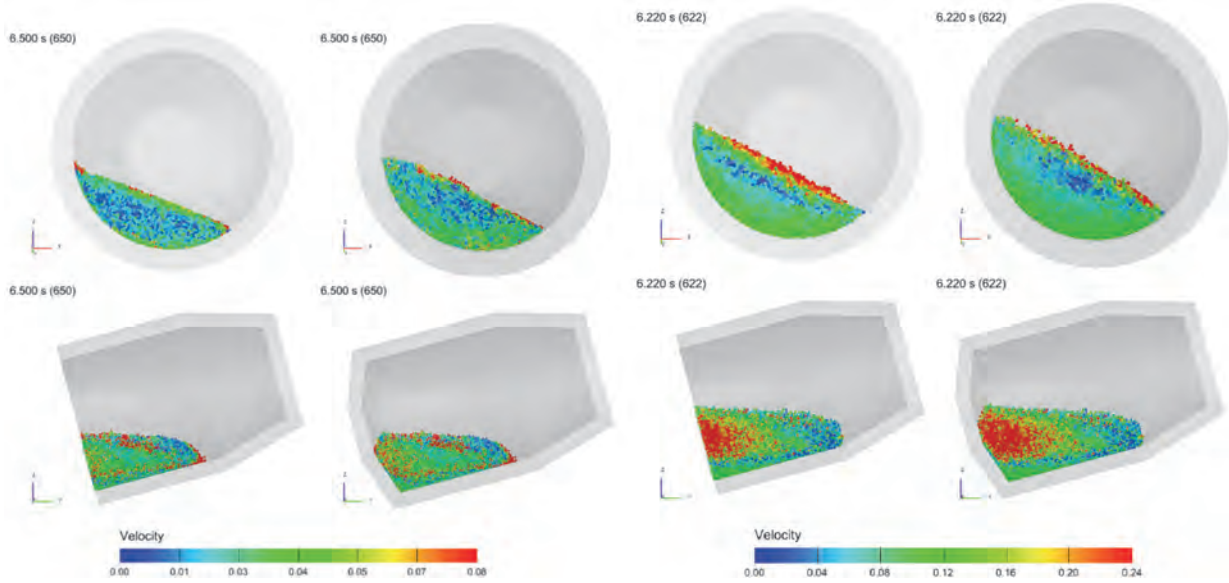


Рис. 2. Распределение скоростей дисперсных частиц в слое материала, находящегося в РНП: *а* – вращение печи со скоростью 5 об/мин; *б* – вращение печи со скоростью 10 об/мин

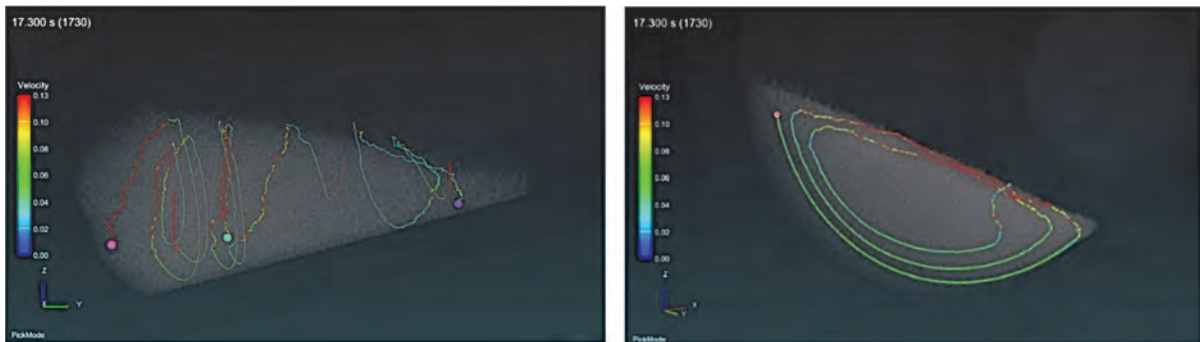


Рис. 3. Траектории движения частиц дисперсного материала в РНП (точки указывают положение частиц в момент окончания расчета)

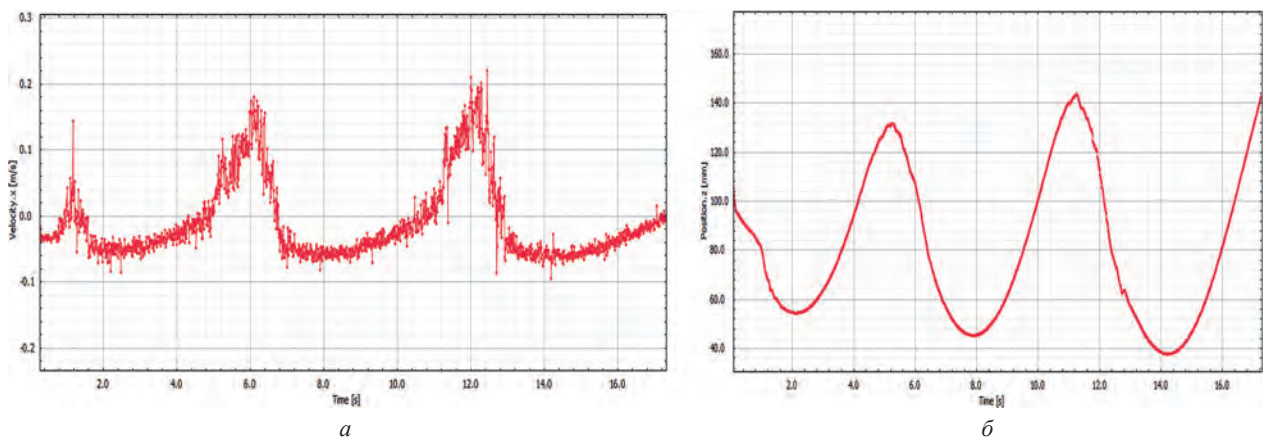


Рис. 4. График мгновенных скоростей частицы (*а*) и ее положение в вертикальной плоскости (*б*)

Некоторые результаты имитационного и компьютерного моделирования движения материала в РНП представлены на рис. 1–4.

Учитывая, что передача тепла конвекцией происходит при смешивании макрообъемов, полученные данные по скорости смешивания в РНП позволяют рассчитать и объемный коэффициент теплообмена в слое α_v . Тепловой баланс с учетом потерь тепла с отходящими газами определяет расход тепла на нагрев материала до заданной температуры и одновременно расход тепловой энергии газом-теплоносителем. Отсюда в первом приближении, если заменить площадь поверхности теплообмена удельным объемом, можно вычислить α_v , Вт/(м³·К): $\alpha_v = q/\Delta t$.

В работах, посвященных исследованиям теплообмена в шахтных печах, где рассматриваются дисперсные материалы, продуваемые высокотемпературными газами, т. е. близкие по режиму процессы, получена эмпирическая формула взаимосвязи α_v и α , отнесенного к единице площади поверхности теплообмена:

$$\alpha = \alpha_v \frac{d_{\text{ЭКВ}}}{7,5(1-\varphi)}.$$

Такая замена здесь правомерна в связи с тем, что удельная поверхность и объем для дисперсного материала – взаимосвязанные параметры, но для решения инженерных задач контроль последнего является простой технической задачей, что упрощает управление и расчеты.

Расчетные значения для условий эксперимента составляют $\alpha_v = 2750\text{--}3100 \text{ Вт}/(\text{м}^3 \cdot \text{К})$. Повысить точность расчетов можно с помощью учета теплопроводности собственно элементов слоя путем замены α на суммарный коэффициент теплообмена:

$$\alpha_{\Sigma} = \frac{\alpha}{1+0,2 \text{Bi}},$$

который учитывает не только внешнее, но и внутреннее сопротивление $\text{Bi} = (\alpha d / \lambda)$.

Движение газов в РНП характеризуется сложным циркуляционным режимом. Циркуляции происходят в вертикальной и горизонтальной плоскостях. Циркуляционные скорости более чем в 3–5 раз превышают поступательную скорость газового потока. Активное перемешивание слоя материала и его взаимодействие с высокоскоростным турбулентным газовым потоком обеспечивают значительную интенсификацию процессов теплообмена и соответственно массопереноса, благодаря этому тепловой КПД в РНП в 2,5–3,0 раза превышает КПД традиционных ротационных печей с прямоточным движением газового потока и горизонтальной осью вращения.

Можно отметить, что полученные результаты по процессам движения и смешивания дисперсных материалов имеют более широкое применение, чем только для печей, но могут использоваться и для смесителей различного назначения, окрасочных камер, установок плакирования и других агрегатов вращающегося типа.

С учетом результатов комплексного моделирования движения дисперсных материалов и тепломассообменных процессов в ротационных наклоняющихся печах были определены оптимальные технологические режимы их эффективной работы, разработаны рекомендации по проектированию и применению, выполнены успешные внедрения РНП различного объема, производительности и назначения на предприятиях Беларуси и России.

Литература

1. Зеньков Р. Л. Механика насыпных грунтов. М.: Машгиз, 1952. 215 с.
2. Першин В. Ф., Однолько В. Г., Першина С. В. Переработка сыпучих материалов в машинах барабанного типа. М.: Машиностроение, 2009. 220 с.
3. Ревуженко О. А. О перемешивании сыпучих материалов в тонких слоях // Физическая механика. 2004. № 7. Спец. вып. 4.2. С. 277–280.
4. Волков М. В. Метод расчета процесса смешивания сыпучих материалов в новом аппарате с открытой рабочей камерой: дис. ... канд. тех. наук. Ярославль, 2014.
5. Фиалков Б. С., Плицын В. Т. Кинетика движения и характер горения кокса в доменной печи. М.: Metallургия, 1971. 288 с.
6. Варламов А. В. Исходные предпосылки к составлению обобщенной математической модели динамической системы «Бункерное устройство с сыпучим материалом – сводообразование» // Вестн. Самарского ГУПС. 2011. № 2. С. 79–89.
7. Ровин С. Л. Рециклинг металлоотходов в ротационных печах. Минск: БНТУ, 2015. 382 с.
8. Promtech Particleworks Theory Manual. Promtech Software, Inc., 2015. 48 p.
9. Norouzi H. R. et. al. Coupled CFD-DEM modeling: formulation, implementation and application to multiphase flows – Chichester, UK: John Wiley & Sons, 2016. 416 p.



УДК 621.74

Поступила 12.09.2017

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОГНЕУПОРНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ

RESEARCH AND SIMULATION OF THE INFLUENCE OF REFRACTORY FILLER ON THE PROCESSES OF STRUCTURAL FORMATION OF CORE MIXTURES

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

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

Представлены результаты исследования, моделирования качественных характеристик огнеупорного наполнителя и структуры стержневых смесей. Определена степень влияния формы зерна огнеупорного наполнителя на формирование прочности стержневых смесей.

The results of research, modeling of the quality characteristics of refractory filler and the structure of core mixtures are presented. The degree of influence of the shape of the refractory filler grain on the strength of the core mixtures is determined.

Ключевые слова. *Литейные стержни, качество отливок, внутренние полости отливок, механическое взаимодействие металла и стержня, форма зерна огнеупорного наполнителя*

Keywords. *Mold core, quality of castings, internal cavity of the casting, mechanical interaction of the metal and the core, refractory filler shape*

Механическое воздействие жидкого металла на литейный стержень в период заливки, кристаллизации, охлаждения отливки сопровождается образованием внутренних напряжений в «теле» литейного стержня под влиянием гидродинамических, гидростатических нагрузок, а также вследствие затрудненной усадки сплава и термических напряжений в отливке. Также под действием сил трения, возникающих при контакте литейного стержня с потоками жидкого металла, создаются условия для эрозии его поверхности. Такое воздействие в определенных условиях вызывает деформации литейного стержня и ведет к недопустимым изменениям шероховатости, размерной точности внутренних поверхностей и «тела» отливки, а также образованию дефектов: засоров, наростов, трещин, грубых поверхностей. Для предупреждения развития этих дефектов литейный стержень должен представлять собой термически устойчивый объект, обладающий определенным уровнем общей, поверхностной прочности, а также податливости, необходимыми для компенсации напряжений деформации и разрушения.

Данные эксплуатационные свойства литейного стержня являются функцией структурно-механических свойств стержневой смеси, которые формируются исходными формовочными материалами и определяют поведение литейного стержня при контакте с жидким сплавом. При этом структура литейного стержня формируется за счет образования физико-химических связей между отдельными зернами огнеупорного наполнителя. Такие связи образуются при введении связующего, обеспечивающего адгезивно-когезионную связь частиц (рис. 1).

Для большинства современных стержневых смесей именно характер и величина сил когезионного взаимодействия в зоне единичного контакта определяют потенциально-возможные прочностные и пластические свойства структуры литейного стержня, степень реализации которых в целом характеризуется удельным количеством единичных контактов в заданном объеме смеси. С этой точки зрения процессы

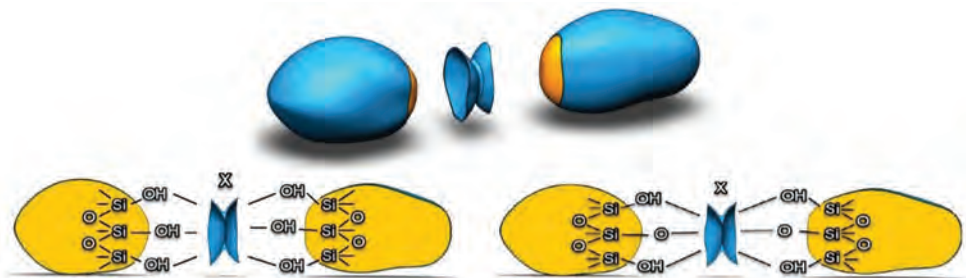


Рис. 1. Химическое взаимодействие зерна песка со связующим компонентом в зоне единичного контакта

формообразования литейного стержня связаны с уплотнением структуры стержневой смеси и соответственно с увеличением количества контактов между зернами огнеупорного наполнителя через оболочку связующего.

Известно [1], что наибольшее количество удельных контактов обеспечивает оптимально рассредоточенный зерновой состав огнеупорного наполнителя. Однако его использование вызывает ряд проблем, связанных с повышенным расходом связующего вещества, резким повышением газотворности и падением газопроводящей способности смеси. Решениям подобных оптимизационных задач уделяется достаточно много внимания, однако в большинстве случаев они связаны с подбором оптимального гранулометрического состава и минимизацией содержания глинистой составляющей. При этом качественным характеристикам огнеупорного наполнителя (форма зерен песка и характер ее распределения в зависимости от дисперсности, наличие прочнозакрепленных примесей на поверхности частиц) отводится второстепенное значение. Вместе с тем, в рамках теории формирования прочности смесей эти характеристики рассматриваются как значительно влияющие на количество удельных контактов в объеме стержневой смеси.

В данной работе исследовали влияние качественных и количественных характеристик огнеупорного наполнителя на формирование прочности стержневой смеси с целью последующего прогнозирования работы литейных стержней, стабильного обеспечения их геометрической и размерной точности, недопущения образования дефектов, вызванных механическим воздействием расплава на литейный стержень.

С этой точки зрения одной из важных гранулометрических характеристик огнеупорного наполнителя является форма его зерен. Принято считать, что форма зерен песка постоянна по фракционному составу в рамках определенной марки и влияет на количество контактов в стержневой смеси, расход связующего материала. Для качественной оценки формовочных песков было произведено микроскопическое изучение их зерен в зависимости от среднего размера. При этом для исследования были использованы наиболее распространенные марки песков, применяемые на литейных предприятиях Республики Беларусь: 1К₂О₁016 (Гомельский ГОК), 2К₂О₁02 (Староверовский карьер ООО ПКФ «СТАРК»), 1К₂О₂02 (ООО «БАЛКУМ», Нижегородская обл.). В результате чего была установлена зависимость степени округлости зерна огнеупорного наполнителя от его величины (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Форма зерен песков различных месторождений

Средний размер зерен песка, мм	Форма зерна песка, %								
	1К ₂ О ₁ 016			2К ₂ О ₁ 02			1К ₂ О ₂ 02		
	округлая	полуокруглая	угловатая	округлая	полуокруглая	угловатая	округлая	полуокруглая	угловатая
1	21	52	27	24	45	31	26	44	30
0,63	20	52	28	22	44	34	24	42	34
0,4	18	50	32	21	42	37	23	39	38
0,315	15	45	40	19	40	41	20	38	42
0,2	14	42	44	16	39	45	18	36	46
0,16	12	39	49	9	32	59	14	33	53
0,1	9	33	58	5	24	71	10	27	63
0,063	4	25	71	3	19	78	5	22	73
0,05	0	15	85	0	10	90	2	16	82
Поддон	0	9	91	0	4	96	0	7	93

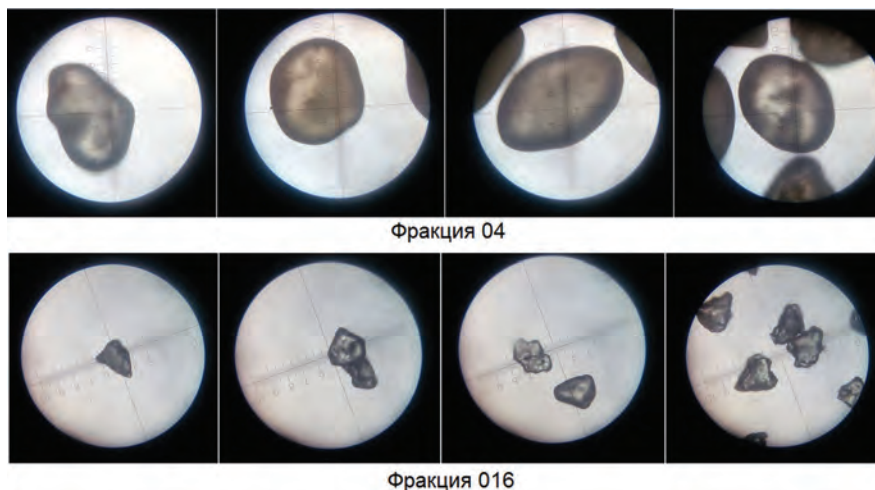


Рис. 2. Форма зерен огнеупорных наполнителей фракций 04, 016. $\times 20$

Качественный анализ частиц выделенного среднего размера показал, что для зерен песков фракций 1, 063, 04, 0315, 02 наиболее характерна полуокруглая окатанная форма, а для зерен более мелких фракций – преимущественно угловатая (рис. 2).

Такая закономерность характерна для всех исследуемых марок формовочных песков и данный факт необходимо учитывать при прогнозировании условий формирования прочности литейных стержней.

Для проверочной оценки влияния формы зерна огнеупорного наполнителя на прочность стержневой смеси было проведено проверочное исследование, включающее применение навесок из искусственно созданных монофракционных песков, состоящих из частиц только округлой и только угловатой формы. Зерновой состав огнеупорного наполнителя подбирали в соответствии с маркой $1K_2O_1016$ Гомельского ГОК средним размером 0,2 мм, в качестве связующих компонентов использовали фурановую смолу *Askuran 381* и катализатор *Harter rapid 03*. При этом для каждого образца количество связующего материала в составе стержневой смеси строго контролировалось и составляло: смолы – 0,8%, катализатора – 0,4% на 100% массы песка. В результате проведенного исследования было установлено, что прочность образцов с округлой формой зерен заметно уступает прочности образцов с угловатой (табл. 2).

Таблица 2. Прочность образцов в зависимости от формы зерен песка

Форма зерна песка, из которого изготовлен образец	Прочность на разрыв через 1 ч, кПа					Среднее значение	Прочность на разрыв через 24 ч, кПа					Среднее значение
	277	278	281	274	276		439	445	443	447	442	
Угловатая	277	278	281	274	276	277	439	445	443	447	442	443
Округлая	254	248	245	247	250	249	385	387	385	392	390	388

Микроскопический анализ показал, что зерна песка угловатой формы в сравнении с округлыми характеризуются более плотным прилеганием друг к другу при уплотнении, ввиду этого увеличивается площадь контакта манжеты связующего с зёрнами песка, что приводит к более высокой прочности стержневой смеси.

Данный вывод полностью согласуется с результатами компьютерного моделирования структуры стержневой смеси в CAD- и CAE-программах. Анализ структурообразования стержневой смеси при ее уплотнении позволил установить общее количество контактов зерен огнеупорного наполнителя в заданном объеме стержневой смеси. Для моделирования структуры стержневой смеси были разработаны трехмерные модели зерен песка округлой и угловатой формы четырех фракций (01, 016, 02, 04) (рис. 3).

Генерированием частиц огнеупорного наполнителя заданной формы и среднего размера имитировался процесс заполнения виртуальной емкости объемом 1 см^3 , в результате чего были сформированы трехмерные модели структуры стержневой смеси (рис. 4).

При этом моделировалась динамика изменения количества контактов во времени. В каждом исследовании заданный объем смеси формировался в течение 8 с, после чего подвергался воздействию сил прессования до плотности смеси $1,45 \text{ г/см}^3$. Подсчет числа контактов осуществлялся с применением контактных векторов (рис. 4, б) между частицами песка (рис. 5).

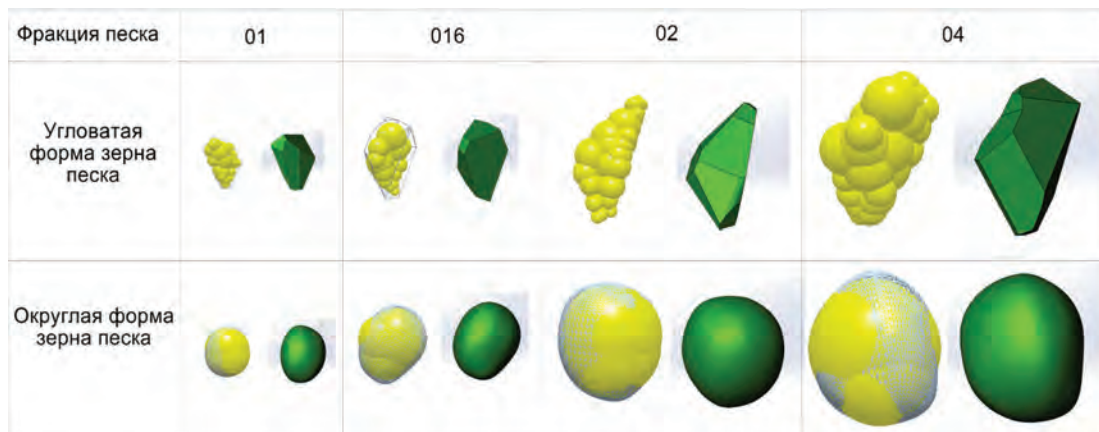


Рис. 3. CAD-модели зерен песка



Рис. 4. Фрагменты моделей стержневой смеси в уплотненном состоянии зерен песка фракции 02: *a* – с применением угловатых зерен песка; *b* – с применением округлых зерен песка

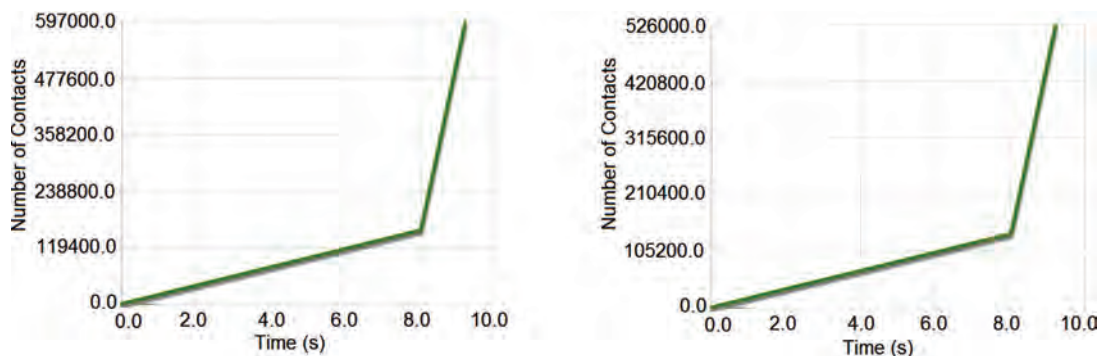


Рис. 5. Зависимость количества реализуемых контактов между частицами округлой и угловатой формы формовочного песка средним размером 0,2 мм от времени: *a* – частицы угловатой формы; *b* – частицы округлой формы

В результате проведенных исследований было установлено, что для частиц песка угловатой формы характерно большее количество реализованных контактов в единице объема уплотненной смеси в сравнении с частицами округлой формы. При этом следует заметить, что с уменьшением удельной поверхности частиц количество реализованных контактов уменьшается (табл. 3).

Таблица 3. Концентрация контактов в единице объема стержневой смеси

Средний размер зерен песка, мм	01	016	02	04
Концентрация контактов в объеме стержневой смеси для частиц угловатой формы шт/см ³	4001000	1211000	597000	79000
Концентрация контактов в объеме стержневой смеси для частиц округлой формы шт/см ³	3958000	1134000	526000	64000

Необходимо отметить, что угловатая форма зерен песка характеризуется большей удельной поверхностью их контактов друг с другом, однако характеризуется низкой пористостью и, следовательно, газопроницаемостью смеси, изготовленной с применением данного песка.

Кроме того, следует учитывать, что для зерен угловатой формы более характерна шершавая поверхность, часто покрытая оболочкой другого вещества (глинистая составляющая и низкоогнеупорные примеси), что оказывает существенное влияние на формирование прочности сцепления связующего вещества между зернами огнеупорного наполнителя. Исследования показали, что примесные минералы блокируют контакт зерна песка со связующим, что влияет главным образом на формирование адгезионной прочности, однако в виду преобладающего когезионного характера разрушения образцов из химически твердеющих смесей это не имеет принципиального значения. При этом надо понимать, что наличие глинистой составляющей и низкоогнеупорных примесей в составе стержневой смеси приводит к увеличению связующего компонента и является одной из причин образования пригара на внутренних поверхностях отливки.

Проведенный анализ позволяет установить существенную зависимость прочности литейного стержня от качественных характеристик огнеупорного наполнителя и, тем самым, открывает возможности ее регулирования. Для стабилизированного протекания процессов механического взаимодействия расплава и литейного стержня гранулометрический состав огнеупорного наполнителя должен подбираться не только с учетом размера, характера распределения зерен песка, но и с учетом формы и характера поверхности частиц. Данный подход необходим для формирования структуры стержневой смеси, обеспечивающей стойкость к деформациям и возникновению механических напряжений при контакте с расплавом.

Литература

1. Бречко А. А. Формовочные и стержневые смеси с заданными свойствами/ А. А. Бречко, Г. Ф. Великанов. Л.: Машиностроение. 1982. 216 с.



УДК 669.154

Поступила 03.08.2017

ОСНОВНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ И МЕХАНИЗМ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ ПРИ ЛИТЬЕ СПЛАВОВ

BASIC ELEMENTS AND THE MECHANISM OF METALLURGICAL HEREDITY WHEN CASTING ALLOYS

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

Показано, что основными элементами металлургической наследственности при литье сплавов являются центры кристаллизации микрокристаллов и строительные нанокристаллы. Постоянство их концентраций в расплаве обеспечивает эффект металлургической наследственности. Чтобы ее сохранить, необходимо предотвратить избыточное насыщение расплава кислородом и водородом.

It is shown that basic elements of metallurgical heredity when casting alloys are the centers of crystallization of microcrystals and construction nanocrystals. Constancy of their concentration in fusion provides effect of metallurgical heredity. That to keep her, it is necessary to prevent excess saturation of fusion oxygen and hydrogen.

Ключевые слова. Металлургическая наследственность, литье, нанокристалл, центр кристаллизации, расплав, сплавы.

Keywords. Metallurgical heredity, casting, nanocrystal, center of crystallization, fusion, alloys.

Эффект металлургической наследственности заключается в сохранении микроструктуры переплавляемых шихтовых заготовок получаемой отливкой. Объяснить это явление с точки зрения классической теории металлических расплавов невозможно, поскольку считается, что выше температуры ликвидуса существуют лишь кластеры. Принято считать, что они спонтанно образуются и распадаются с частотой 10^7 – 10^8 Гц. Такие очень нестабильные, гипотетические наночастицы не могут служить элементами металлургической наследственности при литье сплавов. Для этого нужны стабильные нанокристаллы. Термодинамически доказано, что они существуют при температуре выше ликвидуса, т. е. кластеры в расплавах – стабильные нанокристаллы [1]. Известно, что для них выполняется условие [2]:

$$\sigma = kr, \quad (1)$$

где σ – удельная межфазная поверхностная энергия; r – радиус нанокристалла; k – константа, зависящая от температуры.

Нанокристалл испытывает лапласовское давление P , которое определяется по уравнению:

$$P = \frac{2\sigma}{r}. \quad (2)$$

Подставляя в уравнение (2) значение σ из уравнения (1), получаем:

$$P = 2k. \quad (3)$$

Это означает, что при постоянном объеме процесс плавления нанокристаллов будет определяться уравнением состояния газа. Им являются атомы, атомизированные в процессе плавления сплава [2]. Атомный газ ослабляет связи в микрокристаллах. В результате они распадаются на нанокристаллы. Атомный газ значительно ослабляет связи между нанокристаллами, обеспечивая расплаву высокие реологические свойства.

Определим устойчивость нанокристалла при температуре выше ликвидуса. Предположим, что при ее превышении радиус нанокристалла сферической формы уменьшится на величину dr . Данный сферо-

кристалл не будет растворяться, если изменение объемной энергии Гиббса dG будет превышать изменение межфазной поверхностной энергии $d\Pi$ этого процесса:

$$dG > d\Pi. \quad (4)$$

Поскольку dG при температуре выше ликвидуса будет в основном определяться молярной теплотой плавления L , то уравнение (4) можно представить следующим образом:

$$d\left(\frac{VL\rho}{M}\right) > d(S\sigma), \quad (5)$$

где V и S – соответственно объем и площадь поверхности нанокристалла; M и ρ – молярный (атомный) вес и плотность нанокристалла. Подставляя значения $V = 4/3\pi r^3$ и $S = 4\pi r^2$ в уравнение (5) с учетом (1), получаем следующее условие стабильного существования нанокристалла в расплаве при температуре выше ликвидуса:

$$L\rho > 3kM. \quad (6)$$

При относительно невысоких перегревах выше ликвидуса, когда сохраняется эффект металлургической наследственности, значение k рассчитаем по уравнению [1]:

$$k = \frac{L\rho\Delta T}{3T_0M}, \quad (7)$$

где ΔT – переохлаждение при затвердевании сплава. Подставляя значение k из уравнения (7) в уравнение (6), получаем основное условие стабильного существования нанокристалла в расплаве при температуре выше ликвидуса:

$$1 > \frac{\Delta T}{T}. \quad (8)$$

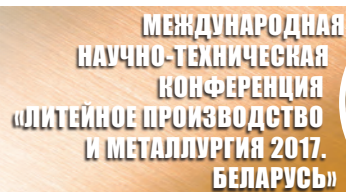
Это условие выполняется всегда. Из уравнения (8) следует, что после распада микрокристаллов на нанокристаллы (расплавление сплава) последние будут стабильно находиться в расплаве при температуре выше ликвидуса и определять явление металлургической наследственности.

Исследование тонкой структуры графита в чугунах показало, что графитный микрокристалл состоит из наноразмерного центра кристаллизации (ЦК) и сросшихся вокруг него более мелких глобулярных строительных нанокристаллов [3, 4]. Таким образом, можно предложить следующий механизм металлургической наследственности. При плавлении сплава его микрокристаллы распадаются на ЦК и строительные нанокристаллы. Они устойчивы в расплаве выше температуры ликвидуса при относительно невысоком перегреве. Если концентрации ЦК и строительных нанокристаллов остаются неизменными, то при затвердевании такого расплава будет наследоваться микроструктура исходного переплавленного сплава. Известно, что эффект металлургической наследственности сохраняется до определенной температуры. Это можно объяснить тем, что при ее превышении расплав будет значительно (избыточно) насыщаться из паров атмосферного воздуха кислородом и водородом. Атомы кислорода являются поверхностно-активными по отношению к ЦК и способствуют их распаду на более мелкие нанокристаллы по эффекту Ребиндера. В результате концентрация ЦК в расплаве будет уменьшаться. При затвердевании такого расплава количество микрокристаллов в сплаве снизится. Кроме того, растворенный в избытке водород, выделяющийся в виде микропузырьков на кристаллизующихся дендритах основной фазы сплава, будет уменьшать их разветвленность [5]. Все это приведет к демодификации микроструктуры переплавленного сплава и нарушению эффекта металлургической наследственности. Чтобы ее сохранить, необходимо предотвратить избыточное насыщение расплава кислородом и водородом.

Таким образом, основными элементами металлургической наследственности при литье сплавов являются центры кристаллизации микрокристаллов и строительные нанокристаллы. Постоянство их концентрации в расплаве обеспечивает эффект металлургической наследственности.

Литература

1. Стеценко В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // *Литье и металлургия*. 2015. № 2. С. 33–35.
2. Стеценко В. Ю. Металлические расплавы – наноструктурные системы // *Литье и металлургия*. 2014. № 1. С. 48–49.
3. Захарченко Э. В., Левченко Ю. Н., Горенко В. Г., Вареник П. А. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом. Киев: Наукова думка, 1986.
4. Щабатинов М. П., Абраменко Ю. Е., Бех Н. И. Высокопрочный чугун в автомобилестроении. М.: Машиностроение, 1988.
5. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.



УДК 621.74

Поступила 11.09.2017

ЦИФРОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ

DIGITAL TECHNOLOGIES IN PRODUCTION OF CASTING BLOCKS OF METAL DETAILS

Г. П. МАНЖУЛА, ЗАО «МСП Технолоджи Центр», г. Минск, Беларусь. E-mail: center@mcp.by;
web: www.mcp.by

G. P. MANZHULA, Director of MSP Technology Center, Minsk, Belarus. E-mail: center@mcp.by;
web: www.mcp.by

В статье рассматривается роль цифровых технологий в литейном производстве и их влияние на сроки подготовки производства, культуру производства, уровень и стабильность качества. Применение цифровых технологий должно обеспечить литейщикам тесную связь с разработчиками, мехобработкой и метрологами, помочь реализовать свои знания, повысить престиж профессии, привлечь молодые кадры в литейное производство.

The role of digital technologies in foundry production and their influence on production preparation terms, production standards, level and stability of quality is considered in the article. Use of digital technologies has to provide to founders close connection with introducers, machine processing and metrologists, to help to realize their knowledge, to increase prestige of a profession, to attract young people in foundry production.

Ключевые слова. Цифровые технологии в литье, безмодельная оснастка, оптическая оцифровка, контроль литых заготовок, анализ литых заготовок, анализ оснастки, реверсинжиниринг, обратное проектирование, ремонт оснастки.

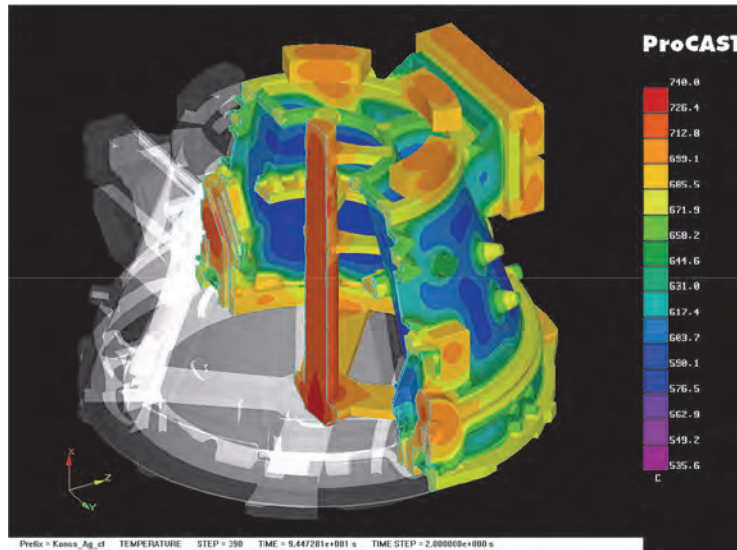
Keywords. Digital technologies in casting, the patternness equipment, optical digitization, monitoring of casting blocks, analysis of casting blocks, analysis of the equipment, reverse engineering, inverse projection, repair of the equipment.

Один из основных видов заготовительной базы машиностроения – литейное производство, переживает в настоящее время не лучшие времена. Являясь в своем развитии зависимой от уровня машиностроительного комплекса в целом, литейное производство зачастую сдерживает его развитие из-за некоторых своих особенностей. Все нуждаются в стабильных и объемных заказах. Но действительность такова, что в последние годы – после советского периода массового и крупносерийного производства, все чаще приходится довольствоваться мелкосерийным производством, и связанным с этим расширением номенклатуры отливок.

Проблема нашей литейной промышленности в том, что она лишена необходимой гибкости по причине больших сроков освоения новой продукции в условиях огромного числа влияющих факторов: от качества поставляемых материалов до стабильного обеспечения технологических режимов.

Одним из определяющих, если не главным, должно стать внедрение в литейное производство цифровых технологий. Если разработчики деталей и оснастки в абсолютном большинстве используют 3D-проектирование, то дальше в технологической цепочке большого прогресса в использовании IT-технологий еще не наблюдается.

Хотя в современных пакетах 3D-проектирования имеются в той или иной степени элементы компьютерного анализа литья, что позволяет избежать грубых ошибок в технологичности конструкции детали, но прогнозировать ее качество возможно при тщательном внесении технологических параметров в специализированный пакет программ (CAE). Таких программ сейчас довольно много в широком диапазоне цен. Но даже самые лучшие (и дорогие) из них гарантируют(?) прогноз с точностью около 90 %. Под-



Симуляция в пакете ProCast, Франция

твердить эти теоретические (!) 90 % и определить самые интересные последние 10 % приходится уже после изготовления оснастки в процессе экспериментов.

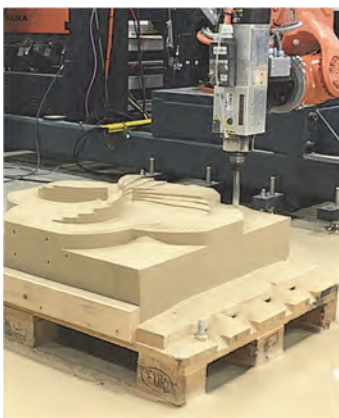
А если не удастся добиться результатов только технологическими приемами и потребуется изменение конструкции детали? А если деталь сложная и стоимость оснастки и сроки ее изготовления очень большие?

Для технологии литья в песчаные формы, например, в этих случаях может существенно помочь технология безмодельной оснастки – прямое изготовление песчаных форм и стержней по данным компьютерного проектирования.

В настоящее время в мире распространены три принципиальных метода изготовления песчаных литейных форм без изготовления модельной оснастки:

- фрезерование заполимеризованных песчаных блоков (Direct Mold Milling);
- послойное селективное спекание песчано-полимерной смеси лазером (Laser Sintering);
- послойное селективное отверждение песчано-полимерной смеси избирательным нанесением отвердителя (Binder Jetting).

Для технологии Direct Mold Milling в принципе не требуется особого оборудования: робот и специальная фреза. Метод, конечно, не получил широкого распространения для деталей с разветвленной поверхностью, но для деталей с поверхностью сложной формы, например, корабельные винты, он применяется.



ROBOTIC SOLUTIONS INC.,
США



Прямое фрезерование блока из песчано-полимерной смеси
(фирма EEW-PROTEC GmbH, Германия)



Два других метода – Laser Sintering от компании EOS и Binder Jetting от компании ExOne, применяются очень широко как для отработки технологии – свойства получаемых песчано-полимерных форм близки к ХТС, так и в единичном и мелкосерийном производстве.

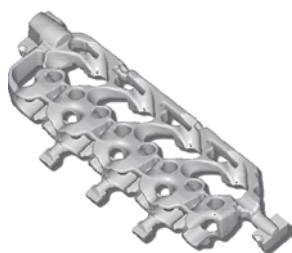


Стержень и литая заготовка
 (фирма EOS)

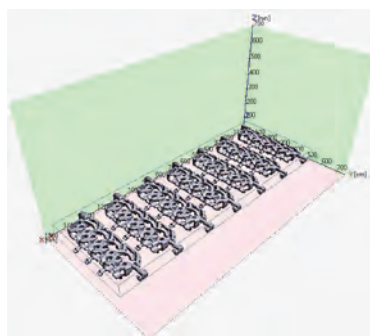


Сборка напечатанной формы (фирма ExOne)

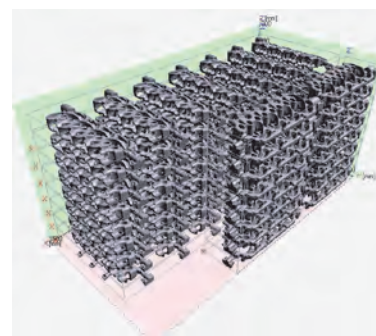
Технология Binder Jetting, например, находит применение не только в процессе изготовления опытных образцов при отработке конструкции и технологии, но и в производстве небольших серий и вариантов литых деталей.



Стержень водяной рубашки
 508×191×73 мм для варианта
 головки цилиндров

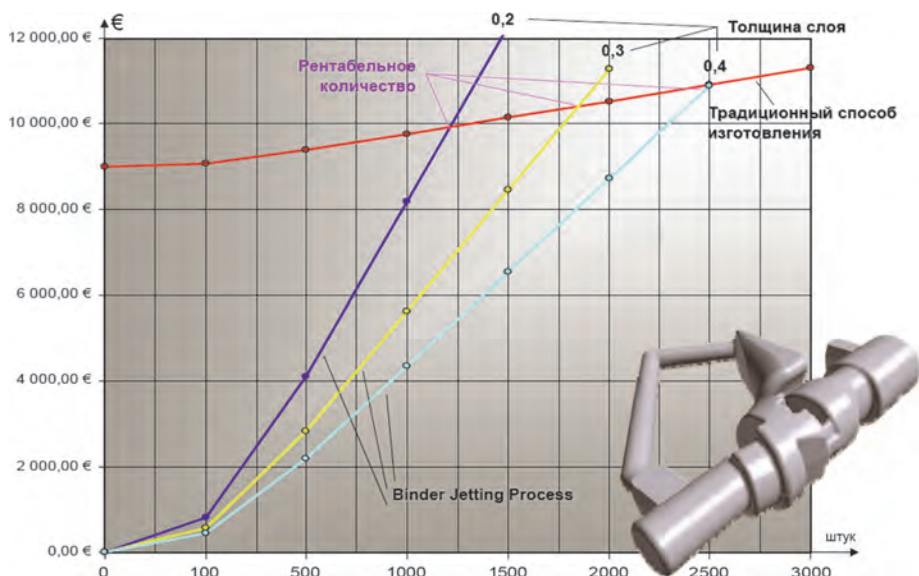


1 или 9 шт. = 244 мин = 4 ч



72 шт. за 34 ч

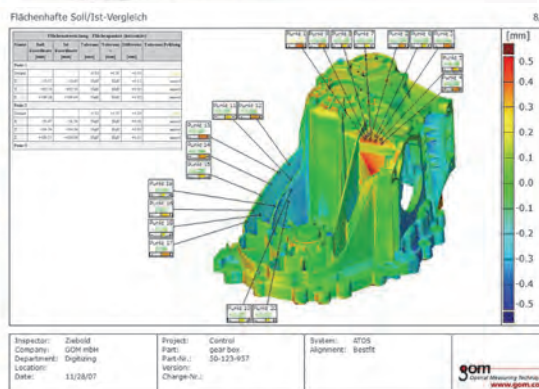
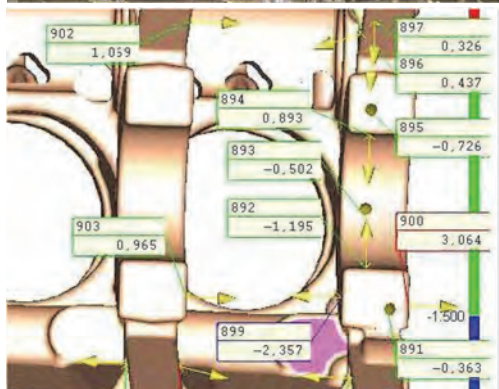
Можно рассматривать рентабельность и для серийного производства. В качестве примера приведен график рентабельного производства стержней для крана.



Нельзя не отметить большие выгоды по срокам и стоимости от применения технологии Binder Jetting при изготовлении металлической оснастки. Для получения литых заготовок для кокиля, модельных комплектов и «горячих» стержневых ящиков можно использовать технологию литья в формы, полученные по Binder Jetting-процессу. Заготовки могут иметь минимальные припуски, что позволит снизить затраты на обработку.

Еще одна цифровая технология, которая пока еще не получила у нас должного распространения, но которая очень широко применяется в зарубежных литейных производствах, это оцифровка.

Когда мы говорим об анализе данных, предполагаем, что речь идет об осмыслении данных, полученных на предыдущем этапе – сборе данных. Современные цифровые технологии позволяют совместить эти два этапа. Так, система бесконтактной оптической оцифровки позволяет измерить миллионы координат на поверхности изделия, произвести их обработку и предоставить результаты в удобном для осмысления виде. Если контроль – это проверка детали на соответствие заданным, например, размерам, то анализ – это информация, которая выявляет тенденции и помогает определить причины.



Контроль литой заготовки

Контроль + анализ литой заготовки

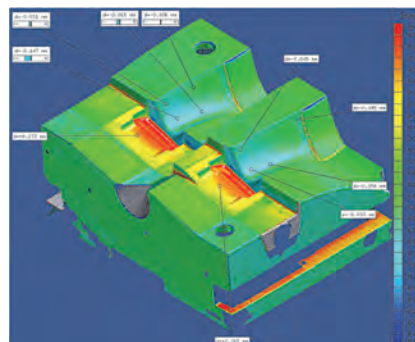
В процессе анализа данных система оцифровки сравнивает их с эталоном, в качестве которого могут выступать 3D-модель от разработчика или данные оцифровки эталонной детали. Результат выдается в виде таблицы – контроль в определенных точках, и в виде цветовой карты отклонений – анализ. Это дает литейщику возможность определить проблемные места и принять меры для устранения причин. Самое главное, позволяет ему реализовать свои знания в большей мере.

Анализ оснастки в процессе изготовления и в процессе эксплуатации – еще одно применение оцифровки. Сравнивая результаты оцифровки изготовленной оснастки с 3D-моделью, легко выявляются места, подлежащие доработке. А проводя периодическую оцифровку оснастки в процессе эксплуатации, легко определяются места износа для последующего восстановления.

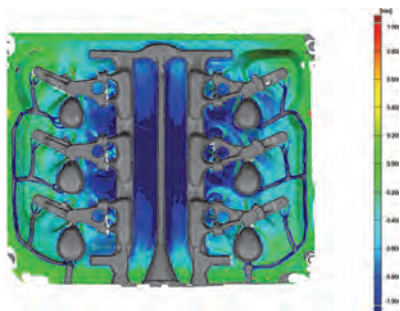
Произведя оцифровку отдельных частей оснастки, в компьютере можно проанализировать их сборку и сопряжение.



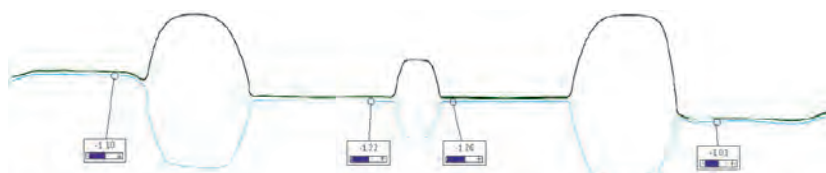
Процесс оцифровки оснастки с применением системы ATOS фирмы GOM mbH



Результаты анализа размерной точности



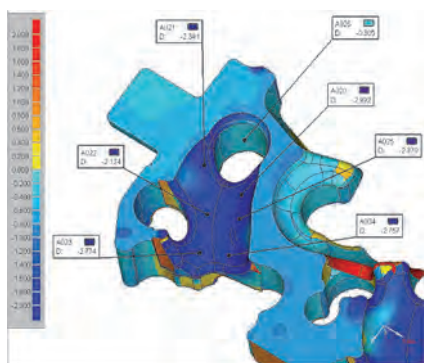
Анализ сопряжения частей оснастки по линии разреза



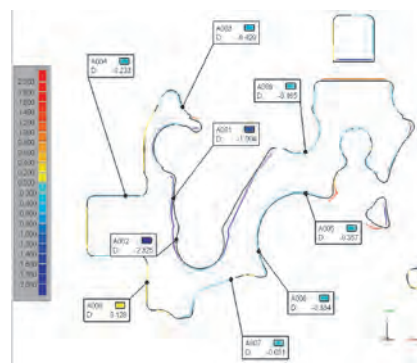
Анализ сопряжения частей оснастки по линии разреза в сечении

Исключительное значение оцифровка для паспортизации оснастки имеет в случае доработки оснастки в процессе испытаний. Имея данные оцифровки доработанной и успешно работающей оснастки, в любой момент можно ее восстановить или изготовить дублер.

Для паспортизации оснастки важна не только размерная точность ее самой, но и как она работает. Для этого проводят оцифровку полученной с применением оснастки детали.



Результат анализа отклонений песчаного стержня от 3D-модели в объеме

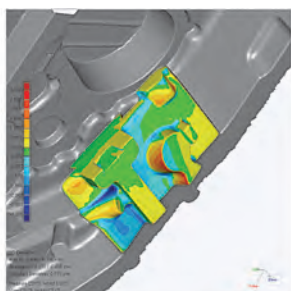


Результат анализа отклонений песчаного стержня от 3D-модели в сечении

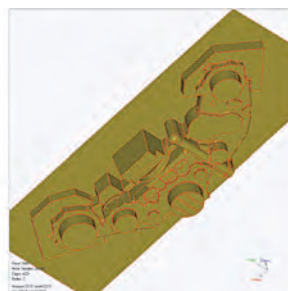
Еще одно применение системы оцифровки – реверсинжиниринг (обратное проектирование). В литейном производстве все еще есть старая оснастка, которая изготавливалась без использования 3D-данных и которую нужно или восстанавливать, или дублировать, или модифицировать в связи с изменениями конструкции детали или технологии литья. Произведя оцифровку оснастки, можно уже производить все действия на компьютере и отправлять далее на станки с ЧПУ.



Деревянная модельная оснастка



Результат сканирования системой ATOS



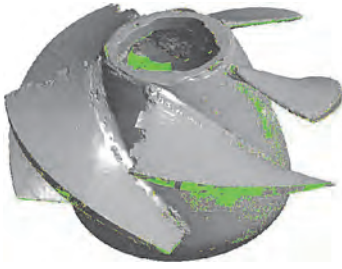
3D-модель одной из поверхностей формы



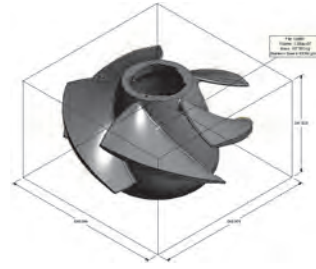
3D-модель формы в сборе

То же касается, если возникает необходимость в изготовлении детали взамен изношенной или поврежденной, а чертежи на нее отсутствуют. Сканируется изношенная деталь и на компьютере восстанавливается ее форма. Математическая модель используется дальше по обычной схеме с использованием станков ЧПУ.

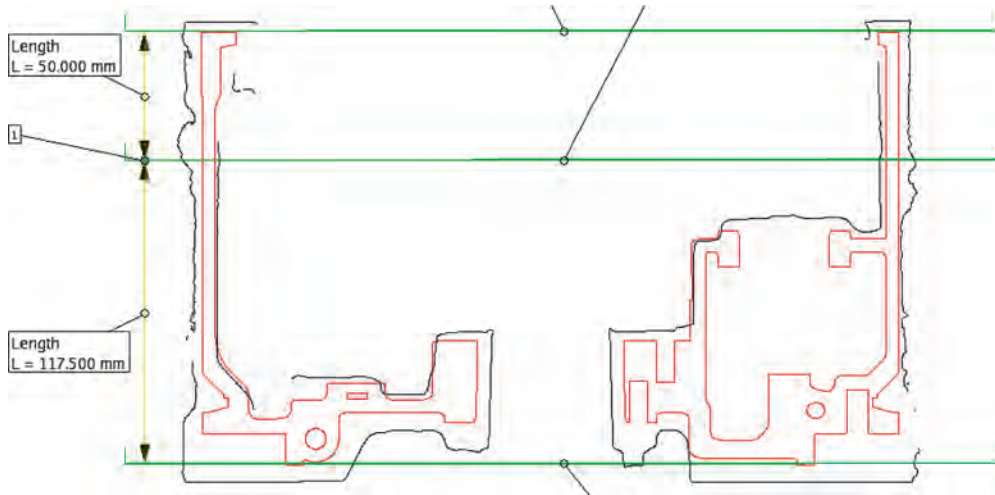
При изготовлении оснастки или небольшой партии сложных деталей с использованием литых заготовок оптическую оцифровку можно эффективно использовать для проведения разметки. На результаты оцифровки накладывается 3D-модель детали и в компьютере оптимизируется их совмещение. Результаты передаются на механическую обработку, что позволяет производить так называемое адаптивное фрезерование.



Результат сканирования изношенной крыльчатки смесителя. Сканирование системой ATOS

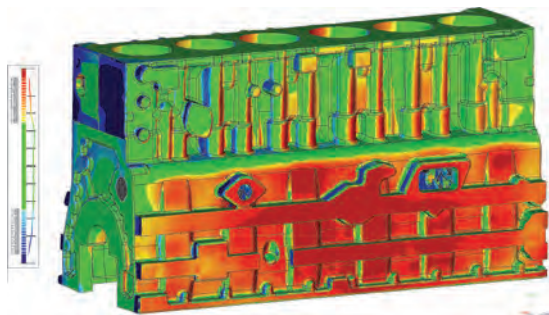


3D-модель крыльчатки смесителя, восстановленные по данным сканирования

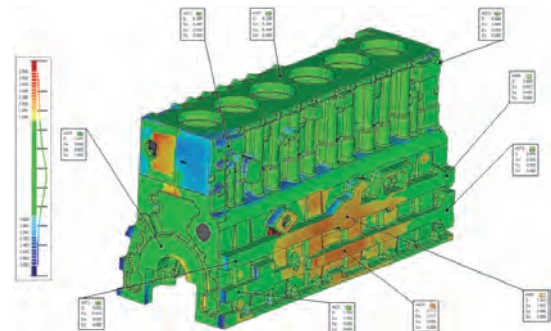


Совмещение в компьютере 3D-модели детали (красные линии) и результатов оцифровки литой заготовки (черные линии). Вид в сечении

Разметка литой заготовки очень важный этап технологической цепочки. В серийном производстве обычно это делают при помощи кондуктора. Его конструкцию – точки базирования литой заготовки необходимо тщательно продумывать уже на этапе проектирования детали в тесном взаимодействии с литейщиками, фрезеровщиками и метрологами. Может литейщик и имеет возможность уменьшить припуски на обработку, но дальнейшая технологическая цепочка не позволяет это использовать. А здесь же важно не только отсечь бракованные литые заготовки, но и не забраковать годные!



Компьютерная имитация базирования литой заготовки, как на имеющемся в производстве кондукторе



Оптимальное совмещение литой заготовки

Электронная разметка, если она производится в ручном режиме, процесс не быстрый. Необходимо сделать достаточное количество съемок с помощью цифровых камер, чтобы получить полную картину для анализа. Для ускорения процесса и его автоматизации применяют роботизированную систему. Это выгодно в серийном производстве.

А нужно ли это? Будучи с визитом на литейном заводе, выпускающем в массовом порядке головки и блоки цилиндров для многих европейских автозаводов, я заинтересовался подходом к контролю литых заготовок деталей.

1. На стадии подготовки производства скрупулезно была продумана система базирования (подход обычный – по системе 3–2–1). В дальнейшем за точками базирования тщательно следят.



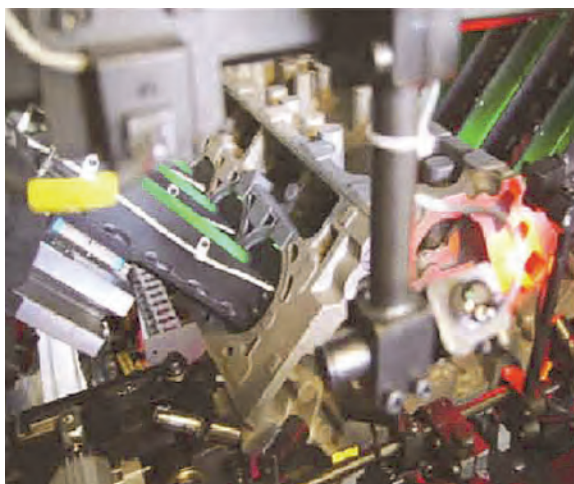
Система оптической оцифровки ATOS в составе комплекса ScanBox

2. Так как продукция завода отсылается за многие километры и производитель должен быть уверен, что в процессе мехобработки не будут выявлены скрытые дефекты, он производит черновую мехобработку на месте.

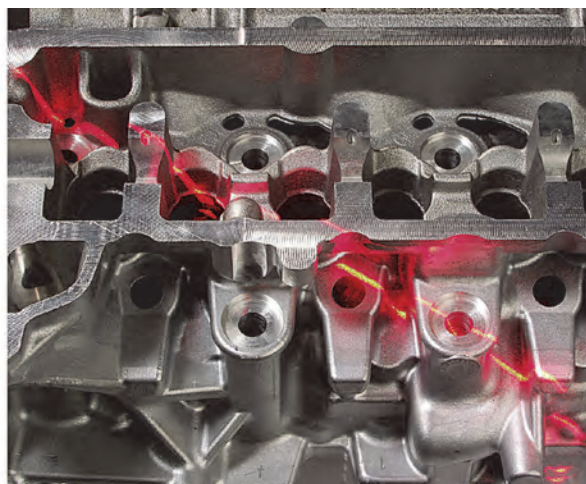
3. Далее в составе конвейера стоит комплекс контроля с использованием машинного зрения. 100%-ный контроль по многим параметрам: в зависимости от детали – от 120 до 700 параметров! Контролируются размеры, форма, качество поверхности, в том числе на наличие рыхлот, пригара, утяжин, пористости и т. д.

4. Четыре раза в смену выборочно сканируют детали с помощью системы оцифровки. Это позволяет определить, что литые заготовки идут без изменений.

5. Два раза в смену выборочные заготовки отправляют на координатно-измерительную машину для подтверждения, что механическая обработка соответствует требованиям.



Контроль литых заготовок с применением машинного зрения. Оборудование фирмы FALCON-VISION ZRt., Венгрия



Лазерный сканер в составе системы контроля литых заготовок. Оборудование фирмы FALCON-VISION ZRt., Венгрия

Все данные контроля хранятся в базе данных. Все литые заготовки имеют штрих-код.

Такой подход позволяет гарантировать высокое качество выпускаемой продукции и оперативно реагировать на производственные проблемы.

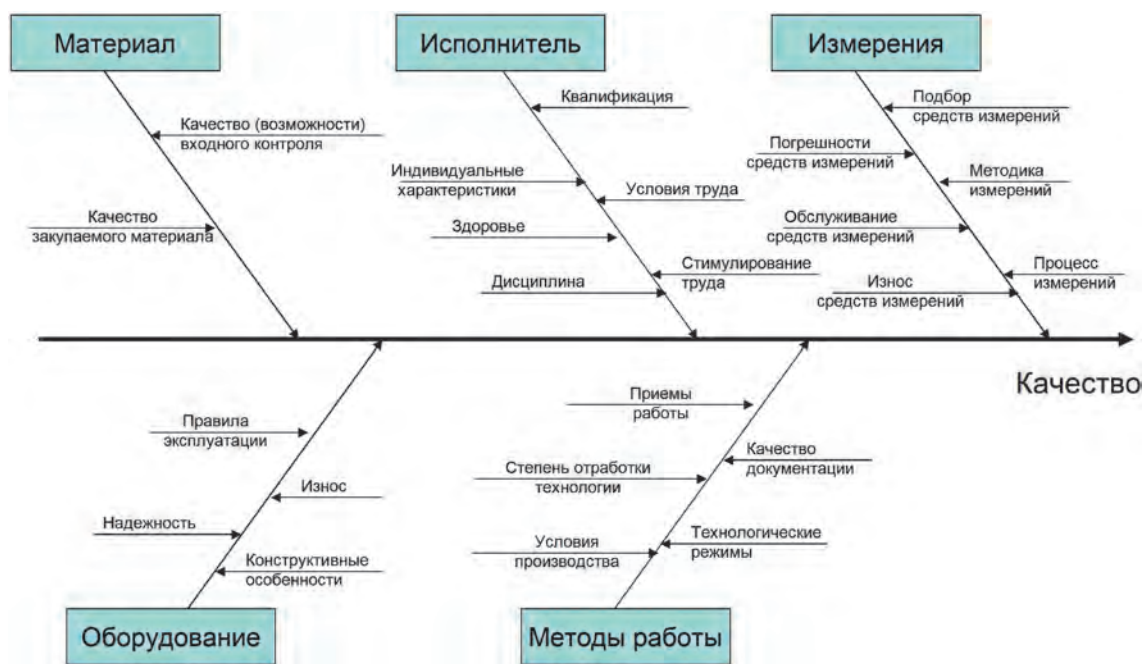
Выводы

Каждая отрасль машиностроения предъявляет свои, различные, и зачастую противоположные, требования по виду технологии литья, необходимой для производства тех или иных изделий. Количество современных технологий литья весьма велико. Любой литейщик с удовольствием бы оставил в производстве одну технологию и доводил бы ее до совершенства. В какой-то мере локализация технологий упростила бы технические трудности. Но если внутри одного концерна или холдинга можно размещать литье на разных предприятиях холдинга, применив административное давление, то между не подчиненными предприятиями фраза «в порядке оказания технической помощи» уже не работает. Приходится держать несколько технологий.

Но если грамотно внедрять современные цифровые технологии, можно в самые сжатые сроки обеспечить резкое сокращение сроков подготовки производства любой технологии, повторяемость технологических процессов, обеспечить гибкость производства и стабильное качество продукции.

Литейное производство как ни какое другое зависит не только от материалов и оборудования, но и от квалификации персонала и отношения его к работе.

Предприятия должны, исходя из конкретных своих условий, определить удельный вес влияющих на производительность и качество продукции факторов. Техническая политика должна быть политикой



Причинно-следственная диаграмма Каору Исикава

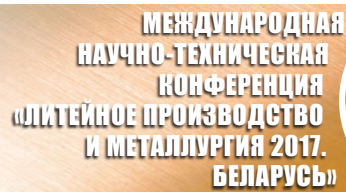
здорового смысла и конкретной работы. В условиях мировой глобализации достигнуть уровня производительности гигантов индустрии своими силами не получится, да и не надо. Обеспечив качество и гибкость производства, они сами придут.

А вот Центр компетенции для литейных производств необходим, но ОК должен быть помощником, а не бизнесменом, как большинство технопарков. Хочется обратить внимание на созданный в 2012 г. в США для ускорения процесса развития инновационных технологий при участии пяти ведомств (Минобороны, Минэнерго, Министерства торговли, Научного национального фонда и NASA), Национального института инновационного производства America Makes. И его девиз: «Будучи государственно-частным партнерством, мы внедряем инновации и ускоряем АМ (аддитивные технологии) / 3DP (3D-печать), чтобы повысить конкурентоспособность нашей страны на мировом рынке».

Еще раз подчеркну, что в литейном производстве качество – это кадры. Квалифицированные специалисты должны иметь не только достойную их квалификации заработную плату, но и возможность применять свои знания и видеть результаты своего труда. Повышая культуру производства и внедряя современные цифровые технологии, можно надеяться и на приток молодых кадров. И это очень важно.

Литература

1. **Евсеев В. И.** Проблемы литейного производства и возможные пути их решения. *Литье и металлургия* 3(67) 2012.
2. **Зленко М. А., Забеднов П. В.** Аддитивные технологии в опытном литейном производстве. Технологии литья металлов и пластмасс с использованием синтез – моделей и синтез – форм. Центра Аддитивных Технологий ФГУП «НАМИ» http://ksystec.ru/download/additiv_tech.pdf.
3. **Исикава Каору.** Японские методы управления качеством, М: «Экономика», 1988 г.
4. **Кукуй Д. М.** О повышении эффективности использования мощностей белорусского литейного производства. <http://limrb.by/interesting>.
5. Сайт Национального института инновационного производства America Makes. <https://www.americamakes.us/>.
6. Сайт фирмы EEW-PROTEC GmbH, <http://www.eew-protec.de/2.0.html>.
7. Сайт фирмы EOS GmbH Electro Optical Systems, <https://www.eos.info/en>.
8. Сайт фирмы ESI Group (ProCast), <http://www.esi-group.com/>.
9. Сайт фирмы ExOne, <http://www.exone.com/>.
10. Сайт фирмы FALCON-VISION ZRt., <http://www.falcon-vision.com/>.
11. Сайт фирмы GOM mbH <http://www.gom.com/>.
12. Сайт фирмы ROBOTIC SOLUTIONS INC. <https://www.roboticsolutionsinc.com/#>.
13. Сайт фирмы Voxeljet AG, <https://www.voxeljet.com/>.



УДК 620.179.14

Поступила 06.09.2017

ОЦЕНКА ДИАПАЗОНОВ ИЗМЕНЕНИЯ ВРЕМЕННОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ЧУГУНОВ ПО ТВЕРДОСТИ

EVALUATION OF THE RANGES OF CHANGES IN THE TENSILE STRENGTH OF CAST IRON CASTINGS BY HARDNESS

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

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

Проведен анализ диапазона изменения временного сопротивления σ_B отливок из серого, ковкого и высокопрочного чугунов. Разработано аналитическое описание диапазона изменения σ_B в зависимости от твердости HB отливки. Результат предназначен для определения гарантированной величины и диапазона возможного изменения σ_B отливки без ее разрушения, если нет информации о σ_B образцов-свидетелей.

The analysis of the range of changes in the tensile strength σ_B of castings from grey iron, malleable cast iron and ductile cast iron was made. Analytical description of the range of variation σ_B as a function for Brunel hardness HB is developed. The result is intended to determine the guaranteed size and range of possible changes σ_B in the foundry cast iron without destroying it if the information of σ_B of check test piece is missing.

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

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

Чугун наряду со сталью является основным материалом в машиностроении и металлургии. Во многом это связано с его технологичностью, низкой стоимостью, высокими литейными свойствами и небольшой усадкой, хорошей обрабатываемостью, коррозионной стойкостью, малой склонностью к образованию трещин, малой чувствительностью к надрезам. Но не высокие механические свойства ведут к материалоемкости чугунных изделий. Низкое временное сопротивление (предел прочности) σ_B при растяжении обусловлено прежде всего неблагоприятной формой графита. В наибольшей степени это относится к чугунам с пластинчатой формой графитовых включений, название которого (по цвету излома) «Серый чугун» закреплено в ГОСТ 1412-85 «Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки». Обозначение марки включает буквы СЧ и цифровое обозначение минимального σ_B в МПа·10⁻¹. Для отливок предусмотрены следующие марки чугуна: СЧ10, СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ21, СЧ24, СЧ25, СЧ30, СЧ35.

Для повышения σ_B чугуна создают компактную форму графитовых включений в нем. Один из путей этого – длительный отжиг отливок из белого чугуна. После такого отжига графит в чугуне имеет хлопьевидную форму. По ГОСТ 1215-79 «Отливки из ковкого чугуна. Общие технические условия» такой чугун получил название ковкого. Его маркируют буквами КЧ и цифрами, первые из которых, как и у серого чугуна, указывают σ_B при растяжении (кгс/мм²), а вторые – относительное удлинение δ в % (у серых чугунов $\delta \approx 0$). По ГОСТ 1215-79 выпускают ковкие чугуны марок КЧ30-6, КЧ33-8, КЧ35-10, КЧ37-12, КЧ45-7, КЧ50-5, КЧ55-4, КЧ60-3, КЧ65-3, КЧ70-2, КЧ80-1,5. Ферритные ковкие чугуны КЧ35-10 и КЧ37-12 используют в деталях, эксплуатируемых при высоких динамических и статических нагрузках (картеры редукторов, ступицы, крюки), а КЧ30-6 и КЧ33-8 – в менее ответственных деталях. Перлитные ковкие чугуны КЧ50-5, КЧ55-4, КЧ60-3, КЧ65-3 обладают высокой прочностью, умеренной пластичностью и хорошими антифрикционными свойствами. Из них изготавливают вилки карданных валов, звенья и ролики конвейеров, втулки, муфты, тормозные колодки.

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом получают модифицированием жидкого чугуна небольшими добавками ряда элементов. Марку высокопрочного чугуна обозначают буквами ВЧ и минимальным значением σ_B в МПа·10⁻¹. Для отливок используют следующие марки чугуна (ГОСТ 7293-85): ВЧ35, ВЧ40, ВЧ45, ВЧ50, ВЧ60, ВЧ70, ВЧ80, ВЧ100. Шаровидный графит меньше, чем пластинчатый, ослабляет металлическую основу чугуна и не является активным концентратором напряжений. ВЧ имеют пластичность, прочность, износостойкость и коррозионную стойкость, близкие к свойствам углеродистой и легированной стали. При этом они сохраняют хорошие литейные свойства и обрабатываемость резанием, способность гасить вибрации, высокую износостойкость. Стоимость отливок из ВЧ на 25–50% меньше стоимости отливок и поковок из стали.

Увеличение доли перлита за счет доли феррита в металлической основе чугунов увеличивает его σ_B . Наибольшую прочность и износостойкость обеспечивает перлитная структура металлической основы чугунов.

Определение марки (σ_B) чугунов по ГОСТ 1412-85, 1215-79 и 7293-85 проводят на заготовках-свидетелях по ГОСТ 27208-87 «Отливки из чугуна. Методы механических испытаний». Но измерение σ_B или структуры отливки по ГОСТ 3443-87 «Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры» требует разрушения отливки, исключает ее дальнейшую эксплуатацию. Актуально использование для оценки σ_B материала отливки параметра, измерение которого не разрушает отливку. Одним из таких параметров является твердость НВ отливки, измеренная по ГОСТ 9012-59 «Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю». Это – следствие связи твердости и прочности чугуна [1]. Повышение твердости серых, ковких и высокопрочных чугунов сопровождается ростом прочности (для каждого типа чугуна – по своим закономерностям в силу разной формы графитовых включений), так как изменения и σ_B , и НВ – следствие изменения искаженности кристаллической решетки металлической матрицы сплава.

В ГОСТ 9012-59 отмечено, что твердость по Бринеллю не переводится точно в другие величины твердости или прочности при растяжении. Но практика позволила обобщить экспериментальные исследования σ_B и твердости НВ сталей разных классов и выразить связи между ними в виде таблиц [1]. В виде таблиц в ГОСТ 1215-79, 1412-85 и 7293-85 выражена и связь между σ_B и НВ ковких, серых и высокопрочных чугунов.

Цель доклада – аналитическое описание диапазонов возможного изменения временного сопротивления отливок из серого, ковкого и высокопрочного чугунов, твердость которых измерена.

Предпосылка решения задачи – полученное в [2] на основании табличных данных [1] аналитическое описание зависимости σ_B (НВ) для углеродистых сталей (где $\tau = 1$ МПа – размерный множитель):

$$\sigma_B \approx 3,5307\tau \text{ НВ.} \quad (1)$$

Зависимость (1) – заведомо не достижимая верхняя граница значений σ_B ковкого и высокопрочного чугунов с измеренным значением НВ.

Для установления искомого диапазона возможных значений σ_B ковких чугунов с измеренным значением НВ в [3, 4] использованы данные [ГОСТ 1215-79, табл. 1] о временном сопротивлении при растяжении и диапазоне возможного изменения твердости отливок, приведенные в табл. 1.

Таблица 1. Связь между твердостью НВ и временным сопротивлением σ_B ковкого чугуна по ГОСТ 1215-79

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

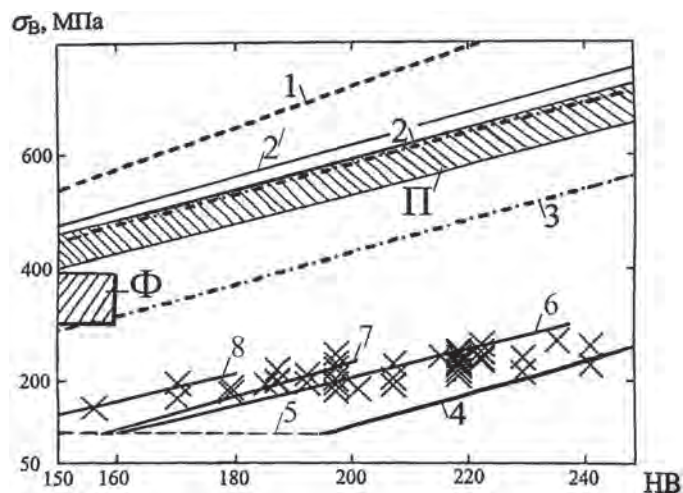


Рис. 1. Зависимости $\sigma_B(\text{НВ})$ для разных материалов: 1 – для углеродистых сталей в соответствии с (1); 2, 2' и 3 – зависимости (2), (2') и (3), ограничивающие возможный диапазон изменения σ_B ковких чугунов; 4 – зависимость (4), ограничивающая снизу возможный диапазон изменения σ_B серых чугунов; 5 – граница минимальной σ_B серых чугунов по ГОСТ 1412-85; 6–8 – зависимости (6)–(8), ограничивающие снизу возможный диапазон изменения σ_B отливок с толщиной стенки 50, 80 и 150 мм из серых чугунов; x – экспериментальные результаты по [6] для отливок из СЧ15. Заштрихованные области – диапазон возможного изменения функции $\sigma_B(\text{НВ})$ ферритного (Ф) и перлитного (П) ковкого чугуна по данным [5]

Линии тренда зависимостей σ_B ковких чугунов с их минимальными НВ_{\min} и максимальными НВ_{\max} значениями твердости НВ имеют вид [3]:

$$\sigma_B \approx \tau(2,682 \text{ НВ} + 48), \quad (2)$$

$$\sigma_B \approx \tau(2,843 \text{ НВ} - 141). \quad (3)$$

Достоверность R^2 аппроксимации (квадрат коэффициента R корреляции) зависимостями (2) и (3) зависимостей $\sigma_B(\text{НВ})$, представленных в табл. 1, составила соответственно 0,99 и 0,98. На рис. 1 зависимости (1)–(3) изображены соответственно прямыми 1, 2 и 3.

Зависимость (2) должна ограничивать сверху диапазон изменения σ_B ковкого чугуна в отливках, твердость НВ которых измерена. Но вспомним, что использованные при ее построении значения σ_B (табл. 1) по ГОСТ 1215-79 имеют статус «не менее». Этим объясняется то, что верхний предел зависимости $\sigma_B(\text{НВ})$ перлитного ковкого чугуна по [5, рис. 184] лежит несколько выше (рис. 1) зависимости $\sigma_B(\text{НВ})$, рассчитанной по (2) (значения $\sigma_B(\text{НВ})$ ферритного ковкого чугуна по [5] находятся между зависимостями (2) и (3) на рис. 1). Значит, зависимость (2) должна быть скорректирована. На основании соотношения (табл. 1) между σ_B и НВ ковких чугунов «соседних» марок и с учетом данных [5] предложена [3] корректировка зависимости (2):

$$\sigma_B \approx \tau(2,8 \text{ НВ} + 60). \quad (2')$$

На рис. 1 зависимость (2') изображена прямой 2'.

Зависимость (3) ограничивает снизу диапазон изменения σ_B ковкого чугуна в отливках, твердость НВ которых измерена. Можно считать, что зависимость (3) ограничивает сверху возможный диапазон изменения σ_B материала отливок из серого чугуна, твердость которых измерена: она близка к верхней границе диапазона изменения зависимости $\sigma_B(\text{НВ})$ серых чугунов по данным [5, рис. 184] измерений «разных исследователей».

Для установления нижней границы σ_B серых чугунов с измеренным значением НВ воспользуемся данными [ГОСТ 1412-85, Приложение 1] о σ_B и НВ стенок отливок разного сечения, приведенными на рис. 2.

Анализ этих зависимостей показал [3], что для отливок с $4 \leq h, \text{ мм} \leq 30$ зависимости $\sigma_B(\text{НВ})$ практически не различаются. Линия тренда корреляционной зависимости между σ_B и НВ для таких отливок имеет вид:

$$\sigma_B \approx \tau(2,91 \text{ НВ} - 465). \quad (4)$$

Достоверность R^2 аппроксимации функцией (4) зависимости $\sigma_B(\text{НВ})$, приведенной на рис. 2, составила 0,986. На рис. 1 зависимость (4) изображена прямой 4, которая после значения $\text{НВ} \approx 194$ переходит в прямую 5:

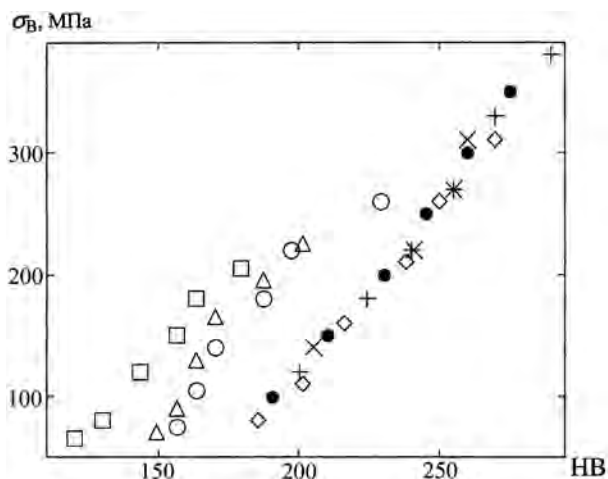


Рис. 2. Зависимость минимальной величины σ_B отливок из серых чугунов с разной толщиной h стенки от их НВ по данным ГОСТ 1412-85: x – для $h = 4$ мм; $+$ – для $h = 8$ мм; \bullet – для $h = 15$ мм; \diamond – для $h = 30$ мм; o – для $h = 50$ мм; Δ – для $h = 80$ мм; \square – для $h = 150$ мм

отливок из серого чугуна, твердость НВ которых измерена. Это подтверждают и приведенные на рис. 1 экспериментальные результаты измерения НВ и σ_B отливок из СЧ15, проведенные в [6]. Твердость НВ и σ_B образцов в [6] определяли по стандартным методикам на разрывных пробах диаметром 30 мм. Экспериментальные точки, приведенные на рис. 1, получены позиционированием экспериментальных точек в [6, рис. 3]. При этом все точки (НВ, σ_B) лежат выше прямых 4, 5 и ниже прямой 3.

Для установления диапазона возможных значений σ_B высокопрочных чугунов с измеренным значением НВ воспользовались [4] данными ГОСТ 7293-85 о временном сопротивлении σ_B при растяжении и диапазоне возможного изменения твердости НВ отливок, приведенными в табл. 2.

Таблица 2. Связь между твердостью НВ и временным сопротивлением σ_B высокопрочного чугуна по ГОСТ 7293-85

Марка чугуна	НВ _{min}	НВ _{max}	σ_B , МПа, не менее
ВЧ 35	140	170	350
ВЧ 40	140	202	400
ВЧ 45	140	225	450
ВЧ 50	153	245	500
ВЧ 60	192	277	600
ВЧ 70	228	302	700
ВЧ 80	248	351	800
ВЧ 100	270	360	1000

Линии тренда корреляционных полей между минимальным НВ_{min} и максимальными НВ_{max} значениями твердости НВ высокопрочных чугунов и их минимально допустимым значением временного сопротивления σ_B по данным табл. 2 имеют вид:

$$\sigma_B \approx \tau(4,04 \text{ НВ} - 163), \quad (9)$$

$$\sigma_B \approx \tau(3,137 \text{ НВ} - 236). \quad (10)$$

Достоверность R^2 аппроксимации (квадрат коэффициента R корреляции) зависимостями (9) и (10) зависимостей σ_B (НВ), представленных табл. 2, составила [4] соответственно 0,95 и 0,94.

Зависимости (9) и (10) должны ограничивать сверху и снизу диапазон изменения σ_B ВЧ в отливках, твердость НВ которых измерена. Для экспериментального обоснования (рис. 3) и корректировки по его результатам разработанных зависимостей (9) и (10) используем результаты «разных исследователей», приведенные в [5, рис. 184], а также результаты измерений σ_B и НВ на одних и тех же образцах ферритного ВЧ в [7, 8].

$$\sigma_B = 100 \tau, \quad (5)$$

которая ограничивает снизу возможные значения σ_B серого чугуна в соответствии с ГОСТ 1412-85.

Зависимости σ_B (НВ) для отливок из серого чугуна с толщиной стенки 50, 80 и 150 мм (рис. 2) при статистической обработке могут быть охарактеризованы соответственно линиями тренда:

$$\sigma_B \approx \tau(2,53 \text{ НВ} - 301), \quad (6)$$

$$\sigma_B \approx \tau(3 \text{ НВ} - 366), \quad (7)$$

$$\sigma_B \approx \tau(2,52 \text{ НВ} - 241). \quad (8)$$

Достоверности R^2 аппроксимации функциями (6)–(8) зависимостей σ_B (НВ) (рис. 2) составили соответственно 0,942; 0,95 и 0,987. На рис. 1 зависимости (6)–(8) в диапазонах их изменения в соответствии с ГОСТ 1412-85 изображены линиями 6–8.

Анализ рис. 1 показывает, что линии 6–8 лежат выше прямой 4. Следовательно, зависимости (4), (5) определяют нижний предел возможного значения σ_B

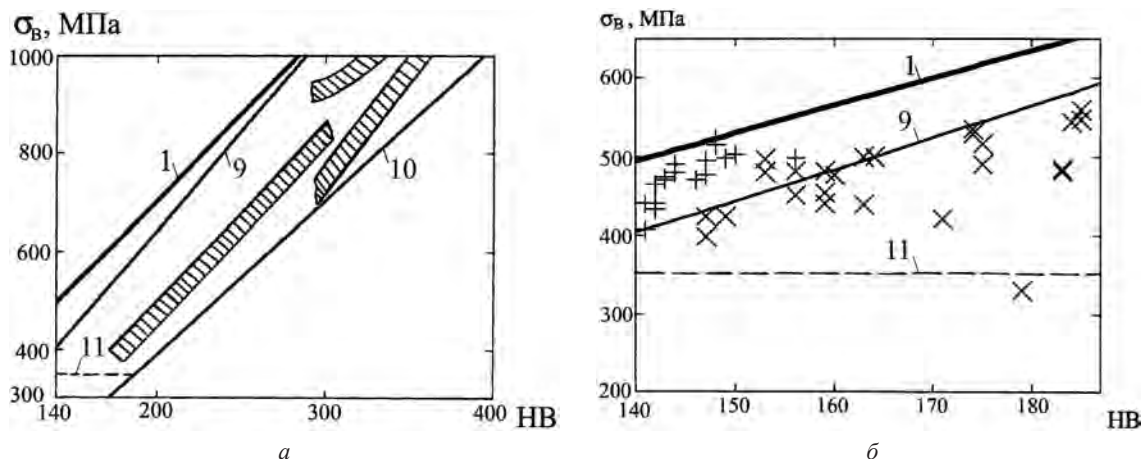


Рис. 3. Зависимости $\sigma_B(\text{НВ})$ для разных материалов: 1 – для углеродистых сталей по (1); 9, 10 – зависимости (9) и (10); 11 – минимальное значение $\sigma_B = 350$ МПа высокопрочного чугуна по ГОСТ 7293-85. Заштрихованные области (а) – диапазон изменения значений (НВ, σ_B) высокопрочного чугуна по данным [5]. × и + (б) – экспериментальные результаты для отливок из ВЧ45 по [7] и ВЧ42 по [8]

В [7, 8] половина образцов прошла термообработку: закалка – нагрев при 920 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе; отпуск – нагрев при 730 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе. У другой половины образцов вариации механических свойств получены за счет изменения химического состава, режимов литья и модифицирования при номинальных режимах термической обработки.

Результаты (рис. 3, а) измерений σ_B и НВ высокопрочных чугунов «разными исследователями» по [5] находятся в диапазоне, ограниченном зависимостями (9) и (10). Но верхний предел зависимости $\sigma_B(\text{НВ})$ ферритного ВЧ по результатам измерений в [7, 8] лежит выше (рис. 3, б) зависимости $\sigma_B(\text{НВ})$, рассчитанной по (9). Следовательно, зависимость (9) должна быть скорректирована.

Вспомним, что использованные при ее построении значения σ_B (табл. 1) по ГОСТ 7293-85 имеют статус «не менее». Этим объясняется то, что часть экспериментальных точек (НВ, σ_B) лежит «выше» зависимости (9). Обратим внимание, что эти экспериментальные точки в координатах (НВ, σ_B) всегда находятся «ниже» зависимости (1), устанавливающей связь между σ_B и НВ для углеродистых сталей. Из этого следует, что графитовые включения в высокопрочном чугуне всегда в большей степени снижают его временное сопротивление, чем твердость по сравнению с углеродистой сталью, имеющей то же соотношение между перлитом и ферритом в своем составе, что и соотношение между ними в металлической матрице чугуна.

На основании соотношения (табл. 2) между σ_B и НВ высокопрочных чугунов «соседних» марок с учетом экспериментальных данных рис. 4 и сближения зависимостей $\sigma_B(\text{НВ})$ по (9) и (1) при увеличении НВ (рис. 3) предложено [4] верхним пределом диапазона изменения σ_B высокопрочных чугунов считать зависимость (1), полученную для углеродистых сталей.

Приведенные на рис. 3 экспериментальные результаты подтверждают, что зависимость (10) ограничивает снизу возможный диапазон изменения σ_B высокопрочного чугуна в отливках, твердость НВ которых измерена. Для более точного ограничения этого диапазона используем то, что по ГОСТ 7293-85 σ_B высокопрочных чугунов не меньше (прямая 11 на рис. 3) значения

$$\sigma_B = 350 \text{ МПа.} \tag{11}$$

Равенство значений σ_B , рассчитанных по (10) и (11), имеет место при $\text{НВ} \approx 187$. Следовательно, нижняя граница возможного диапазона высокопрочных чугунов с измеренным значением твердости $\text{НВ} < 187$ ограничивается прямой 11, а при $\text{НВ} \geq 187$ – прямой 10.

Отметим, что $\sigma_B = 329$ МПа (при твердости 179 НВ) одного из образцов плавки № 18 в [7, табл. 1] не соответствует не только заявленной марке ВЧ45, но и возможному по ГОСТ 7293-85 нижнему пределу $\sigma_B = 350$ МПа высокопрочного чугуна (рис. 3, б). По-видимому, указанный образец имел в значительной степени структуру не высокопрочного, а серого (с пластинчатой формой графитовых включений) чугуна. Подтверждением этому служит и аномально низкое значение (2%) относительного удлинения δ этого образца по сравнению с $\delta = 5\text{--}16\%$ у других образцов в [7, табл. 1].

Результат позволяет оценить марку ВЧ по его твердости НВ. Например, при твердости отливки 150 НВ ее материал может соответствовать маркам ВЧ35 – ВЧ45, а при 300 НВ – маркам ВЧ80 – ВЧ100.

Выводы

Таким образом, значения σ_B серых, ковких и высокопрочных чугунов с измеренным значением HB заключены в пределах следующих диапазонов:

серый чугун:

$$\text{для HB} < 194: 100 < \sigma_B, \text{ МПа} < 2,843 \text{ HB} - 141; \quad (12)$$

$$\text{для HB} \geq 194: 2,91 \text{ HB} - 465 < \sigma_B, \text{ МПа} < 2,843 \text{ HB} - 141; \quad (13)$$

ковкий чугун:

$$2,843 \text{ HB} - 141 < \sigma_B, \text{ МПа} < 2,682 \text{ HB} + 48; \quad (14)$$

высокопрочный чугун:

$$\text{для HB} < 187: 350 \leq \sigma_B, \text{ МПа} < 3,5307 \text{ HB}; \quad (15)$$

$$\text{для HB} \geq 187: 3,137 \text{ HB} - 236 \leq \sigma_B, \text{ МПа} < 3,5307 \text{ HB}. \quad (16)$$

Результаты экспериментального измерения значений σ_B и HB чугунов разных классов подтверждают, что они находятся внутри установленных диапазонов (12)–(16) возможного изменения σ_B чугунов при измеренном значении HB. Полученный результат может быть использован для определения без разрушения отливки гарантированной величины ее σ_B в тех случаях, когда информации о свойствах образцов-свидетелей нет.

Литература

1. **Металловедение** и термическая обработка стали: справ. В 3-х т. / под ред. М. Л. Берштейна, А. Г. Рахштадта. 4-е изд., перераб. и доп. Т. 1. Методы испытаний и исследования. М.: Металлургия, 1991.
2. **Сандомирский С. Г.** Анализ связи коэрцитивной силы с временным сопротивлением углеродистых сталей // *Сталь*. 2016. № 9. С. 62–65.
3. **Сандомирский С. Г.** Оценка диапазонов возможного изменения временного сопротивления чугунов с пластинчатым и хлопьевидным графитом по их твердости // *Литье и металлургия*. 2017. № 2. С. 40–45.
4. **Сандомирский С. Г., Сандомирская Е. Г.** Оценка диапазона возможного изменения временного сопротивления чугуна с шаровидным графитом по твердости // *Механика машин, механизмов и материалов*. 2017. № 2. С. 79–83.
5. **Гиршович Н. Г.** Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. М.-Л.: Машиностроение, 1966. 562 с.
6. **Воронкова Л. В.** Определение прочности чугуна ультразвуковым методом / Л. В. Воронкова // *Контроль. Диагностика*. 2011. № 12. С. 62–64.
7. **Исследование** возможности контроля механических свойств чугуна ВЧ45-5 магнитоупругоакустическим методом / Л. С. Правдин [и др.] // *Дефектоскопия*. 1989. № 1. С. 34–42.
8. **О возможности** контроля механических свойств высокопрочного чугуна магнитоупругоакустическим способом / В. А. Бурцева [и др.] // *Дефектоскопия*. 1987. № 2. С. 10–17.



УДК 669.17

Поступила 15.08.2017

ИССЛЕДОВАНИЕ КАРБИДНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В СЕЧЕНИИ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ КВАДРАТ 150 ММ ИЗ СТАЛИ ШХ15

RESEARCH OF CARBIDE INHOMOGENEITY IN THE CROSS SECTION OF CONTINUOUSLY-CAST BILLETS OF STEEL GRADE ШХ15

Е. В. ПОПОВА, АО «Северсталь-Менеджмент», г. Череповец, Вологодская область, Россия, ул. Мира, 30.
E-mail: popovaev@severstal.com

E. V. POPOVA, JSC «Severstal-management», Cherepovets city, Vologda region, Russia, 30, Mira str.
E-mail: popovaev@severstal.com

Изучена карбидная фаза шарикоподшипниковой стали ШХ15 непрерывнолитой заготовки. Показано, что состав карбидной неоднородности сформирован не только карбидами цементитного типа, но и Me_7C_3 . Для исследования применены методы металлографического травления, измерения микротвердости, растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

The carbide phase of the ball bearing steel grade ШХ15 of continuously-cast billets was researched. It is shown in the article that carbide heterogeneity is formed not only by the cementite type carbides, but also by Me_7C_3 . The methods of metallographic etching, microhardness testing, raster electron microscopy and X-ray structural analysis were applied in the research.

Ключевые слова. Шарикоподшипниковая сталь, карбиды, цветное травление, микротвердость, растровая электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ.

Keywords. Ball bearing steel, carbides, color etching, microhardness, raster electron microscopy, X-ray diffraction analysis.

В настоящее время в черной металлургии происходит замена операции разлива стали в слиток на непрерывную разливку. По сравнению с разливкой в слиток непрерывная разливка имеет ряд преимуществ – это автоматизация процесса литья, улучшение условий работы обслуживающего персонала, снижение экологической нагрузки на атмосферу, повышение качества металлопродукции. Все больше марок сталей переводится на процесс непрерывной разливки.

Для перехода к непрерывной разливке шарикоподшипниковых марок стали типа ШХ15 и ШХ15СГ остается открытым вопрос получения карбидной неоднородности готового металлопроката. Карбидная неоднородность заключается в неоднородном распределении, неодинаковой форме и различии в величине избыточных карбидов в структуре стали.

В сталях типа ШХ15 и ШХ15СГ карбидная неоднородность вызывается карбидной сеткой по границам зерен, карбидной ликвацией и структурной полосчатостью [1]. Карбидная сетка в подшипниковой стали ШХ15 снижает сопротивление стали ударным нагрузкам. Структурная полосчатость является следствием дендритной ликвации, образующейся при кристаллизации слитка. Неравномерное распределение карбидов приводит к тому, что соседние слои металла, отличающиеся по содержанию углерода и хрома, имеют после закалки разнородную структуру и твердость. Карбидная неоднородность снижает контактную выносливость стали.

По диаграмме равновесия тройной системы Fe–Cr–C в легированной хромом стали в зависимости от содержания хрома и углерода образуются три типа карбидов: Me_3C , Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$ [2, 3]. В [2, 3] сказано о существовании в литой шарикоподшипниковой стали ШХ15 двух типов карбида хрома: Me_3C и Me_7C_3 .

Цель работы – исследование распределения и идентификация карбидной фазы по сечению непрерывнолитой квадратной заготовки со стороной 150 мм стали марки ШХ15.

Исходным материалом для исследования служил темплет непрерывнолитой заготовки квадрат 150 мм из стали ШХ15 плавки электросталеплавильного цеха, химический состав которого приведен в таблице.

Массовая доля элементов, %							
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
1,02	0,25	0,23	0,01	0,011	1,33	0,05	0,08
Химический элемент, %							
Al	N	Mo	V	Nb	Ti	B	As
0,004	0,008	0,004	0,004	0,002	0,002	0,0003	0,002

Темплет перед выполнением шлифовочных операций подвергали отжигу при температуре ~820 °С для уменьшения твердости металла.

Сечение заготовки разделяли на девять квадратов (рис. 1).

Микроструктуру металла каждого квадрата изучали в поперечном сечении после травления 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты. Для идентификации карбидной фазы применяли два реактива для цветного травления [4].

Исследование микроструктуры стали проводили на оптическом микроскопе модели Axio Observer. D1m фирмы ZEISS и методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе LEO1455VP с энергодисперсионным детектором INCA. Шлифы для металлографических исследований изготавливали на линии пробподготовки фирмы Struers. Микротвердость измеряли на приборе «MICRO-HARDNESS TESTER-800» фирмы FUTURE-TECH CORP.

На рентгеновском дифрактометре модели Ultima VI фирмы Rigaku проводили фазовый анализ осевой области заготовки. Съемку выполняли в геометрии параллельного пучка (ВВ) с использованием K_{β} -фильтра в $Co K_{\alpha}$ -излучении, идентификацию фаз – с использованием компьютерной программы «PDXL», содержащей данные международной картотеки кристаллических фаз PDF-2.

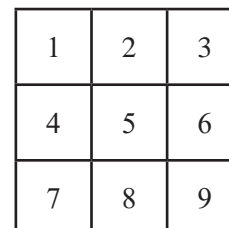


Рис. 1. Схема разделения на квадраты поперечного сечения НЛЗ

Результаты исследования и их обсуждение

Микроструктура металла заготовки представляет собой пластинчатый перлит с неравномерным распределением карбидов. Вблизи поверхности заготовки имеются участки тонкой карбидной сетки (рис. 2, а). На расстоянии 4 мм от поверхности наблюдаются отдельные карбидные образования продолговатой формы размерами 10×20 мкм (рис. 2, б). В центральной области заготовки (на расстоянии > 48 мм от поверхности по граням) карбидная неоднородность наиболее развита (рис. 3). Видны участки скопления карбидов. В скоплениях выделим карбидные образования трех типов:

- 1) крупные, продолговатой формы, размером 50×20 мкм;
- 2) игольчатые, отходящие от карбидов 1-го типа;

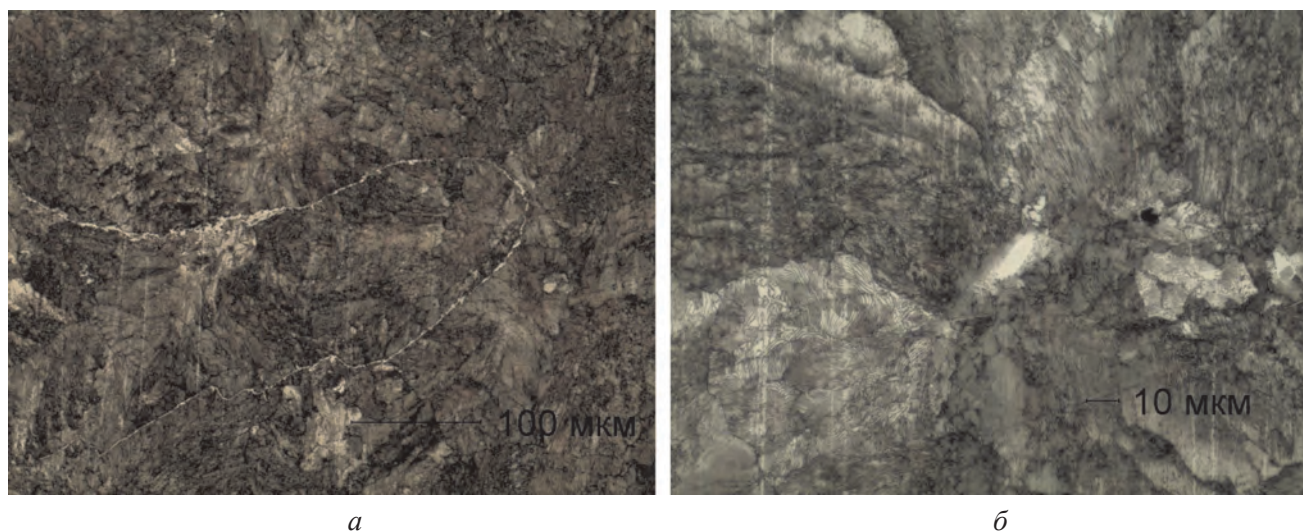


Рис. 2. Карбидная неоднородность у поверхности НЛЗ: а – квадрат 8, участки карбидной сетки: X200; б – квадрат 4, отдельные карбидные образования продолговатой формы. X500

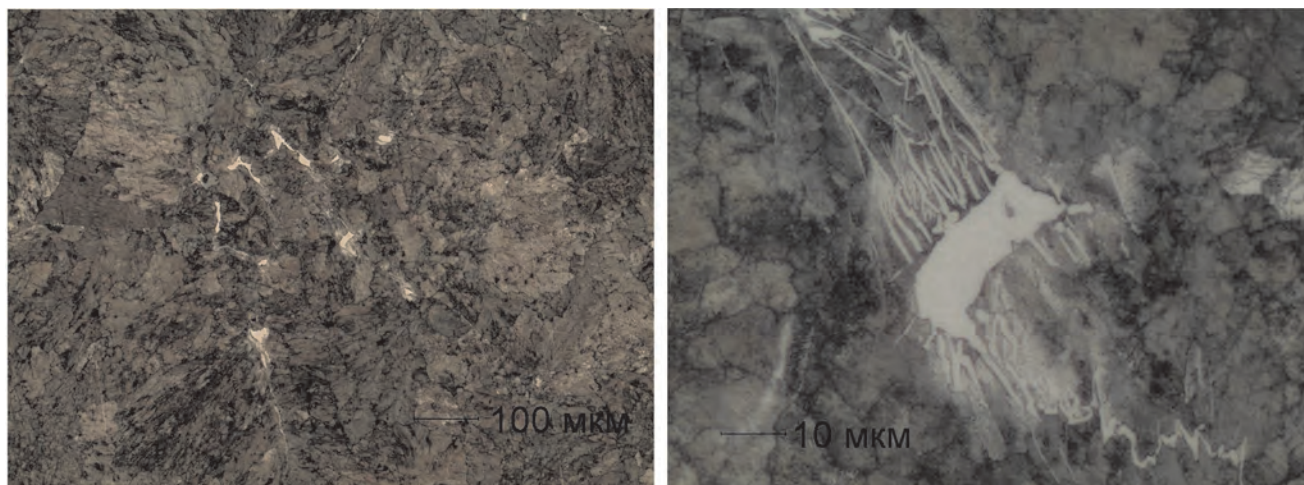


Рис. 3. Карбидные образования осевой области заготовки

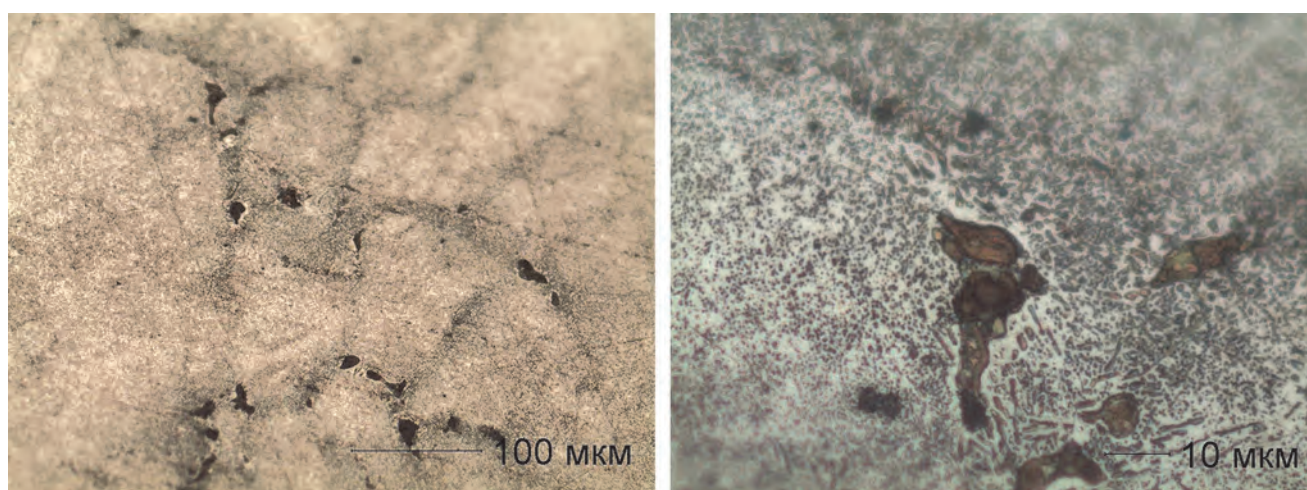


Рис. 4. Микроструктура после травления щелочным раствором перманганата калия

3) тонкая сетка по границам зерен (толщиной ~1 мкм).

По карбидным образованиям 1-го типа наблюдаются включения сульфидов.

Микротвердость

Проведение анализа микротвердости карбидной фазы ограничено размерами образований. Поэтому микротвердость определили только самых крупных карбидных образований 1-го типа. Измерения проводили на приборе «MICROHARDNESS TESTER-800» при нагрузке 10 г. Микротвердость составила 1373–1473 HV.

Данные по микротвердости карбидов из литературы не всегда сходятся. Так, в [4] микротвердость карбидов Fe_3C (Me_3C) находится в диапазоне 900–1050 HV; Cr_7C_3 – 1600–1800 HV; $Cr_{23}C_6$ – 1000–1100 HV. В [5] микротвердость для карбида $Cr_{23}C_6$ составляет 1650 кг/мм², для карбида Cr_7C_3 – 1380–2030 кг/мм².

Микротвердость карбидных образований 1-го типа в НЛЗ квадрат 150 мм из стали ШХ15, по данным [5], находится на уровне микротвердости карбида Cr_7C_3 .

Цветное травление

Для идентификации карбидной фазы в данном исследовании применяли два реактива: щелочной раствор перманганата калия (рис. 4) и щелочной раствор пикрата натрия (рис. 5).

Первый реактив окрашивает карбиды $Me_{23}C_6$ и Me_7C_3 в желтый цвет [4]. Цементит при этом не выявляется. Первый реактив имеет следующий состав: 4 г перманганата калия; 4 г едкой щелочи; 100 см³ воды. Травление проводили погружением в кипящий раствор на 1–3 мин. После травления по месту карбидных образований 1-го типа имелись коричневые и желтые участки, окруженные точечными и продолговатыми карбидами той же гаммы (рис. 4). Карбидов в виде сетки по границам зерен не наблюдалось.

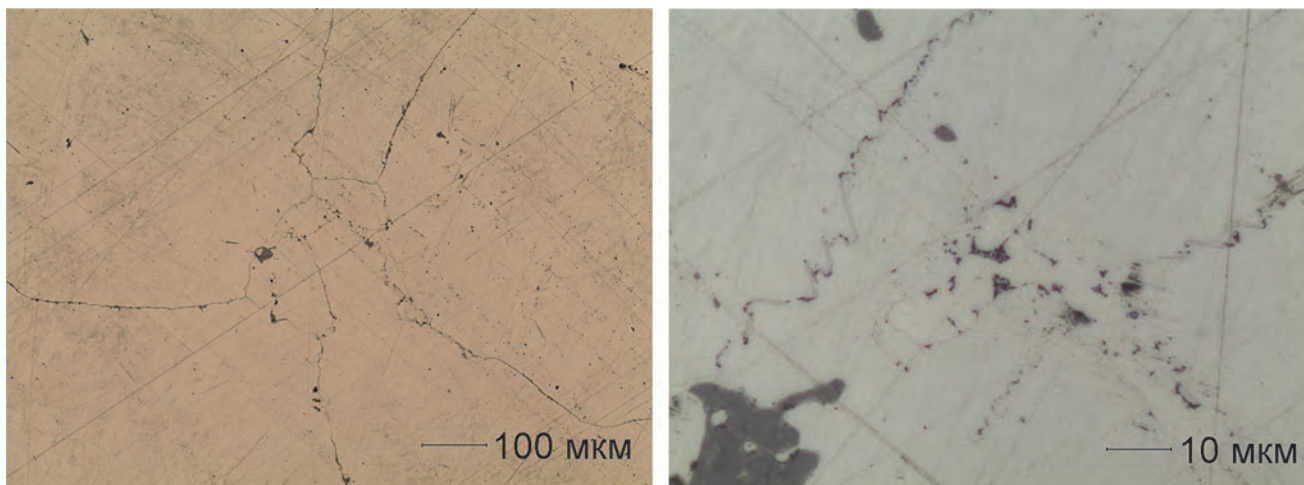


Рис. 5. Микроструктура после травления щелочным раствором пикрата натрия

Второй реактив проявляет только карбиды цементитного типа [4].

Состав второго реактива – 2 г пикриновой кислоты, 25 г гидроксида натрия, 75 мл воды. Микрошлиф погружали в горячий раствор при температуре 80 °С на 1,5 мин.

После травления реактивом второго состава проявилась тонкая карбидная сетка по границам зерен (рис. 5). На микрошлифе при увеличении 1000 видны границы карбидных образований 1-го типа, от которых отходят игольчатые образования. Карбидные образования 1-го типа остались светлыми, как и матрица металла.

Рентгеноструктурный анализ

Состав карбидной фазы стали также определяли методом рентгеноструктурного анализа. На дифрактометре провели сканирование осевой области заготовки. Дифрактограммы показали, что карбидная фаза состоит из карбидов Me_7C_3 и Me_3C .

Растровая электронная микроскопия

На растровом электронном микроскопе LEO1455VP при помощи энергодисперсионного детектора INCA проводили сканирование карбидных образований трех типов и матрицы. На спектрах, полученных при сканировании карбидных образований, выявлены пики хрома, углерода и железа. Содержание хрома в карбидных образованиях уменьшается от 1-го типа к 3-му. В 1-м типе зарегистрировано до 18% хрома, во 2-м типе – до 12%. Содержание хрома в карбидных образованиях 3-го типа приблизительно составляет 2%, что соответствует содержанию хрома в матрице металла. В карбидных образованиях 1-го типа также выявлены вкрапления сульфидов марганца и соединений фосфора.

Выводы

1. Проведено исследование микроструктуры металла непрерывнолитой заготовки квадрат 150 мм из стали ШХ15 производства АО «Северсталь». Методами металлографического травления, микротвердости, растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа определены состав карбидной фазы и распределение карбидов по сечению заготовки.

2. Микроструктура металла заготовки состоит из перлита и карбидов. На расстоянии <48мм от поверхности карбидная неоднородность выражена участками карбидной сетки и отдельными образованиями продолговатой формы. В осевой области заготовки (на расстоянии >48 мм от поверхности) наблюдаются скопления карбидных образований.

3. По морфологическим признакам карбидные образования разделили на три типа: 1) крупные карбидные образования продолговатой формы; 2) карбидные образования игольчатой формы, распространяющиеся от карбидов 1-го типа; 3) тонкая карбидная сетка.

4. Крупные карбидные образования 1-го типа состоят из карбидов Me_7C_3 . По данным РЭМ, в карбидных образованиях 1-го типа максимальное содержание хрома составляет 18%.

5. Карбидные образования 2-го типа, по-видимому, представляют собой эвтектику, состоящую из смеси карбидов Me_7C_3 и Me_3C . Содержание хрома в карбидных образованиях 2-го типа – до 12%.

6. Карбидная сетка (карбидное образование 3-го типа) представляет собой цементит (Me_3C).

Литература

1. Спришевский А. И. Подшипники качения / А. И. Спришевский. М.: Машиностроение, 1969. 632 с.
2. Ляшенко Г. В., Ляшенко В. П., Ларионцева Л. С. Превращения карбидов в литых и деформированных подшипниковых сталях // МиТОМ. 1983. № 3. С. 25–29.
3. Kato T., Jones H., Kirkwood D. H. Segregation and eutectic formation in solidification of Fe-1C-1.5Cr steel, Materials Science and Technology, August 2003. Vol. 19.
4. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. М.: Metallurgy, 1983. 527 с.
5. Самсонов Г. В. Физическое материаловедение карбидов / Г. В. Самсонов, Г. Ш. Упадхя, В. С. Нештор. Киев: Наукова думка, 1974. 454 с.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
БЕЛАРУСЬ»



УДК 669-1

Поступила 08.09.2017

ПРЕДИКТИВНЫЙ АССИСТЕНТ КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА МНЛЗ PREDICTIVE ASSISTANT FOR QUALITY CONTROL FOR THE CASTING MACHINE

С. ГОРЯЙНОВ, А. КРАСИЛЬНИКОВ, Др. М. РАЙФФЕРШАЙД, Др. Ш. КЛАНКЕ, SMS group GmbH,
г. Дюссельдорф, Германия. E-mail: sergey.gorainov@sms-group.com

S. GORAINOV, A. KRASILNIKOV, Dr. M. REIFFERSCHIED, Dr. S. KLANKE, SMS group GmbH,
Duesseldorf, Germany. E-mail: sergey.gorainov@sms-group.com

Ассистент контроля качества продукции МНЛЗ производит автоматизированную оценку установленных параметров разливки на основе собранных данных о протекании процесса литья и качестве заготовки. Разработанный ассистент занимается обработкой визуальных данных измерений инспекционной системы контроля поверхности литой заготовки. Ассистент производит анализ неровностей профиля, топографии поверхности, а также образовавшихся на поверхности заготовки структур. При разработке ассистента использовались методы машинной обработки изображений, статистических оценок, кластерного анализа связанных компонент при определении значимых характеристик описания поверхности литой заготовки и установления взаимосвязей между параметрами технологического процесса, результатами металлографических исследований, а также оценками качества заготовок. В проведенных экспериментах при использовании регрессионного анализа, метода главных компонент и машинного обучения удалось сформулировать предиктивные (предсказательные) характеристики для улучшения контроля качества выпускаемой продукции. Разработанный ассистент позволяет проверить запланированную динамику изменений либо предложить необходимую коррекцию ключевых параметров разливки. В последующих версиях ассистента рассматривается реализация различных веб-служб для автоматизации контроля качества литой заготовки как на МНЛЗ, так и при прокатке, основанные на едином архиве данных о выпущенной продукции. Ассистент позволяет оценить вероятность появления дефектов заготовки в соответствии с установленными требованиями качества разливки и прокатки стального листа.

The quality assurance predictive assistant for the production process of a casting machine performs an automated evaluation of set process parameters over the recorded process and quality data. The assistant is based on the results of a surface inspection system with respect to the surface patterns, the topography and a roughness analysis of the transverse profile. In this paper approaches of image processing, statistical data analysis and cluster recognition are applied for obtaining characteristic parameters for the description of the plate surfaces in order to support the determination of different interrelations between the collected process data, the metallographic examination results and the assessments of quality assurance. The large variation of different constellations of the setting parameters in the casting process can be substantially reduced by means of the subsequent property analysis of the developed training model. In various experiments with the collected data by means of the regression analysis and further algorithms of the machine learning, predicative statements were formulated about the quality-critical characteristics of the modeled data domain. The pre-planned parameter changes can be checked in advance and corrected at run-time using the accompanying assistant.

Ключевые слова. Технологический ассистент, МНЛЗ, компьютерное зрение, обработка изображений, машинное обучение, регрессионный анализ, кластерный анализ, облачные сервисы.

Keywords. Technological assistance, casting, computer vision, machine learning, regression analysis, cluster analysis cloud-services.

Задачи предиктивного ассистента

Для обеспечения контроля процесса непрерывной разливки и соответствия критериям качества выпускаемой продукции современные МНЛЗ оснащаются различного вида сенсорами и измерительными системами. В данной работе исследуются результаты измерений лазерно-оптической инспекционной системы контроля поверхности литой заготовки. В дополнение к результатам измерений для определения взаимосвязей с параметрами технологического процесса в работе использовались значения температуры на поверхности литой заготовки, расхода воды, количества отведенного тепла, изменения профиля.

Металлографическая лаборатория производит регулярную экспертизу продукции. Непосредственно до и после проката заготовок производятся проверки качества продукции. Все найденные дефекты разливки и проката заготовок документируются вместе с собранными данными о производственном процессе, установленными параметрами разливки и данными о химическом анализе расплава. Собранные данные поступают для последующей обработки технологическим ассистентом [GOR-16] контроля качества продукции, дополненном алгоритмами машинного обучения для предсказания критических состояний процесса, ведущих к появлению дефектов. С целью улучшения точности оценки влияния различных параметров разливки на качество продукции ассистент получает данные о проведенных металлографических исследованиях взятых проб.

Предсказательная аналитика в производственном процессе

Концепция предиктивного ассистента основана на сопоставлении a posteriori количества и видов найденных дефектов, статистических оценок результатов измерений и истории изменений параметров разливки. Такой подход, вообще говоря, не предполагает сопровождения производственного процесса в реальном времени, однако по мере накопления знаний о результатах проверок качества продукции ассистент может быть включен в набор функций, делегированных системам автоматизации второго уровня с отложенным временем исполнения (1–4 с), являясь тем самым составным элементом системы управления МНЛЗ (рис. 1).



Рис. 1. Схема включения предиктивного ассистента в систему контроля производства второго уровня: *u* – корректировка контроллера; *y* – наблюдаемые параметры; *v* – помехи измерений; *x* – состояние процесса

В качестве реализации подключения системы предсказательной аналитики к системе автоматизации технологического процесса был выбран Web-интерфейс, ориентированный на внутренние либо облачные Web-службы с предопределенными параметрами запросов в соответствии с предоставляемыми сервисами, основанными на адаптируемых предсказательных моделях. В случае полной интеграции в систему автоматизации обмен данными о состоянии процесса и результатами аналитической обработки происходит в автоматическом режиме и включает в себя, в том числе ре-трейнинг развернутых моделей.

Технологическая поддержка систем Condition Monitoring

Разрабатываемые в настоящее время системы контроля за техническим состоянием оборудования предполагают использование предсказательной аналитики с целью предоставления персоналу краткосрочных и долгосрочных прогнозов работоспособности заменяемых агрегатов на основе статистических показателей износа оборудования и результатов измерений развернутых сенсорных сетей для отслеживания изменений в работе каждого отдельно взятого агрегата и узла.

В основе концепции встроенной технологической поддержки такого рода систем за счет включения в цепочку обработки данных математических моделей технологического процесса лежит использование статистических данных результатов измерений систем контроля качества продукции, а также результатов металлографических исследований проб заготовок.

Ориентированный в первую очередь на соблюдение технологических свойств и параметров выпускаемой продукции предиктивный ассистент производит поиск критических состояний процесса разливки на основе собранных данных, актуальной программы разливки, а также данных, отражающих текущее состояние оборудования.



Рис. 2. Развертывание системы технологической поддержки процесса

Реализация технологической поддержки систем технического обслуживания МНЛЗ развертывается на трех уровнях (рис. 2):

1. Локальный, предполагает наличие инспекционной / измерительной системы отслеживания наблюдаемых свойств литой заготовки (изменения уровня расплава в кристаллизаторе, подвисание, изменения температур на поверхности кристаллизатора, температур на поверхности заготовки, изменение геометрии формата либо поверхности заготовки, выпячивание либо провисание корки заготовки).

2. Сервер приложений обеспечивает обработку полученных данных измерительных систем, сопровождая процесс разливки в мягком режиме реального времени. Приложения обработки результатов измерений второго уровня предоставляют подготовленные данные о процессе разливки и выявленных дефектах литой заготовки для систем предсказательной аналитики.

3. Сервер интеллектуальной обработки статистических результатов измерений обеспечивает дальнейшую обработку информации с целью выявления критических состояний процесса разливки, а также прогнозирования результатов контроля качества в зависимости от установленных параметров процесса разливки.

Предложенная архитектура системы поддержки может быть расширена горизонтально (с точки зрения увеличения расчетной мощности при анализе больших объемов статистических данных) и вертикально (с точки зрения модульности приложений обработки данных полученных измерений, также при установке новых измерительных систем и добавления новых служб предсказательной аналитики).

В перечень основных запросов для предиктивной поддержки процесса разливки на МНЛЗ относятся: оценка, оптимизация и мониторинг изменения параметров разливки, проверка гипотез возникновения дефектов, классификация, обнаружение критических состояний процесса, оценка, классификация качественных свойств заготовок.

Инспекционная система контроля качества поверхности заготовки

В данной работе рассматриваются результаты обработки измерений лазерно-оптической системы контроля поверхности литой заготовки, установленной на МНЛЗ. Исследования проводили, основываясь на полученных 2D- и 3D-фотоизображениях поверхности. 3D-изображения представляют собой карту распределения по поверхности отклонений высоты профиля от нулевого референтного значения. При помощи коротковолнового лазера измеряется точное расстояние до поверхности слитка. На основе этих измерений вычисляются параметры фокусировки камеры и источника освещения. Система камер производит фотосъемку освещенной зоны с точным распределением высот по поверхности слитка [S.-06]. Результатом фотосъемки выступает 3D-карта распределения высот, каждый пиксель которой представляет собой одно значение высоты профиля в этой точке. Разрешение картинки – 2048×5000 пикселей на один погонный метр поверхности заготовки. Суммарный объем памяти, необходимый для хранения информации об одной разливке, составляет в среднем 25–30 GB.

Методы компьютерного зрения для обработки изображений

При подготовке данных на основе изображений поверхности заготовки для последующего статистического анализа пройденных состояний и вариаций параметров процесса разливки была поставлена

цель – сформулировать признаки качественных изменений структуры поверхности различного рода, т. е. не обязательно связанных между собой. Так, появление выделяющихся глубоких впадин или выступов на профиле поверхности вообще говоря не является причиной изменения частоты или глубины неровностей на линии профиля и лишь ограниченно свидетельствует о появлении крупных либо мелких образований, их распределении и ориентации на плоскости литой заготовки.

Следующей целью компьютерного анализа изображений являлось выделение признаков и формулирование гипотез о причинах возникновения обнаруженных изменений на основе собранных данных о протекании процесса разлива в целом, нахождении «безопасных» зон варьирования параметров, не приводящих к резким переходам в изменении структуры поверхности заготовки.

Оценки шероховатости и волнистости профиля заготовки

В методике измерений волнистости и шероховатости профиля поверхности сформулированы определения шести порядков возможных отклонений от заданного идеального профиля. В данном исследовании рассматривались первые три вида: отклонения от формы, волнистость, а также локальная шероховатость профиля. Целью исследований являлось определение показательных свойств для описания равномерности, геометрической правильности, волнистости поверхности, а также качественное и количественное описание образовавшихся на поверхности структур.

В качестве предварительной обработки снятых изображений применяли одномерные (при оценке профиля) и двумерные (топография, кластеризация) фильтры для исключения ошибок измерений. В случаях топографического и кластерного анализов поверхности применяли сглаживающий фильтр вариации высоты профиля поверхности. При помощи алгоритма локальной полиномиальной регрессии [CLE-88] профиль локальных неровностей и шероховатости был отделен от волновой составляющей. При исследовании характеристик шероховатости выделенный профиль рассматривался как асимметрическая и апериодическая функция с базовой длиной, равной 5/6 общей ширины исследуемого профиля. Такое допущение подтверждается статистическими данными исследуемых профилей в соответствии с методом определения базовой длины для асимметрического профиля.

Для каждого полученного изображения проводили селекцию профилей изменения высоты по всей ширине заготовки с отступлением 1/12 от каждого края для уменьшения влияния приграничных регионов поверхности. Для каждого исследуемого профиля были рассчитаны арифметическое среднее шероховатости, максимальная величина вариаций профиля, средняя глубина гладкости, средняя ширина канавок, распределение материала по поверхности. Усредненные значения полученных свойств каждого отдельного профиля привязывались к номеру отлитой заготовки для сопоставления с собранными данными процесса разлива, а также сравнения результатов измерений других систем контроля качества заготовки.

Характеристические свойства шероховатости профиля заготовки приведены на рис. 3:

- R_a – арифметическое среднее значений отклонений профиля в пределах базовой длины;
- R_{max} – наибольшая высота профиля;

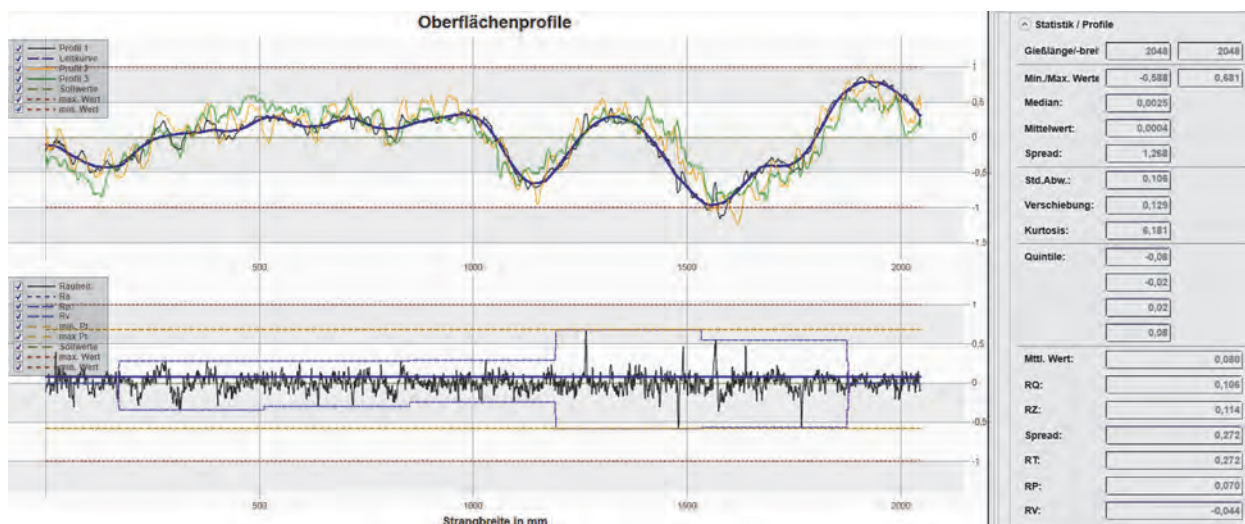


Рис. 3. Определение свойств шероховатости профиля поверхности заготовки

- R_z – сумма средних значений высот пяти наибольших выступов и глубин пяти наибольших впадин профиля в пределах базовой длины;
- P_t – итоговая величина разброса значений шероховатости профиля;
- W_t – наибольшая амплитуда волны профиля.

Топография поверхности заготовки

Рассмотренные в экспериментах поверхности заготовок имеют, как правило, регулярную структуру, определяемую параметрами разливки и химическим составом стали. Структура поверхности несколько искривлена. Величина искривления обусловлена размерами и ориентацией крупных впадин и выступов, образовавшихся за короткий отрезок времени затвердевания корки заготовки. Поверхность является комбинацией шероховатости и волнистости, изменяющейся при аperiodичном образовании макроструктур (рис. 4).

Для оценки величины ошибок измерений проводили анализ распределения значений по заданным классам толерантности:

- I. Нижняя граница ошибки измерений.
- II. Нижняя граница толерантности.
- III. Интервал допустимых значений.
- IV. Верхняя граница толерантности.
- V. Верхняя граница ошибки измерений.

В соответствии с нормальным распределением отклонений подавляющая часть всех полученных данных принадлежит II, III, IV классам. Процентная составляющая количества полученных величин, по-

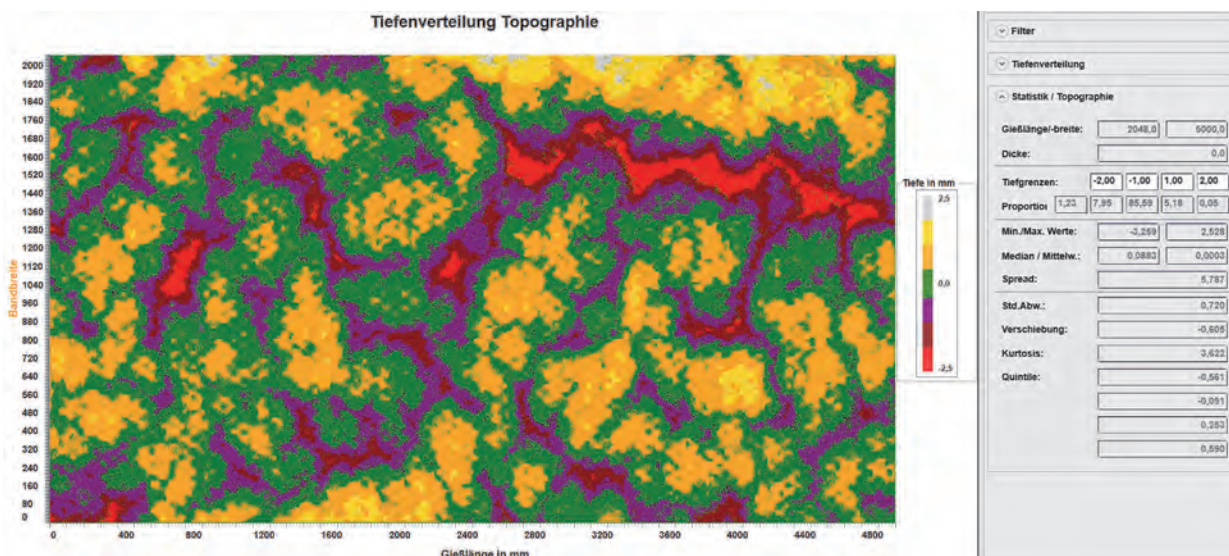


Рис. 4. Карта распределения высот профиля заготовки и уровни толерантности величин

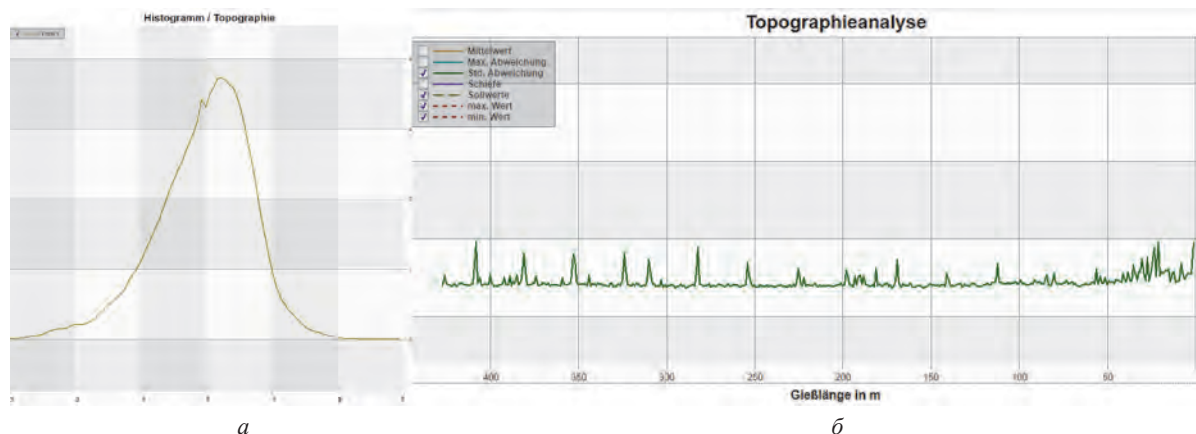


Рис. 5. Гистограмма распределения значений высот профиля (а), изменение средних значений отклонений высоты профиля по длине отлитой заготовки (б)

павших в I и V классы, характеризует качество проведенной съемки для каждой отдельно взятой единицы продукции.

Для составления характеристик поверхности по всей плоскости заготовки рассматривали следующие статистические величины: вариация, стандартное отклонение, сдвиг, куртозис. Значения вычисляли для каждого изображения отдельно. Для оценки распределения по всей поверхности заготовки использовали усредненные значения полученных результатов. По результатам составленных гистограмм и рассчитанных квинтилей значений для каждого погонного метра заготовки исследовали случаи неравномерности распределения высоты профиля (рис. 5).

Кластерный анализ структуры поверхности заготовки

Из результатов исследований внутренних дефектов заготовки известно об образовании скоплений дефектов различного рода под поверхностью заготовки в местах крупных глубоких впадин. Образование крупного кластерного рисунка зачастую усугубляется появлением устойчивых полос или борозд, распределенных по всей длине заготовки. Целью исследования макроструктур являлось составление набора признаков, отражающих следующие свойства поверхности (рис. 6):

- 1) наличие мелкого кластерного рисунка, равномерно распределенного по всей поверхности заготовки, либо преобладание на поверхности крупных нерегулярных областей различной формы и высоты профиля;
- 2) наличие на поверхности глубоких и крупных впадин;
- 3) наличие крупных борозд (полос), ориентированных в направлении разливки, превышающих заданную длину L .

Для оценки образовавшихся на поверхности слитка макроструктур был разработан параметризуемый метод нахождения связанных компонент с нечеткой границей. Метод относится к смешанным алгоритмам нахождения кластеров, использующих иерархическую и плотностную модель. При определении характера кластерного рисунка поверхности множество точек трехмерного скалярного поля распределения высот профиля разбивается на связанные компоненты высоких и низких кластеров (выступов и впадин). Если величина относительной площади поверхности кластеров для выступов и впадин распределена не равномерно, наблюдается образование крупных конгломератов связанных кластеров, хорошо узнаваемых на поверхности заготовки (рис. 7).

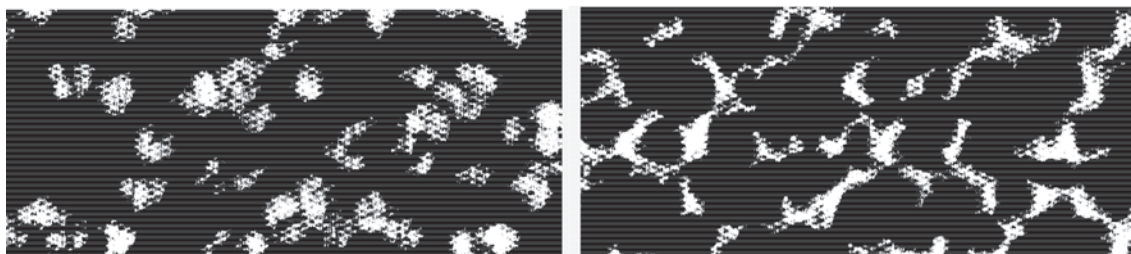


Рис. 6. Программное представление распознанных структур на поверхности заготовки

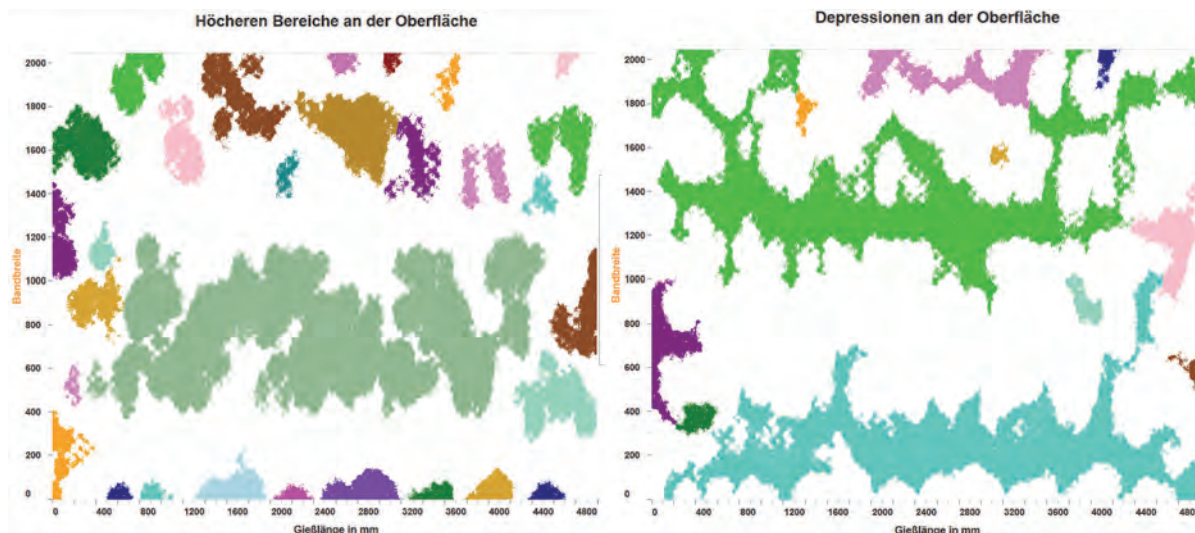


Рис. 7. Образование крупных структур (цепочек выступов и борозд) на поверхности заготовки

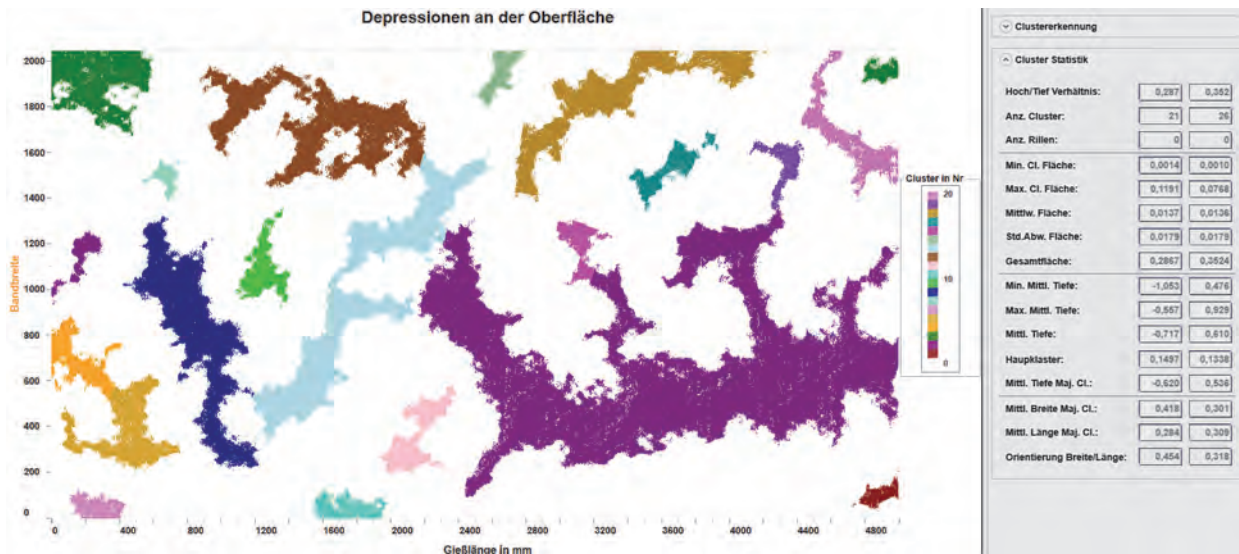


Рис. 8. Впадины на поверхности заготовки и результаты статистики

В качестве характеристики кластерного рисунка рассматривается соотношение сумм площадей от трех до пяти наибольших кластеров к общей площади поверхности, рассчитанное для впадин и выступов по отдельности (далее RAMC – Relative Area of the Major Cluster). Граница значений для предложенной характеристики крупной и мелкой структур поверхности определяется статистической оценкой появления борозд на поверхности заготовки, но может быть задана и в качестве параметра, например, для сравнения результатов различных разливок.

Дополнив решение функциями оценки формы и ориентации кластеров на поверхности из множества найденных крупных впадин, можно выделить искомые борозды, превышающие заданную длину. Борозды обладают стабильной структурой на относительно длинных участках непрерывной заготовки. Зачастую наблюдается появление одной пары борозд, смещенных к краям заготовки. В зависимости от глубины борозд наблюдается появление длинных цепочек нерегулярных выступов переменной высоты профиля в центре поверхности заготовки. Под поверхностью заготовки по линиям борозд наблюдается образование различного рода дефектов [JOC-06].

Полученные из результатов кластерного анализа снимков данные о количестве, размерах и ориентации обнаруженных впадин (рис. 8), выступов и борозд пересчитываются в значения указанных характеристик уже для каждой отдельной заготовки для проведения дальнейшего анализа причин на множестве собранных данных о протекании процесса разлива.

Методы машинного обучения для анализа данных процесса

Оценка шероховатости профиля, топография поверхности, кластерный анализ макроструктур составляют три независимые группы различных величин. Величины оценки шероховатости профиля отражают локальные отклонения профиля от волновой линии в самых малых значениях (10^{-6} м). Топография описывает статистические изменения и общее распределение высот в больших по модулю величинах (10^{-4} м). Кластерный анализ исследует структурные изменения поверхности с помощью разнообразных характеристик в самом высоком интервале значений величин (10^{-2} м). Каждый рассматриваемый интервал значений выбранных величин, различные виды реализованных оценок привносят немаловажный вклад для подтверждения одной из ключевых характеристик итоговой модели предиктивного ассистента, а именно наблюдаемости (observability) проблемного домена. При расширении предиктивного ассистента функциями корректировки параметров процесса либо интеграции в систему автоматизации второго уровня необходимо также рассмотреть аспект регулируемости (controllability) системы моделью ассистента.

Сравнительный анализ статистических величин

В результате проведенного статистического анализа данных, описанными выше методами, удалось выделить и просчитать более 60 величин, описывающих шероховатость, топографию и макроструктуры поверхности заготовки. Возможности использования некоторых из них при составлении различных при-

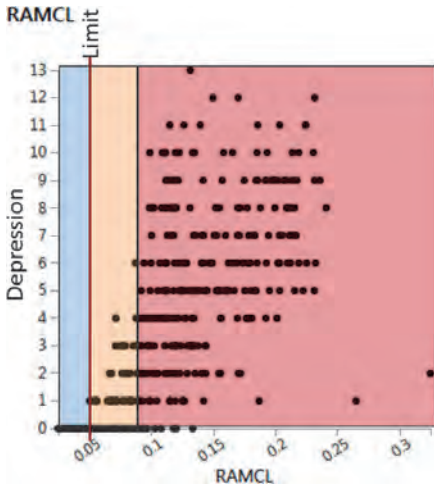


Рис. 9. Распределение значений коэффициента RAMC и количества распознанных борозд

знаков образования дефектов на поверхности либо внутри заготовки оценивали в дальнейшем алгоритмами машинного обучения. На основе собранных данных о протекании процесса разлива необходимо было выделить параметры, имеющие непосредственное влияние на распределение значений статистических оценок. Для этого из всего набора оценок были селектированы те величины, изменения которых могли быть подтверждены вариациями параметров в имеющихся в распоряжении наборах аквизированных данных.

Наличие борозд или полос на поверхности классифицируется как внешний дефект при оценке качества заготовки. Разработанный ассистент распознает и подсчитывает количество борозд автоматически. Используя описанную выше характеристику структуры кластерного рисунка RAMC, можно определить интервал значений либо граничное значение отношения площадей крупных кластеров (впадин) ко всей площади поверхности заготовки, начиная с которого на поверхностях слитков были обнаружены устойчивые борозды. На рис. 9 показано граничное значение коэффициента RAMC: 0.06 (6%), начиная с которого на поверхностях заготовок обнаруживались одна

и более, до 13 борозд, а также интервал 0.05–0.1, в границах которого наличие дефекта на поверхности предсказывалось неоднозначно. При переходе за верхнюю границу интервала борозды были найдены как минимум на одном из снимков исследуемых поверхностей заготовок. При дальнейшем увеличении значений коэффициента наблюдается пропорциональный рост количества обнаруженных борозд (рис. 9).

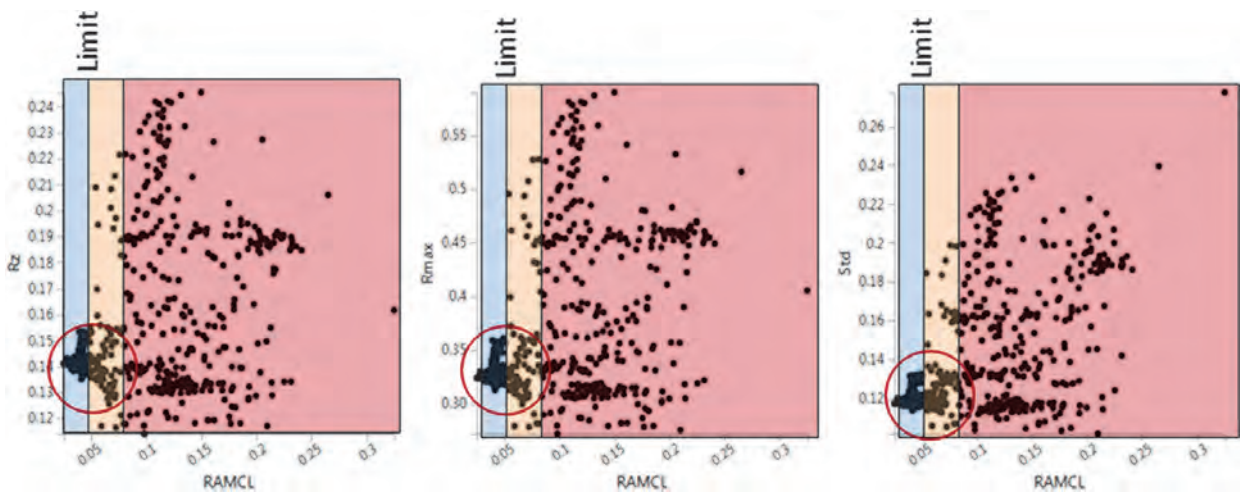


Рис. 10. Распределение значений характеристик шероховатости поверхности с увеличением относительной площади крупных впадин на поверхности заготовки

При рассмотрении полученных значений для характеристик шероховатости поверхности наблюдались области низких значений для стандартного отклонения, максимальной высоты профиля, а также суммы средних значений высот профиля заготовки в интервале значений, не превышающих рассмотренную ранее границу в 6% для коэффициента RAMC. На приведенных диаграммах (рис. 10) наблюдаются увеличение и разброс значений рассматриваемых характеристик за пределами интервала 0.0–0.06, что свидетельствует о нерегулярности свойств шероховатости поверхностей, в том числе о нерегулярности значений мелких локальных отклонений от волновой составляющей профиля.

Результаты сопоставления полученных значений для величин двумерного анализа распределения высот на поверхности заготовки (топографии) свидетельствуют в свою очередь о пропорциональном увеличении максимальных амплитуд колебаний высот для значений коэффициента RAMC, превышающих границу 0.06 (6%) (рис. 11).

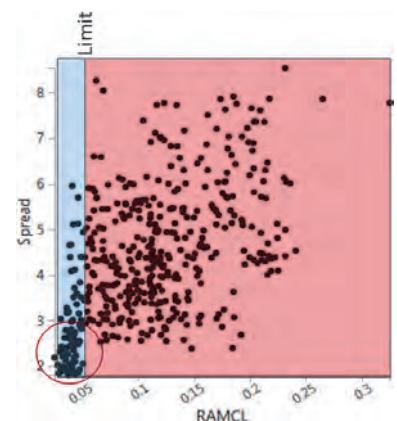


Рис. 11. Распределение значений смещения и спреда для топографии по значениям коэффициента RAMC

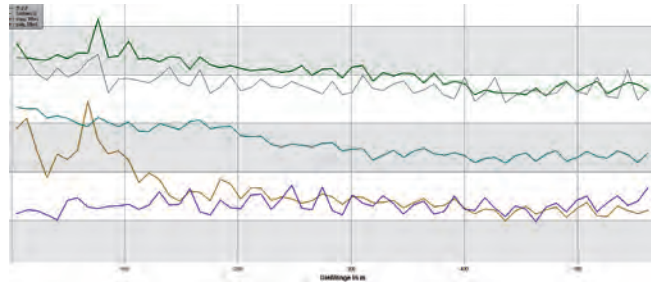


Рис. 12. История измерений параметров группы B_n по всей длине заготовки

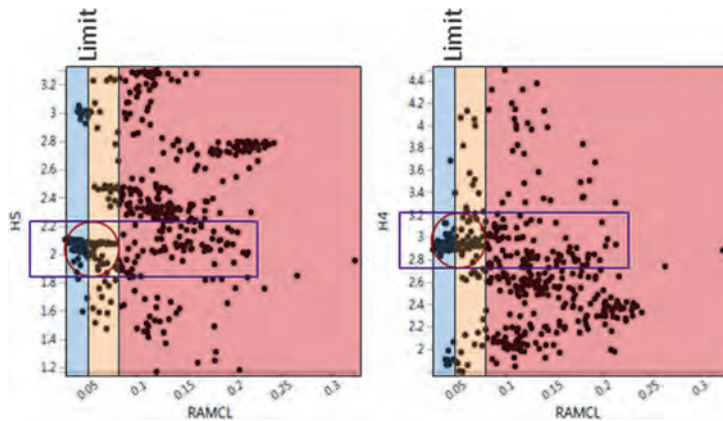


Рис. 13. Наблюдаемый интервал 0.0–0.06 коэффициента RAMC в распределениях значений параметров процесса группы $\{H_k\}$

Сравнительный анализ параметров процесса разливки

Для слежения за протеканием процесса разливки МНЛЗ оснащена стандартной сенсорикой для измерения температурного поля на поверхности заготовки, расхода воды и т. д. Из результатов измерений для различных разливок сталей одной группы с помощью корреляционного анализа и метода главных компонент можно попытаться на примере распределения полученных значений выбранной группы параметров отследить возникновение описанных выше дефектов поверхности заготовки [DIR-09].

Для проведения экспериментов на множестве собранных данных были выбраны группы параметров (рис. 12), соответствующие группам установленных на машине сенсоров и видам измерений: $\{T_k\}$, $\{W_1\}$, $\{H_m\}$, $\{B_n\}$, $\{D_p\}$.

На примере распределений значений параметров группы $\{H_m\}$ в сравнении с распределением значений описанного выше коэффициента RAMC для наблюдаемых на поверхности заготовки крупных впадин (рис. 13) можно заметить некоторую кластеризацию данных измерений в области, соответствующей низким значениям коэффициента RAMC 0.0–0.06, соответствующим выявленному ранее интервалу равномерной мелкокластерной структуры поверхности.

Для того чтобы оценить зависимость изменений характеристики структуры поверхности от каждой группы параметров в целом, использовали метод главных компонент, при котором группы параметров $\{T_k\}$, $\{W_1\}$, $\{H_m\}$, $\{B_n\}$, $\{D_p\}$ были объединены в переменные T, W, H, B, D.

Определение влияния параметров процесса

На различных стадиях контроля качества продукции собирается информация о выявленных дефектах для каждой отдельной заготовки. Чтобы установить величину влияния изменений отдельных параметров на появление одного конкретного дефекта, проводится анализ значимости свойств для выбранных параметров на множестве доступных данных о процессе разливки. Ниже приведена таблица распределения значимости выбранных параметров для статистической оценки коэффициента RAMC для впадин на поверхности заготовки.

RAMCL	W	Vc	H	B	T	Ceq	D
1	0.320655	0.317026	0.27336	0.156336	0.096275	0.050531	0.038781

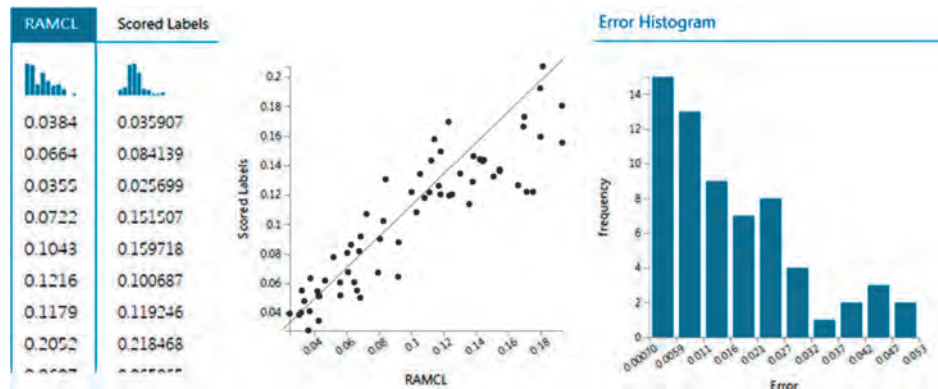


Рис. 14. Результаты расчетов модели предиктивной оценки характеристики структуры поверхности появления борозд на поверхности непрерывной заготовки

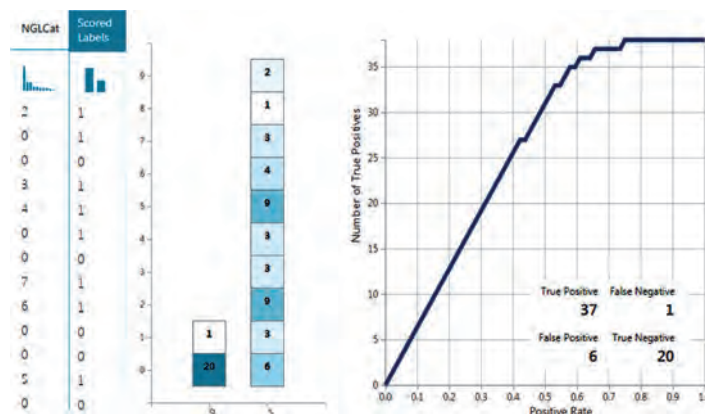


Рис. 15. Классификация сочетаний параметров разливки при оценке вероятности появления борозд на поверхности литой заготовки

Предиктивная модель появления возможных дефектов

На основе собранных данных о параметрах процесса, результатов измерений и рассчитанных статистических характеристик можно сделать предположения о вероятности появления дефектов определенного вида. Основной задачей предложенной предиктивной модели является предупреждение случаев сочетаний параметров процесса, приводящих к появлению дефектов на поверхности либо внутри заготовки. На рис. 14 показаны результаты расчетов модели предиктивной оценки появления борозд на поверхности непрерывной заготовки.

В качестве альтернативы для расчетов характеристики структуры кластерного рисунка поверхности заготовки на представленном наборе данных определяются бинарная классификация сочетаний параметров разливки в отношении появления борозд, а также вероятность их появления (рис. 15).

Выводы

В настоящем проекте были разработаны и применены различные алгоритмы статистического анализа и интеллектуальной обработки данных, в том числе алгоритмы локальной аппроксимации, компьютерного зрения, кластеризации, метода связанных компонент, метода главных компонент, определения значимости свойств, линейной и логистической регрессии. Предложенная последовательность обработки информации была реализована в форме предиктивного ассистента для производства и контроля качества продукции МНЛЗ.

На основе результатов измерений инспекционной системы были сформулированы признаки появления борозд, крупных впадин и выступов на поверхности непрерывной заготовки; сформулированы статистические оценки различных характеристик профиля, топографии и структуры исследуемых поверхностей; исследованы взаимосвязи между выявленными дефектами, параметрами процесса и значениями статистических оценок.

При разработке описанного ассистента было опробовано применение облачных технологий для интеллектуальной обработки данных в качестве технологической поддержки персонала МНЛЗ.

В перспективе рассматривается предоставление различных проблемно-ориентированных облачных сервисов в рамках одной платформы поддержки производства, контроля качества и технического обслуживания МНЛЗ.

Literaturverzeichnis

- [CLE-88] Cleveland, William S.; Devlin, Susan J.: *Locally Weighted Regression: An Approach to Regression Analysis by Local Fitting*. In: Journal of the American Statistical Association (83) H. 403, S. 596.
- [DIR-09] Dirk Lieftucht u. a.: *Improved Diagnosis of Sensor Faults Using Multivariate Statistics* (2009).
- [GOR-16] Gorainov; SMS group GmbH (Sergey): *Technologische Assistenten für automatisierte Diagnostik des Zustandes der Aggregate der Stranggießanlage V3* (2016).
- [JOC-06] Jochen Wans: *Oberflächenqualität peritektisch erstarrender Kohlenstoffstähle – Vergleich zwischen Strangguss und Bandguss* (2006).
- [S. -06] S. Jung: *Oberflächenbeurteilung. docx* (2006).



УДК 621.778.1

Поступила 06.09.2017

ПРИЧИНЫ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТА «ВКАТАННАЯ ОКАЛИНА» НА СОРТОВОМ ПРОКАТЕ СТАНА 850 ПРИМЕНЯЕМОГО В АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИИ

THE REASONS OF FORMATION OF DEFECT «ROLLED-IN-SCALE» ON ROLLED METAL FOR AUTOMOTIVE INDUSTRY ON THE MILL 850

*Н. А. ГЛАЗУНОВА, С. В. СТЕФАНОВИЧ, Ю. Л. РОГОВАЯ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: nmv.czl@bmz.gomel.by*

N. A. GLAZUNOVA, S. V. STEFANOVICH, YU. L. ROGOVAYA, OJSC «BSW» – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: nmv.czl@bmz.gomel.by

Исследование поверхностных дефектов сортового проката, правильная их классификация позволят установить причину образования и устранить их возникновение в дальнейшем. В данной статье описаны исследовательские работы, проведенные в лаборатории, и рассмотрен ряд предполагаемых причин образования поверхностных дефектов, не имеющих явных признаков, позволяющих их классифицировать согласно ГОСТ 21014-88. По результатам исследований дефекты классифицированы как вкатанная окалина.

The research of the surface defects of rolled metal, their exact classification will allow to establish the reason of formation and to eliminate their occurrence in future. The research works which were carried out at the laboratory are described in this article. A number of alleged causes of formation of the surface defects which do not have the strong indications allowing them to classify according to GOST 21014-88 were considered. By results of these researches defects are classified as rolled-in-scale.

Ключевые слова. *Качество, прокат, классификация, свойства, микрошлиф, исследование, трансформация, дефект, поверхность, окалина, признаки, заготовка.*

Keywords. *Quality, rolled metal, classification, properties, microsection, research, transformation, defect, surface, scale, traces, blank.*

Особое место в производстве сортового проката занимает качество его поверхности. Дефекты, представляющие нарушение сплошности металла, существенно снижают эксплуатационные свойства изделий. Исследование поверхностных дефектов сортового проката, правильная их классификация позволят установить причину образования и устранить их возникновение в дальнейшем.

К прокату для автомобилестроения предъявляются более жесткие требования к качеству поверхности – глубина дефектов не должна превышать 0,3 мм. Поэтому сразу увеличивается отсортировка металла с поверхностными дефектами, которые ранее не учитывались.

Речь пойдет о конкретном дефекте со свойственными ему признаками.

При визуальном осмотре проката эти дефекты представляют собой вид прямолинейных, продольно ориентированных несплошностей металла, штрихообразной формы. Очень часто дефекты визуально не различимы и для определения места их расположения поверхность проката исследуют магнитопорошковым методом (рис. 1).

После исследования макроструктуры поперечного сечения дефектных проб выявлено, что место расположения дефектов соответствует большим граням непрерывнолитой заготовки, как правило, в месте разъемов калибров.

В поперечном сечении микрошлифа дефект может быть единичным или групповым, расположен перпендикулярно поверхности раската, как правило, без разветвлений. Полость дефекта частично либо полностью заполнена окалиной. Стенки окаймлены оксидами либо оксиды отсутствуют. Степень обезу-

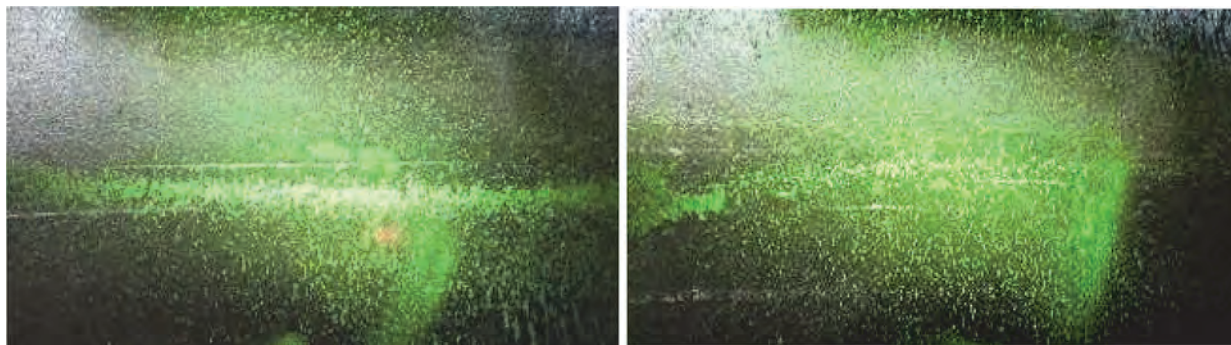


Рис. 1. Поверхностные дефекты на горячекатаных заготовках, не видимые визуально, выявленные при исследовании поверхности ручным дефектоскопом

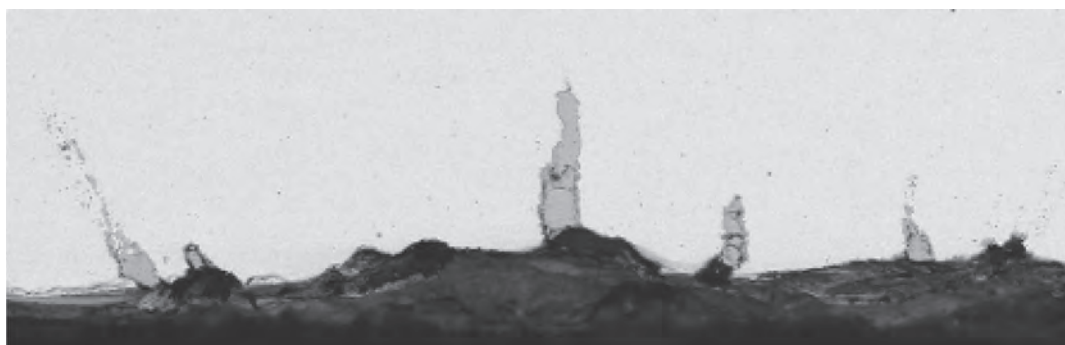


Рис. 2. Исследуемые поверхностные дефекты в поперечном сечении микрошлифа, шлиф не травлен. '100

глероживания такая же, как у поверхностного слоя. В микроструктуре значительных изменений не наблюдается. Глубина распространения дефекта от 0,2 до 4,5 мм, чаще всего глубина дефекта составляет 1–2 мм (рис. 2).

Наблюдаемые признаки дефекта не позволяют его однозначно классифицировать по ГОСТ 21014-88, дефекты могли быть унаследованы с непрерывнолитой заготовки или образовались в процессе производства проката.

Для объективной и точной классификации и установления возможной причины их образования был проведен ряд исследовательских работ. Предполагали несколько причин образования дефекта:

1. Влияние несоответствия геометрических размеров НЛЗ.
2. Трансформация видимых механических повреждений НЛЗ в виде рисок и царапин.
3. Неэффективное удаление окалины с поверхности НЛЗ гидросбивом.
4. Наличие окалины, имеющей прочное сцепление с металлом.

Исследовали отдельно каждую из предполагаемых причин образования данных дефектов.

1. Несоответствие геометрических размеров НЛЗ

Несмотря на то что геометрические размеры осмотренной НЛЗ не имели отклонений и соответствовали требованиям НД, после осмотра прокатанных заготовок были выявлены описанные выше поверхностные дефекты.

Следовательно, версия о влиянии геометрических размеров не подтвердилась.

2. Трансформация видимых механических повреждений НЛЗ в виде рисок и царапин

После проката блюмов с дефектами механического происхождения и блюмов без дефектов на раскатах от дефектных и бездефектных блюмов были выявлены исследуемые дефекты.

Следовательно, предположение о том, что механические повреждения могут трансформироваться в исследуемые нами дефекты, не подтвердилось.

3. Неэффективное удаление окалины с поверхности НЛЗ гидросбивом

Версии о влиянии нарушения геометрии и механических повреждений непрерывнолитых заготовок на образование исследуемых нами дефектов не нашли своего подтверждения. Предположили, что причиной образования исследуемых дефектов могло послужить не качественное удаление печной окалины с непрерывнолитой заготовки гидросбивом перед деформацией. Остатки не удаленной окалины при последующей деформации вкатываются в поверхность металла, что приводит к образованию целого ряда поверхностных дефектов. В соответствии с ГОСТ 21014-88 такие дефекты классифицируются как вка-

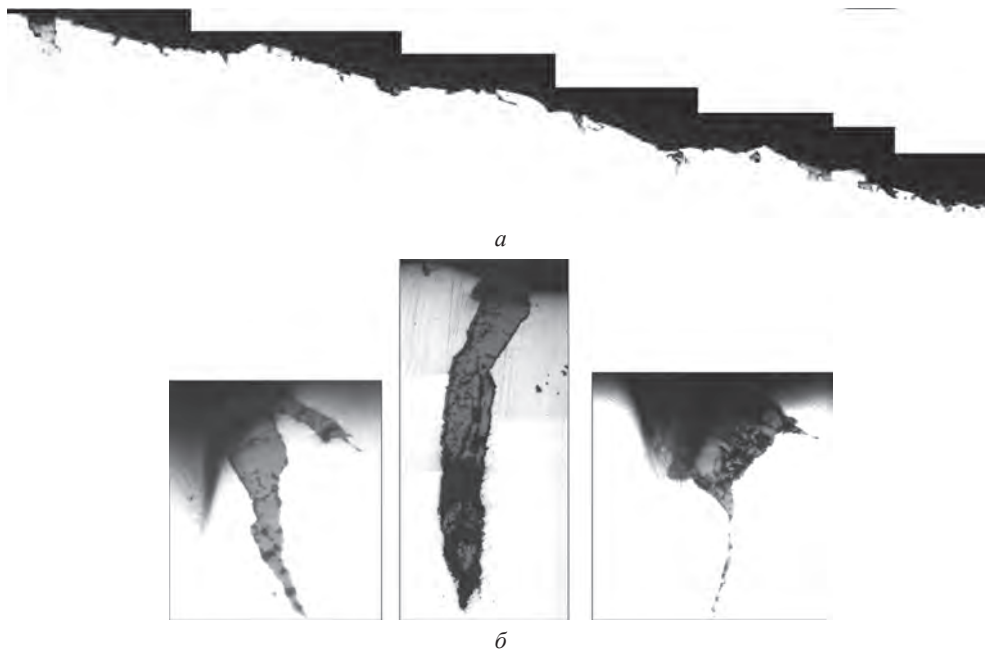


Рис. 3. Поверхностные дефекты в поперечном сечении микрошлифа, вырезанного из заготовки, прокатанной без удаления печной окалины, полностью отключив систему гидросбива, шлиф не травлен: *a* – панорамный снимок поверхности; *б* – отдельные дефекты. *a* – $\times 50$; *б* – $\times 200$

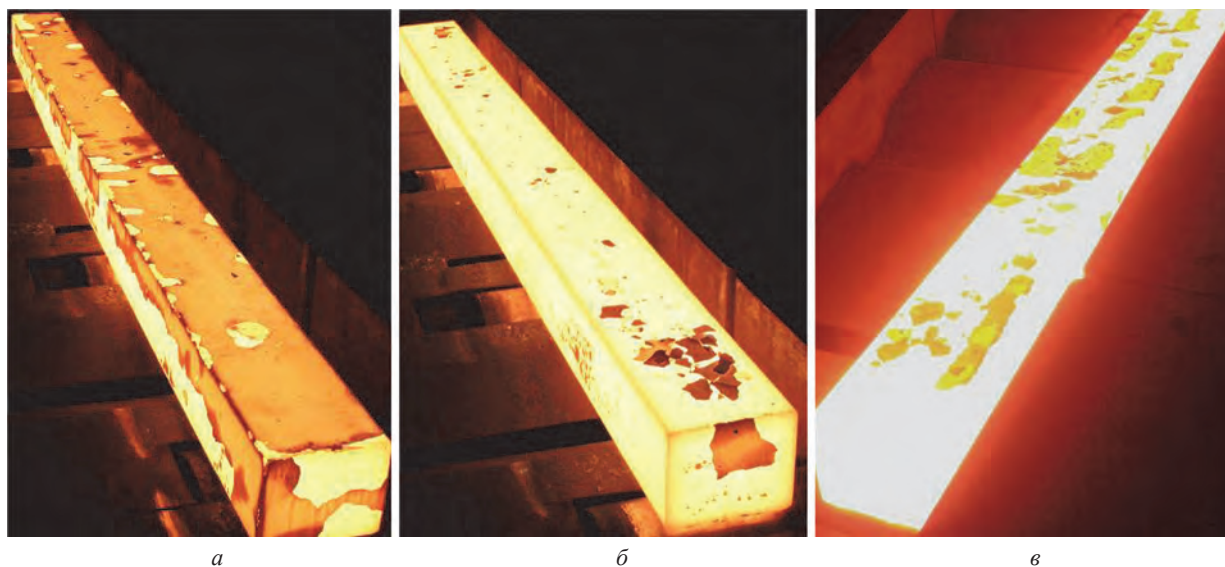


Рис. 4. Внешний вид НЛЗ сечением 250×300 мм после удаления печной окалины на установке гидросбива: *a* – из стали марки Ste460; *б* – из стали марки 40X; *в* – из стали марки 16/20MnCr

танная окалина – дефект поверхности в виде вкраплений остатков окалины, вдавленной в поверхность металла при деформации.

Для проверки данной версии прокатали одну непрерывнолитую заготовку (из низкоуглеродистой стали) без удаления печной окалины, полностью отключив систему гидросбива.

На полученном прокате визуально дефекты не просматривались, а выявлялись только магнитопорошковым методом в виде групповых продольных штрихообразных полостей, вытянутых вдоль направления прокатки, различной протяженностью, расположенных с двух диаметрально противоположных сторон.

При исследовании поперечных макротемплетов и микрошлифов, вырезанных в месте расположения дефектов, обнаружены групповые и единичные полости, заполненные окалиной. В зоне дефектов наблюдается поверхностное обезуглероживание. Расположение дефектов соответствует большим граням непрерывнолитой заготовки. Дефекты классифицированы по ГОСТ 21014-88 как «вкатанная окалина», глубиной залегания в исследуемых сечениях до 1,35 мм (рис. 3). Полученные дефекты аналогичны по расположению и морфологическим признакам исследуемым дефектам.

Во время исследований была проведена проверка работы системы гидросбива. Все параметры системы соответствуют технической документации, т. е. можно исключить неэффективность ее работы. В ходе проверки было замечено, что после гидросбива наблюдается неполное удаление окалины не на всем марочном сортаменте НЛЗ. Так, на поверхности непрерывнолитой заготовки из низкоуглеродистой стали (Ste460) после прохождения системы гидросбива сохраняется большая часть окалины, а на поверхности непрерывнолитых заготовок, идущих следом за ней (т. е. режим нагрева тот же), из легированных марок (40X, 16/20MnCr) – практически полное удаление печной окалины.

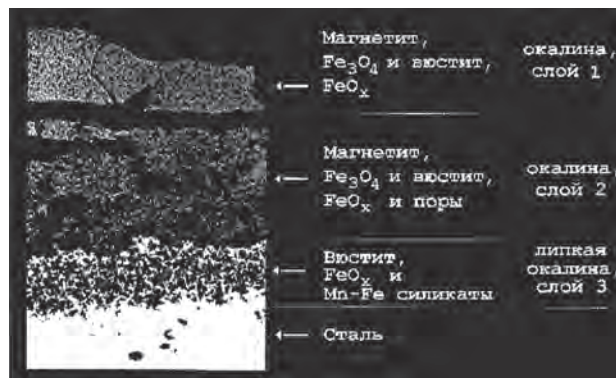


Рис. 5. Строение слоев окалины

Поэтому следующим этапом исследования стало определение причины образования окалины, имеющей прочное сцепление с металлом, которая плохо удаляется системой гидросбива и приводит к образованию дефекта «вкатанная окалина».

4. Образование окалины, имеющей прочное сцепление с металлом

Для начала выделили несколько причин образования окалины, имеющей прочное сцепление с металлом, так называемой «липкой» окалины. Предполагаемыми причинами образования такой окалины могут быть: нерациональный температурный режим нагрева металла (температура и время нагрева), химический состав стали, соотношение газ-воздух в атмосфере печи и другие факторы.

Провели исследование поверхностной окалины непрерывнолитой заготовки до и после нагрева в печи.

Из литературных источников известно, что при нагреве металла под прокатку необходимо предотвратить образование так называемой «липкой окалины», имеющей прочную связь с металлической поверхностью (рис. 5). Решающую роль на прочность сцепления окалины с металлом оказывает не изменение химического или фазового состава окалины, а состояние поверхности границы раздела металл – окалина. В случаях, когда проникновение оксидов в глубь металла по границам зерен отсутствует или весьма незначительно и между сталью и окалиной имеется резкая граница, при пластической деформации окалиноудаление происходит без особых затруднений, при этом поверхность отрыва достаточно гладкая.

Весьма нежелательным является появление в окалине жидкой фазы, сопровождающейся ионизацией границ зерен стали, проникновение окалины между ними интенсифицируется (происходит рост смешанной зоны) и, как следствие, ее прочность сцепления с металлом возрастает.

Поверхностная окалина непрерывнолитой заготовки до нагрева под прокатку имеет четкую линию раздела окалина-металл, проникновение оксидов в глубь металла по границам зерен весьма незначительно, слой «липкой окалины» отсутствует (рис. 6).

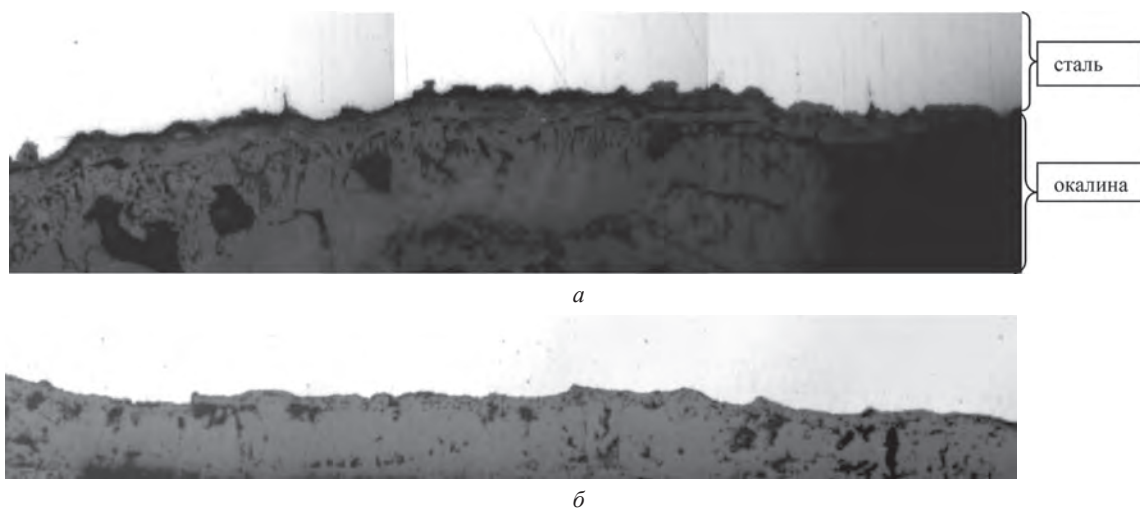


Рис. 6. Поверхностная окалина на образце блюма до нагрева под прокатку. а – $\times 500$; б – $\times 200$

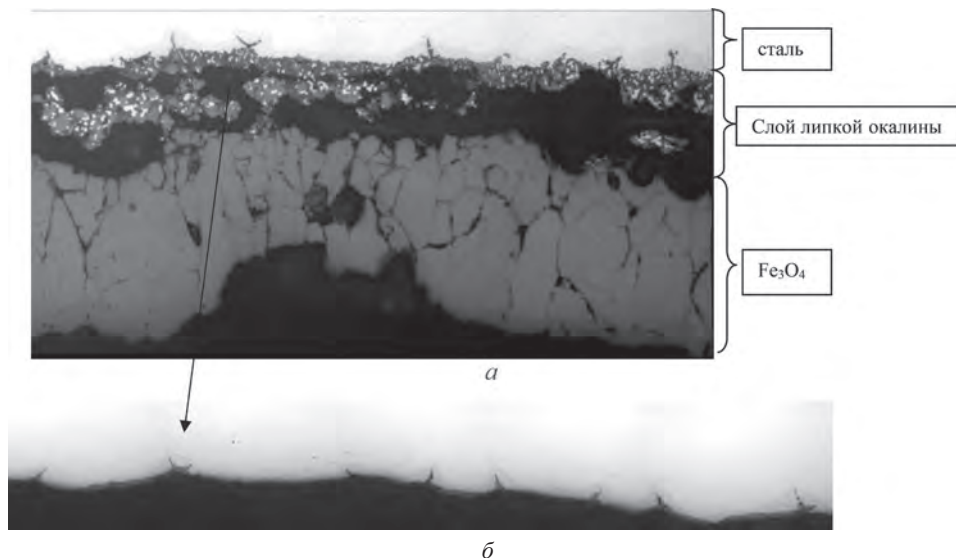


Рис. 7. Поверхностная окалина на образце бьюма после нагрева под прокатку. *a* – $\times 500$; *б* – $\times 200$

Поверхностная окалина н/л заготовки после нагрева имеет большую толщину, окисление происходило по границам зерен и линия раздела окалина-металл полностью отсутствует (рис. 7).

При проведении первого этапа работы получены следующие результаты:

1. Исследуемые дефекты классифицированы как вкатанная окалина.
2. Установлена основная причина образования дефектов «вкатанная окалина» – получение трудноудаляемой «липкой окалины» на поверхности непрерывнолитой заготовки после нагрева перед деформацией.

Установление причины получения вкатанной окалины на поверхности проката позволит своевременно производить корректировки техпроцесса и не допускать образования подобных дефектов.

Проведение второго этапа исследовательской работы было направлено на выявление причины и способов предотвращения образования трудноудаляемой «липкой окалины» на поверхности НЛЗ при нагреве под деформацию.

Образование окалины зависит от температуры, продолжительности нагрева и атмосферы нагревательной печи, химического состава металла.

При проведении второго этапа исследования были произведены изменения состава атмосферы (соотношение расхода газа и воздуха) нагревательной печи стана 850 и снижена температура нагрева по зонам нагревательной печи (см. таблицу, опытный режим).

Режимы нагрева НЛЗ марки стали StE460

Зона печи		1	2	3	4	5	6
Максимальное значение температуры, °С		1120	1120	1180	1200	1180	1200
Минимальное значение температуры, °С		1030	1030	1110	1130	1110	1130
Штатный режим – технологическая инструкция ТИ 840-П2-01		1140–1160	1140–1160	1240–1250	1250–1270	1210–1230	1250–1260
I часть	Соотношение газ: воздух согласно ТИ	–	–	–	1:10	1:10	1:10
II часть	Соотношение газ: воздух увеличено	–	–	–	1:12	1:11	1:10
III часть	Соотношение газ: воздух уменьшено	–	–	–	1:9	1:9	1:9

Для проведения исследования использовали одну плавку, разделенную на три части:

I часть – температура в печи снижена, соотношение расхода газа и воздуха (λ) согласно технологической инструкции (см. таблицу);

II часть – температура в печи снижена, соотношение расхода газа и воздуха (λ) увеличено (см. таблицу);

III часть – температура в печи снижена, соотношение расхода газа и воздуха (λ) уменьшено (см. таблицу).

Опытные части плавки отделяли друг от друга посредством посада в нагревательную печь заготовок другой плавки.

В результате проведенного исследования на поверхности проката всех трех частей плавки наблюдалось незначительное количество дефектов, глубина которых не превышала 0,2 мм.

Наибольший уровень дефектности выявлен на раскатах, прокатанных по режиму второй опытной части плавки (соотношение расхода газа и воздуха (λ) увеличенное, с пониженной температурой нагревательной печи). Наименьший уровень дефектности соответствует режиму I опытной части плавки (соотношение расхода газа и воздуха (λ) согласно ТИ 840-П2-01, но с пониженной температурой).

Понижение температуры нагрева по зонам нагревательной печи позволило предотвратить образование «липкой окалины» и уменьшить сцепление окалины с поверхностью металла, что значительно улучшило условия удаления окалины с поверхности металла на установке гидросбива перед горячей деформацией.

Все выявленные поверхностные дефекты на исследуемых пробах аналогичны и классифицированы по ГОСТ 21014 как вкатанная окалина глубиной залегания в исследуемом сечении до 0,2 мм.

Выводы

1. На поверхности исследуемого проката наблюдались единичные дефекты, глубина которых не превышала 0,2 мм при максимально допустимой глубине дефектов не более 0,3 мм.

2. Выявленные на поверхности раската дефекты классифицированы по ГОСТ 21014 как вкатанная окалина.

3. Основной причиной образования дефекта «вкатанная окалина» является наличие на поверхности непрерывнолитой заготовки после нагрева в нагревательной печи трудноудаляемой так называемой «липкой» окалины.

4. Оптимальное соотношение расхода газа и воздуха (от 1:9 до 1:10) и понижение температуры нагрева по зонам нагревательной печи позволило уменьшить сцепление окалины с поверхностью металла, что значительно улучшило удаляемость окалины с поверхности металла на установке гидросбива перед горячей деформацией и соответственно качество поверхности готового проката.

5. Учитывая факторы, способствующие образованию дефекта «вкатанная окалина», можно значительно сократить отбраковку по поверхностным дефектам проката для автомобилестроения с жесткими требованиями к качеству поверхности.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
БЕЛАРУСЬ»



УДК 669.18.046

Поступила 06.09.2017

УВЕЛИЧЕНИЕ СТОЙКОСТИ ФУТЕРОВКИ КОМБИНИРОВАННЫХ СТАЛРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ ЗА СЧЕТ УВЕЛИЧЕНИЯ КОЛИЧЕСТВА ПРОМЕЖУТОЧНЫХ РЕМОНТОВ

INCREASE OF LINING LIFE OF THE POURING STEEL COMBINED LADLES DUE TO INCREASE OF NUMBER OF THE INTERMEDIATE REPAIRS

*Е. Е. УРБАНОВИЧ, И. И. ШКУЛЬКОВА, И. В. КОЛЕДА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: ee.urbanovich@bmz.iron.by, spo.tu@bmz.gomel.by*

E. E. URBANOVICH, I. I. SHKULKOVA, I. V. KOLEDA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: spo.tu@bmz.gomel.by

На предприятии ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» сталеразливочные ковши футеруются штучными огнеупорными изделиями или применяется комбинированная схема футеровки, где стены и дно заливаются огнеупорными бетонами, а шлаковый пояс выполняется из штучных изделий. В связи с модификацией бетонной массы, поставляемой предприятием ООО «Кералит», а также в ходе эксплуатации сталеразливочных ковшей, футерованных комбинированным методом, было установлено, что степень износа рабочей футеровки стен и дна после первого промежуточного ремонта на дистанции в 55–60 плавов позволяет производить второй ремонт шлакового пояса с использованием ремонтного комплекта огнеупорных изделий.

At the OJSC «BSW» – management company of holding «BMC» steel pouring ladles are coated by piecework refractory products, or the combined scheme of lining is used where walls and the bottom are filled in with refractory concrete, and the slag belt is made with piecework refractory products. Due to the modification of concrete delivered by the LLC Keralit enterprise and also during operation of the steel pouring ladles it was established that coefficient of wear of working lining of walls and the bottom after the first intermediate repair after 55–60 fusions it is possible to make the second repair of a slag belt using a repair kit of refractory products.

Ключевые слова. Огнеупоры, повышение стойкости, заливные массы, бетон, футеровка, экономия материалов.

Keywords. Refractories, increase in firmness, jellied masses, concrete, lining, economy of materials.

В настоящее время доля затрат на огнеупорные материалы для агрегатов ковшевой обработки стали может достигать 1,5% себестоимости металла даже без учета затрат на ремонты и потери при простоях выведенных на ремонт агрегатов. Поэтому повышение стойкости футеровки, определяющей межремонтный ресурс агрегатов, – одна из важнейших научно-технических задач.

Снижение удельных затрат за счет уменьшения стоимости огнеупорных изделий признано нецелесообразным, поскольку предопределяет потребление огнеупоров пониженного качества и снижения надежности работы агрегатов. Практика показала необходимость более сложного, комплексного подхода к проблеме стойкости огнеупоров – оптимизации условий их эксплуатации и рациональных конструктивных решений. В то же время некоторые пути решения данной проблемы встречают определенные трудности. Использование дифференцированной футеровки на агрегатах внепечной обработки стали осложняет задачу оптимизации технологического режима, поскольку ковшевой шлак взаимодействует с разными типами огнеупоров по ходу обработки и разлива стали.

С другой стороны, эффективность мероприятий по улучшению условий эксплуатации огнеупоров на практике ограничена чисто техническими факторами. Зачастую при футеровке имеются зоны повышенного износа, интенсифицированного, например, перепадами температур или особо высокими движениями расплавов, причем, именно эти зоны определяют стойкость всей конструкции в целом.

Таким образом, для увеличения срока службы футеровки необходимо использовать качественные огнеупорные материалы, качество которых будет подтверждено опытом их применения и статистикой стойкости.

Сталеразливочный ковш относится к основному металлургическому оборудованию и применяется для приема, транспортировки, обработки стали в ковше и разливки расплавленного металла. Надежность эксплуатации сталеразливочного ковша – неперенное условие нормальной работы сталеплавильных цехов – в большей степени зависит от стойкости его огнеупорной футеровки.

На предприятии ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» сталеразливочные ковши футеруются штучными огнеупорными изделиями или применяется комбинированная схема футеровки, где стены и дно заливаются огнеупорными бетонами, а шлаковый пояс выполняется из штучных изделий. В связи с модификацией бетонной массы, поставляемой предприятием ООО «Кералит», а также в ходе эксплуатации сталеразливочных ковшей, футерованных комбинированным методом, было установлено, что степень износа рабочей футеровки стен и дна после первого промежуточного ремонта на дистанции в 55–60 плавов позволяет производить второй ремонт шлакового пояса с использованием ремонтного комплекта огнеупорных изделий.

Марки огнеупоров, применяемые для футеровки сталеразливочных ковшей, приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Перечень применяемых огнеупорных материалов

Зона футеровки	Применяемые материалы и изделия
<i>Футеровка в начале кампании сталковшиа</i>	
Футеровка днища и стен бетоном	SUPRAFEST CT2
	CERALIT CAST TL91013
Футеровка шлакового пояса	DALCALD PCHT 9812 R/Z
	ПУк 93 (95)-10-К
<i>Промежуточные ремонты</i>	
Футеровка шлакового пояса	DALCALD PCHT 9812/CH, ремонтный комплект
	МС 12, ремонтный комплект

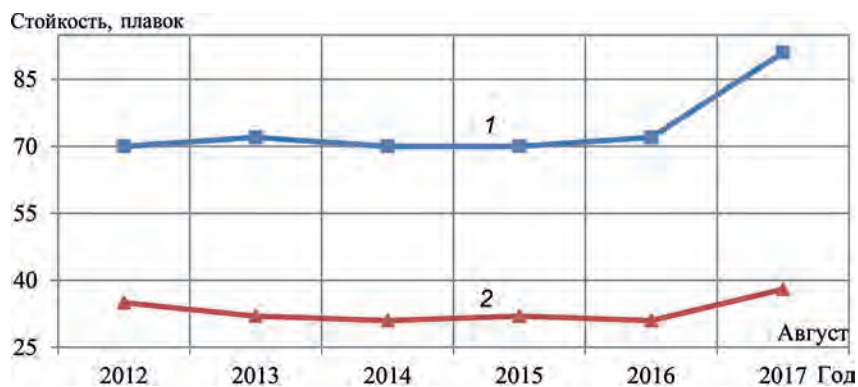
Технология дополнительных промежуточных ремонтов включает следующие стадии:

- после остывания сталеразливочного ковша по прохождению 68–75 плавов производится его установка в футеровочную яму для визуального осмотра дна и стен на наличие размывов и трещин;
- ломка шлакового пояса производится в металлический короб с частичной подломкой верхней кромки бетона с остаточной толщиной не менее 60 мм;
- установка опалубки производится по периметру стен сталеразливочного ковша с выполнением подливки бетоном для выравнивания места укладки ремонтного комплекта;
- снятие опалубки производится после естественного схватывания бетона (не менее 6 ч с момента окончания подливки);
- на выровненный слой стены производится укладка ремонтных комплектов следующих типоразмеров: ПУк 95–10-К 6/8, 6/20 толщиной 152,4 мм, DALCALD PCHT-9812/CH 15/8R, 15/30R толщиной 150 мм, марки МС12 15/8, 15/30 толщиной 150 мм.

Таким образом, применение данной технологии позволяет сократить затраты на эксплуатацию и повысить эффективность работы сталеразливочных ковшей. В табл. 2 и на рисунке приведены данные по стойкости ковшей, ремонтируемых по новой технологии, в сравнение с используемой ранее.

Т а б л и ц а 2. Сравнение стойкости ковшей

Год	Стойкость стен и дна (плавов)	Стойкость шлакового пояса (плавов)	Удельный расход бетона, кг/т	Экономия средств из-за увеличения стойкости, руб.
2012	70	35	1,68	3 921,00
2013	72	32		
2014	70	31		
2015	70	32	1,19	
2016	68	31		
2017	90	38		



Динамика изменения стойкости: 1 – стойкость стен и дна; 2 – стойкость шлакового пояса

Таким образом, в условиях массового производства увеличение срока службы сталеразливочных ковшей приводит к экономии материалов и средств, что положительно сказывается на основных статьях расчета себестоимости, а следовательно, и на прибыли предприятия.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
 НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
 КОНФЕРЕНЦИЯ
 «ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
 И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
 БЕЛАРУСЬ»



УДК 669.187

Поступила 06.09.2017

ОСНОВНЫЕ МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ, ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ В ЦЗЛ ОАО «БЕЛОРУССКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БЕЛОРУССКАЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ КОМПАНИЯ»

THE MAIN CONTROL METHODS OF NONMETALLIC INCLUSIONS IN STEEL USED IN THE CENTRAL ENTERPRISE LABORATORY OF OJSC «THE BELARUSSIAN STEEL WORKS – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BELORUSSIAN METALLURGICAL COMPANY»

Т. П. КУРЕНКОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37, тел. +375 2334 54720

T. P. KURENKOVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. Tel. +375 2334 54720

Современные способы производства стали и сплавов не дают возможности получить металл, не содержащий неметаллических включений. Одной из главных задач металлургов является разработка и применение методов контроля, позволяющих с высокой степенью достоверности выявить критичные с точки зрения качества включения. В статье представлены обзор методов контроля включений, используемых в ЦЗЛ ОАО «БМЗ – УКХ «БМК», а также некоторые перспективные разработки, возможность и целесообразность применения которых рассматривается в настоящее время.

The modern ways of production of steel and alloys do not give the chance to receive metal free of nonmetallic inclusions. One of the main tasks of metallurgists is development and application of the control methods allowing to reveal inclusions, critical for the quality with high degree of credibility. The review of control methods of the inclusions used in the central enterprise laboratory of OJSC «BSW» – management company of holding «BMC» and also some perspective developments which possibility and expediency of application is considered and presented in the article.

Ключевые слова. Макровключения, микровключения, микроскопия, качество, статистическая значимость.

Keywords. Macroinclusions, microinclusions, microscopy, quality, statistical importance.

Проблема неметаллических включений – одна из самых актуальных проблем, стоящих перед металлургами и металловедами, которые занимаются получением и обработкой качественных сталей. К сожалению, наличие включений может свести на нет все усилия, затраченные на разработку состава стали и технологии ее производства.

Неметаллические включения являются неотъемлемой частью структуры любой стали, свойства которой существенно зависят от структурного состояния, в том числе от природы, количества и распределения неметаллических включений.

Включения в стали могут иметь размеры от дисперсных, неразличимых при обычно применяемых увеличениях микроскопа, до крупных, видимых невооруженным глазом и имеющих иногда протяженность в несколько десятков миллиметров, поэтому различают макровключения размером более 1 мм и микровключения, размеры которых менее 1 мм.

Методы определения загрязненности металла макро- и микровключениями различны. Для определения степени загрязненности металла макровключениями в лабораториях ЦЗЛ ОАО «БМЗ – УКХ «БМК» используется метод синего излома, указанный в стандарте ISO 3763 «Деформируемые стали – Макроскопические методы определения содержания неметаллических включений». Сущность метода состоит

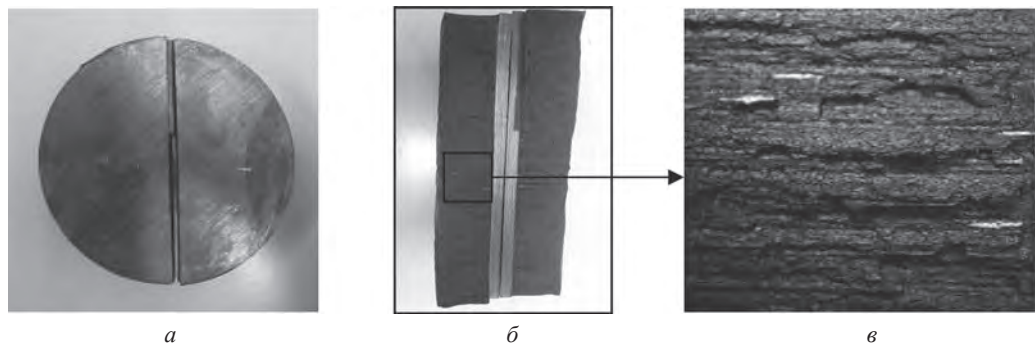
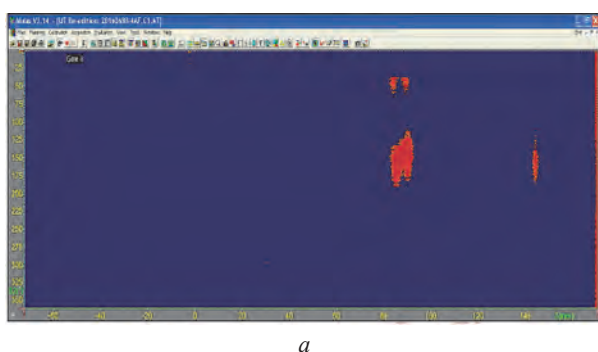


Рис. 1. Вид образца для оценки макровключений методом синего излома: *а* – вид темплета после термообработки и разрушения; *б* – вид излома темплета; *в* – вид неметаллических включений в зоне излома



Номер включения	Глубина включения от поверхности, мм	Длина включения, мм
1	23.7	0.25
2	23.4	2.0
3	26.9	1.75
4	26.6	0.5
5	26.4	0.75
6	14.2	1.25
7	32.7–33.0	8.75
8	27.5	11.0
9	31.5	2.0
10	30.7	3.25

Рис. 2. УЗ изображение включений (*а*) и результаты испытаний (*б*) образца прутка диаметром 70 мм из стали 100Cr6

в определении общего количества и распределения неметаллических включений, видимых на поверхности продольного излома, нагретого до температуры 300–350 °С, вызывающей синий цвет побежалости. Включения при этом имеют вид белых строчек (рис. 1). Неметаллические включения контролируются путем подсчета в полученном изломе количества включений с использованием параметра длины и (или) толщины включений. Образец для испытания может иметь надрез, который упрощает излом образца для испытания.

Одним из способов обнаружения макровключений включений является метод погружения в иммерсионной ванне. На рис. 2 показано изображение включений, полученное при использовании данного метода, и приведены характеристики включений (глубина от поверхности и длина включения) при испытании образца прутка диаметром 70 мм из стали 100Cr6.

Традиционными методами оценки загрязненности металла микровключениями являются металлографические методы, которые можно разделить на методы сравнения загрязненности шлифа включениями с эталонными шкалами и методы подсчета включений на нетравленном шлифе с определением объемного или массового количества включений. Загрязненность конструкционных сталей и сплавов оценивают по ГОСТ 1778-70 «Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений», подшипниковых марок сталей – по ГОСТ 801-78 «Сталь подшипниковая. Технические условия», которые включают в себя как балльную оценку включений, так и подсчет их количества и определение размеров. Многие международные и иностранные стандарты, такие, например, как американский ASTM E 45-13 «Стандартные методы испытания для определения включений в стали» также предполагают балльную оценку загрязненности стали неметаллическими включениями. Существуют методы, согласно которым за определенное количество и размеры включений исследуемым образцам присваиваются так называемые штрафные баллы или индексы. Такая система оценки описана, например, во французском стандарте NFA 04-107 «Iron and Steel – Micrographic method of determination of the non metallic inclusion content of unalloyed wire rod from SAI Global».

При металлографическом методе контроля оцениваются количество, размер, тип (сульфиды, силикаты, алюминаты, нитриды), а также способность к деформации включений (например, хрупкие, деформируемые или недеформируемые). Для металлографического определения типа (или состава включения) используются методы наблюдения в светлом и темном поле, поляризованном свете. Накопленный



Рис. 3. Растровый электронный микроскоп Tescan Vega II LSH, оснащенный рентгеновским микроанализатором INCA Energy 350

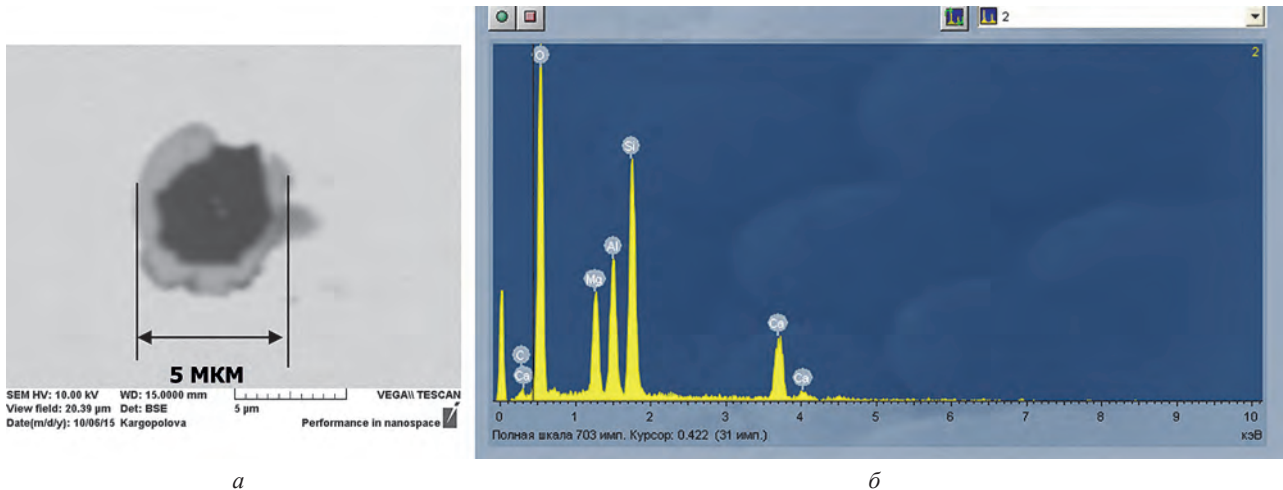


Рис. 4. Анализ неметаллического включения на РЭМСРМА: *а* – определение размера включения; *б* – характеристический спектр элементов, полученный при анализе состава включения

опыт исследований позволяет с высокой степенью вероятности по оптическим свойствам, таким, как цвет, прозрачность, изотропность, определить примерный состав включений. В настоящее время в ЦЗЛ для более точного анализа количества и химического состава включений в высококачественных сталях используется метод электронной микроскопии и рентгеновского микроанализа, в основном для контроля качества катанки, предназначенной для производства металлокорда.

На рис. 3 представлен вид установленного в металлографической лаборатории ЦЗЛ растрового электронного микроскопа Tescan Vega II LSH, оснащенного рентгеновским микроанализатором INCA Energy 350.

Оценка загрязненности стали неметаллическими включениями производится на образцах катанки диаметром 5,5 мм, предназначенной для производства металлокорда. Все оксидные включения размером более 1 мкм подвергаются микрорентгеноспектральному анализу. Для этого электронный пучок направляется на исследуемое включение (рис. 4, *а*), производятся сбор характеристического спектра (рис. 4, *б*) и расчет содержания оксидных фаз во включении, фиксируется их размер. После исследования необходимого количества включений на треугольную диаграмму наносятся точки, каждая из которых соответствует конкретному включению. В итоге по каждой исследованной плавке формируется отчет в виде диаграммы, характеризующей преимущественный состав включений, а также представляется информация об их количестве, выраженная как плотность включений на квадратном сантиметре, и размерах. При контроле каждого образца необходимо обеспечить анализ не менее 10% площади образца.

На рис. 5 приведены примеры диаграмм распределения оксидных неметаллических включений по химическому составу, а в таблице – распределение включений по размерам на образцах катанки диаметром 5,5 мм двух плавков марок стали 80К и 80Б, предназначенных соответственно для производства металлокорда и бортовой проволоки. Как известно, с точки зрения способности к деформируемости одни-

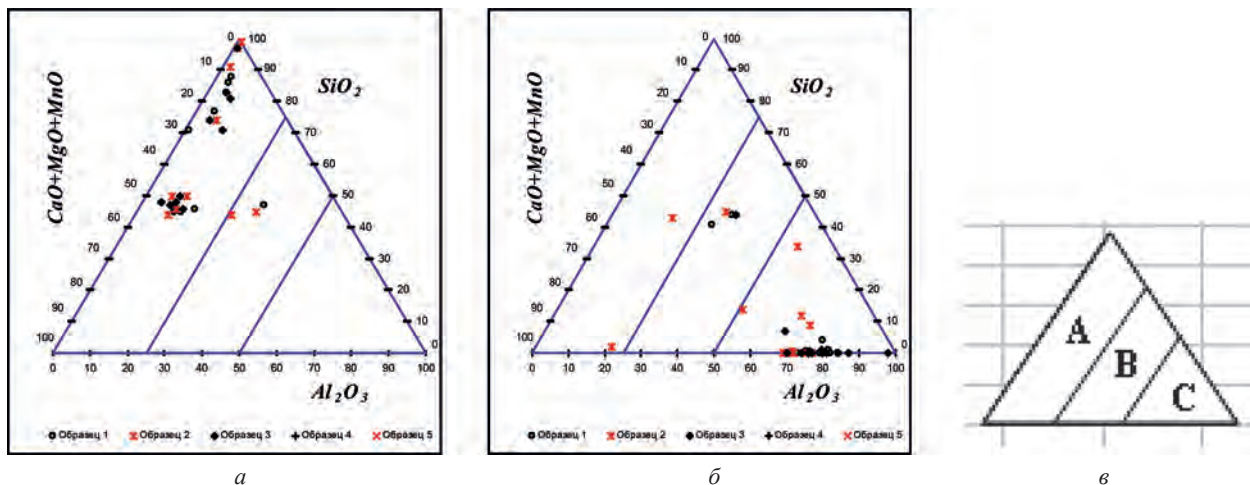


Рис. 5. Диаграммы распределения неметаллических включений по химическому составу: а – плавка марки стали 80К; б – плавка марки стали 80Б; в – обозначение зон тройной диаграммы

ми из самых опасных являются оксидные включения с высоким содержанием Al_2O_3 . Поэтому включения, соответствующие зоне С тройной диаграммы (рис. 5, в), имеют критическое значение для катанки, предназначенной для производства тонкой проволоки для металлокорда.

Характеристики загрязненности катанки неметаллическими включениями

Марка стали	Назначение	Плотность НВ, вкл/см ²	Количество неметаллических включений размером, мкм					Химический состав НВ, вкл/см ²		
			1	2	3	4	5	А	В	С
80К	Производство металлокорда	365	7	19	3	0	0	328	37	0
			23%	63%	10%	0	0	90%	10%	0%
80Б	Производство бортовой проволоки	506	1	13	10	5	1	39	78	389
			26%	33%	26%	13%	3%	8%	15%	77%

Микроскопические методы, к которым относится и электронно-микроскопический, хорошо подходят для оценки загрязненности стали включениями размером до 30 мкм. Более крупные включения, критичные с точки зрения качества в чистых сталях, встречаются редко. Поэтому для проведения статистически значимой оценки по наличию крупных включений методами электронной или оптической микроскопии требуется исследование очень большого количества микрошлифов. Для получения статистически значимой оценки чистоты стали по неметаллическим включениям могут быть использованы методы ультразвукового контроля.

Также известны методы определения крупных включений, основанные на том, что неметаллические включения, являясь концентраторами напряжений, отрицательно влияют на механические и особенно усталостные свойства сталей и изделий из них. При усталостном испытании образец подвергается циклическому нагружению до разрушения, после чего в изломе с помощью растрового электронного микроскопа с рентгеновским микроанализатором исследуются неметаллические включения, определяется их размер и состав.

К сожалению, данный метод имеет существенный недостаток: на проведение одного испытания затрачивается около 2 сут.

С целью повышения оперативности оценки загрязненности неметаллическими включениями качественных и высококачественных сталей в ЦЗЛ ОАО «БМЗ – УКХ «БМК» рассматривается возможность использования альтернативных методов контроля неметаллических включений, при которых используется оптическая эмиссионная спектрометрия с импульсным избирательным анализом и фракционное термическое разложение.

Так, интерес представляет метод Spark-DAT, который разработан специалистами швейцарской фирмы «Thermo Fisher Scientific» и применяется в оптико-эмиссионной спектрометрии. Суть метода состоит в том, что во время искрового разряда, создаваемого в атмосфере аргона между вспомогательным электродом и анализируемым металлическим образцом, продуцируется несколько тысяч искр, в которых сгорает около 100 мг анализируемого вещества с поверхности металла. При этом очень точно задается

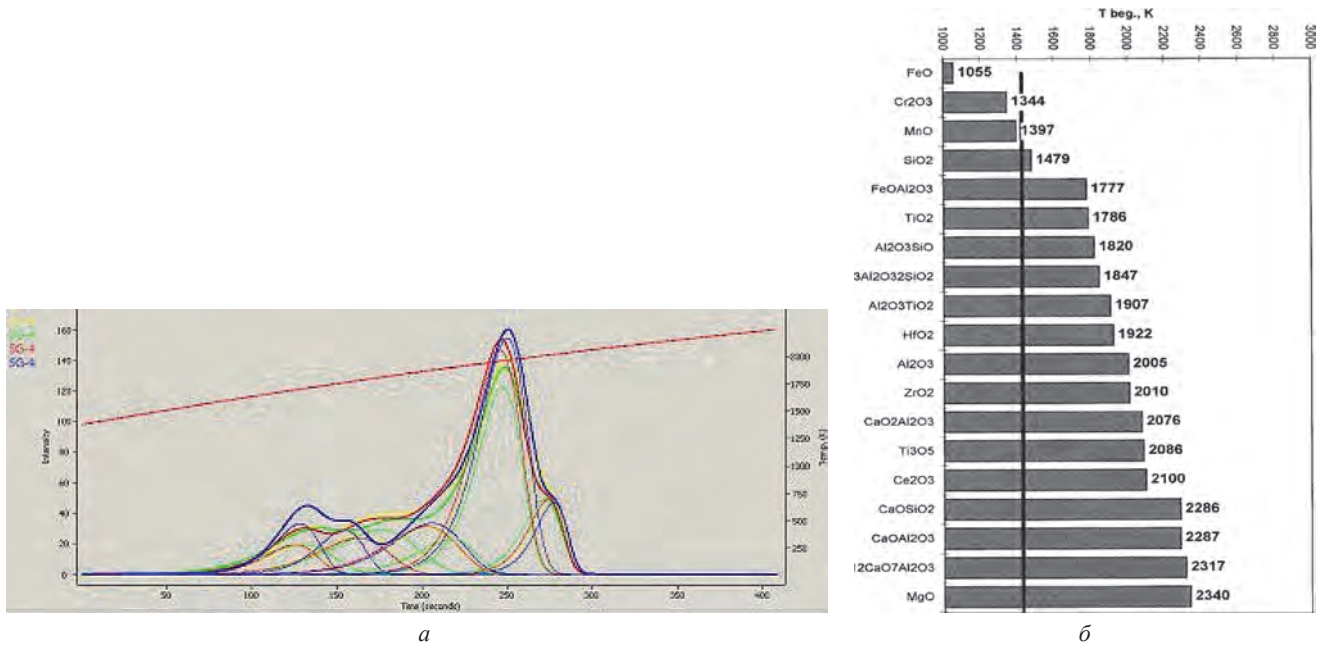


Рис. 6. Эвалограмма газовыделения кислорода образцов стали ШХ15, полученная в ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН (а), и температурные максимумы восстановления различных оксидных соединений (б)

время испускания каждой в отдельности искры и фиксируется сигнал, получаемый при возбуждении элементов анализируемого участка вещества. Соответственно можно получить информацию о химическом составе каждого конкретного участка на поверхности пробы, куда ударила конкретная искра. Для того чтобы точно отличить включение от растворенного элемента, задаются соответствующие границы интервала, внутри которого колеблется интенсивность сигнала от растворенной примеси. Размер включения оценивается по интенсивности сигнала от попавшей в него искры. Безусловное преимущество – высокая скорость проведения анализа.

Метод фракционного газового анализа (ФГА) может быть использован для определения неметаллических включений в аналитических системах анализа газов (кислорода и азота) в стали. Эти элементы определяются методом восстановительного плавления в графитовом тигле в токе несущего газа (гелия или аргона) в печи сопротивления. Метод основан на различии температурных зависимостей термодинамической прочности оксидов, в которых находится основная часть связанного в металле кислорода. Задавая режимы монотонного нагрева образца в графитовом тигле анализатора со скоростью 2–4 К/с, получают эвалограмму газовыделения кислорода, которая представляет спектр пиков, каждый из которых соответствует тому или иному типу оксидных включений. Пики имеют свои характеристические температуры начала и максимума восстановления, по которым возможна идентификация соединений (рис. 6).

Современные способы производства стали и сплавов не дают возможности получить металл, не содержащий неметаллических включений. Больше или меньшее количество включений существует в любой стали в соответствии с ее составом и условиями производства. В настоящее время наиболее актуальным для специалистов ЦЗЛ ОАО «БМЗ – УХХ «БМК» является вопрос комплексного использования различных методов, позволяющих достоверно определить наличие включений критического размера и состава в высококачественных сталях для своевременной корректировки процесса выплавки и обеспечения необходимого уровня качества стали.

Литература

1. Губенко С. И., Парусов В. В., Деревянченко И. В. Неметаллические включения в стали. Днепропетровск, АРТ-ПРЕСС, 2005.
2. Червяков А. Н. Металлографическое определение включений в стали. Москва, Metallurgizdat, 1953.
3. Алексеенко А. А. Методы оценки чистоты стали. Краткий обзор.
4. Красовский П. В., Шibaев С. С., Григорович К. В. Определение форм нахождения кислорода в нержавеющих сталях методом восстановительного плавления. «Заводская лаборатория. Диагностика материалов» № 6. 2006.
5. Böhlen Jean-Mark, Yellepeddi Ravi. Thermo Fisher Scientific. Применение оптической эмиссионной спектрометрии для комбинированного количественного анализа и сверхскоростного анализа неметаллических включений в металлургии. «Литье и металлургия» № 1. 2012.
6. Detecting large inclusion in steels: evaluation methods / Ekengren J., Bergstrom J. // Steel Research International. 2009.80. № 11.



УДК 669.12

Поступила 06.09.2017

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛОСЫ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ МАРОК СТАЛИ

SIMULATION OF A STRIP OF HARDENABILITY BAND OF MACHINE STEEL BRANDS

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

D. V. VEDYBEDA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: spo@bmz.gomel.by

Рассматривается построение теоретической полосы прокаливаемости по фактическому химическому составу стали при помощи разработанной автором программы, основанной на методиках расчета по SEP 1664 и SAE J406.

Creation of a theoretical strip of hardenability band according to the actual chemical composition of steel by means of the program developed by the author based on calculation procedures according SEP 1664 and SAE J406 was considered.

Ключевые слова. Прокаливаемость, сталь, твердость.

Keywords. Hardenability, steel, hardness.

Предлагается решение вопроса по построению теоретической полосы прокаливаемости по фактическому химическому составу стали при помощи разработанной автором программы, основанной на методиках расчета по SEP 1664 и SAE J406 (рис. 1). Программа содержит в своей базе 327 разновидностей

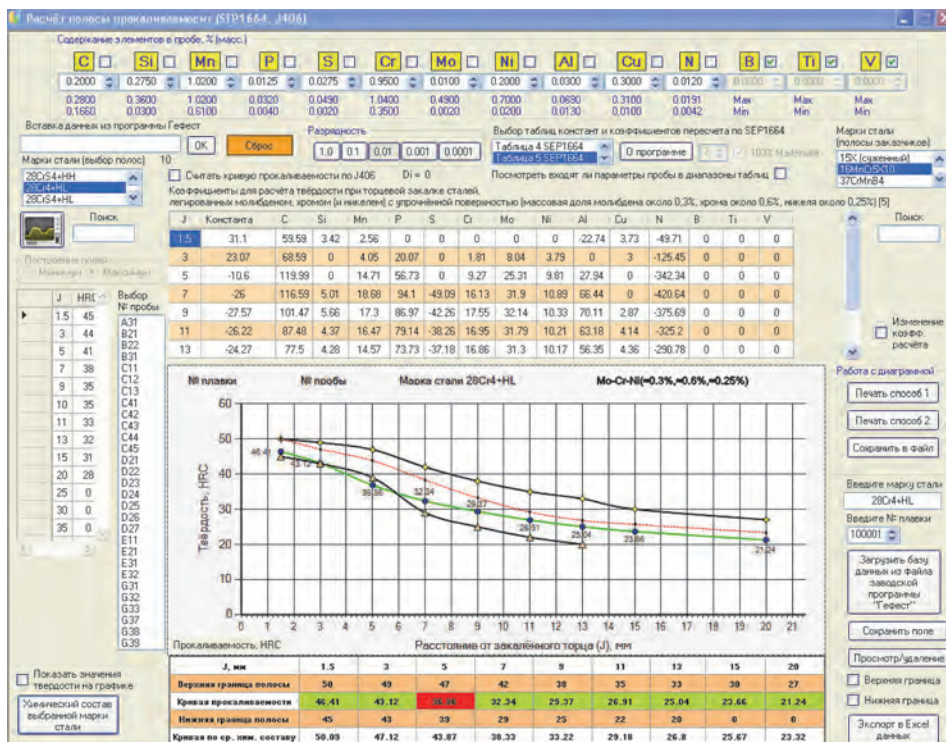


Рис. 1. Программа моделирования полосы прокаливаемости по методике SEP 1664

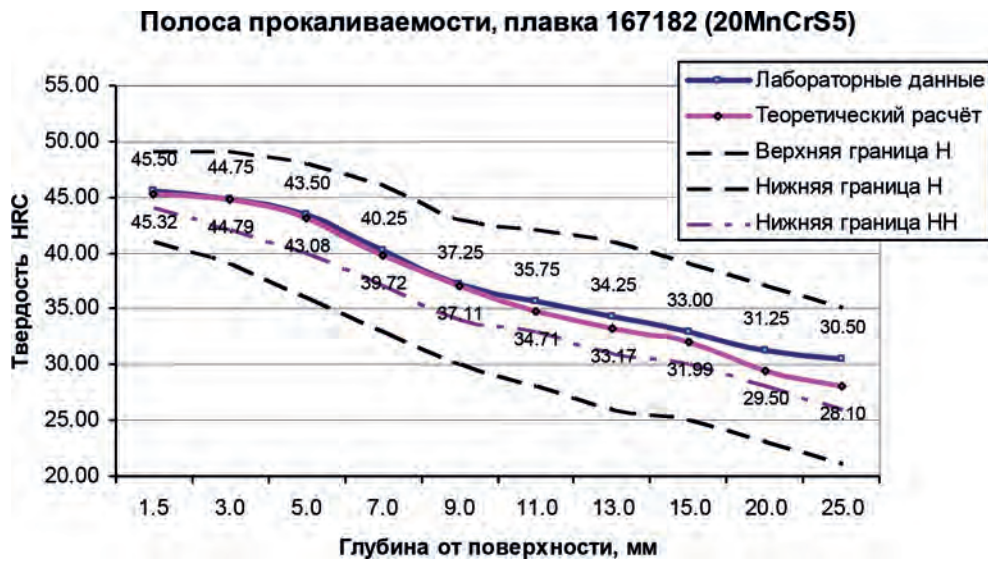


Рис. 2. Диаграмма сравнения фактических измерений и теоретического расчета

прокаливаемости (нижние и верхние границы твердости по глубине закаленного слоя) из пяти специализированных стандартов (три зарубежных и два отечественных) для представленных в них марок сталей. Все таблицы констант и коэффициентов, разработанные в методиках SEP 1664 и SAE J406. Подключена база особых (нестандартных) полей прокаливаемости для марок сталей, которые включены в требования заказчиков.

Уделено внимание сравнению практических (лабораторных) и теоретических данных, полученных с помощью программы моделирования по твердости стали на различных расстояниях от торца образца (рис. 2).

Рассматривается вопрос уточнения констант и коэффициентов, используемых в таблицах SEP 1664 для нахождения значения твердости стали на различном расстоянии от торца заготовки по выборке из более 170 произведенных на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» плавков. Расчет уточняющих коэффициентов производится при помощи множественного регрессионного анализа. При использовании уточняющих коэффициентов и констант предполагается увеличить вероятность совпадения теоретически рассчитанной полосы прокаливаемости и фактически полученной по результатам лабораторных исследований. Эта работа имеет особую важность, если расчет теоретических полос прокаливаемости ведется для узких полей (НН, НЛ или особых специальных полей заказчиков).

Рассмотрен вопрос использования контрольных карт для статистического анализа выборки результатов измерений твердости для рассматриваемых в докладе плавков.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
БЕЛАРУСЬ»



УДК 621.771.25

Поступила 06.09.2017

ВЫЯВЛЕНИЕ ПРИРОДЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ МЕТАЛЛОПРОКАТА СТАНА 370/150 ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

IDENTIFICATION OF THE NATURE OF THE SURFACE DEFECTS OF METAL ROLLING OF A MILL 370/150 OJSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BMC»

Т. И. СИДОРЕНКО, В. И. ВОЗНАЯ, Л. И. ШАПОВАЛОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37, E-mail: izm.czl@bzm.gomel.by

T. I. SIDORENKO, V. I. VOZNAJA, L. I. SHAPOVALOVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: izm.czl@bzm.gomel.by

В работе представлено исследование развития поверхностных дефектов в технологической цепочке производства сортового проката с целью установления их природы, определения точного места зарождения и устранения причин образования.

The research of the surface defects development in a processing chain of manufacture of high-quality rolled metal for the purpose of establishment of their nature, definition of the precise place of origin and elimination of the reasons of formation is presented in the article.

Ключевые слова. *Качество, прокат, классификация, свойства, микрошлиф, исследование, дефект, поверхность, окалина, признаки, заготовка.*

Keywords. *Quality, rolled products, classification, properties, microsection, research, defect, surface, scale, traces, blank.*

Для каждого металлургического предприятия классификация поверхностных дефектов – это один из важнейших факторов совершенствования технологических процессов и улучшения показателей качества металлопроката, особенно ответственного назначения, для которого требования к качеству поверхности являются определяющими.

Поверхностные дефекты существенно влияют на технологические характеристики стали. Следовательно, при обнаружении дефектов возникает необходимость в проведении дополнительной операции – зачистки, что сопровождается большими потерями металла и влечет за собой дополнительные расходы.

Главная задача металловеда – выявление природы дефектов металла, мест зарождения в технологической цепочке производства продукции и причин возникновения брака. Для решения этой задачи необходимо провести не только металлографические исследования, но и проанализировать возможные нарушения технологических процессов производства стали и проката.

Так, с запуском нового мелкосортно-проволочного прокатного стана в СПЦ-2 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» появилась новая технологическая цепочка, которая позволила значительно расширить сортамент выпускаемой продукции. При производстве сортового проката в прутках диаметрами 20–80 мм столкнулись с новым видом поверхностных дефектов, для определения причины которых испытательной лабораторией совместно с техническим управлением предприятия была проведена комплексная работа по исследованию трансформации дефектов при прокатке на стане 370/150 СПЦ-2.

Дефекты на поверхности горячекатаного прутка представляли собой несплошности металла в виде продольных разрывов, сетки мелких хаотичных трещин, коротких отслоений продольной ориентации. Дефекты располагались преимущественно вдоль всей длины заготовки на одном или нескольких

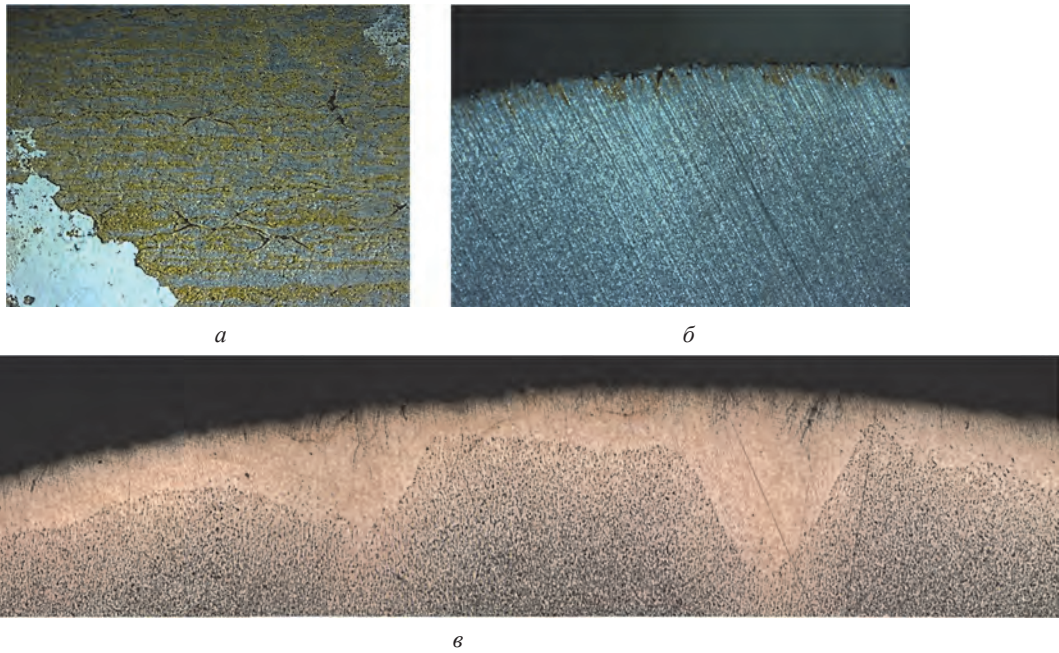


Рис. 1. Дефект на прутке диаметром 40 мм стали марки 45: *а* – сетка мелких хаотичных трещин на поверхности прутка, $\times 6$; *б* – разрывы поверхности в поперечном сечении макротемплета, $\times 6$; *в* – мощное обезуглероживание в микроструктуре в зоне дефекта, $\times 50$

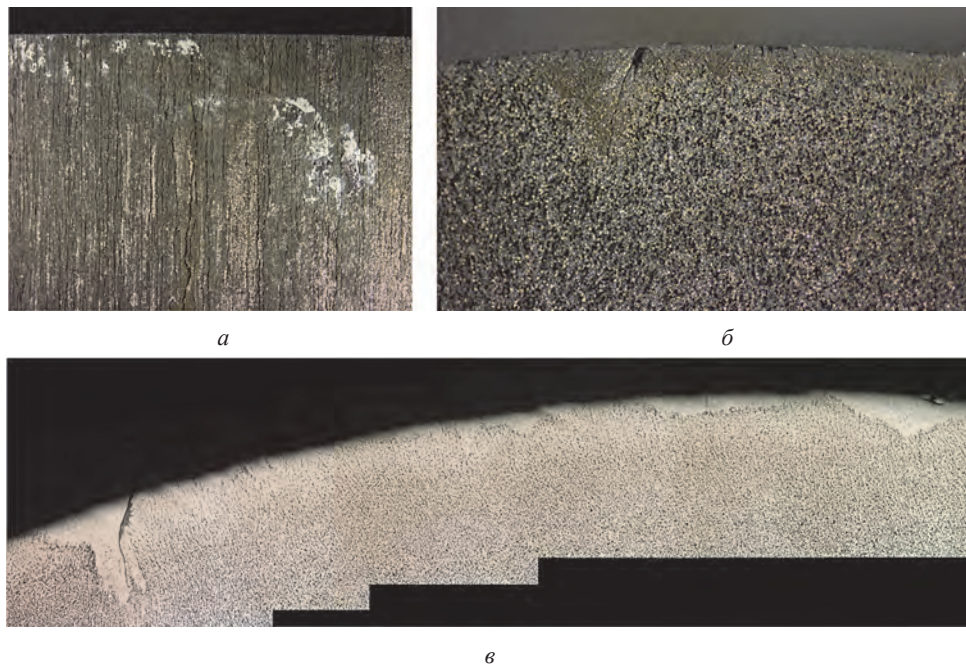


Рис. 2. Дефект на прутке диаметром 45 мм стали марки S355J2: *а* – продольные разрывы и мелкие отслоения на поверхности прутка, $\times 6$; *б* – нарушения сплошности в макроструктуре дефектной зоны, $\times 6$; *в* – разрывы металла, заполненные окалиной и сопровождаемые мощным обезуглероживанием, $\times 50$

участках по периметру, в ряде случаев наблюдалась заporоченность дефектами как по всей длине, так и по всему периметру проката. При микроструктурном исследовании на поперечных микрошлифах дефекты представляют собой разрывы металла разной ширины раскрытия, концы разрывов разветвлены, полости заполнены окалиной. Дефектная зона сопровождалась мощным обезуглероживанием с крупным зерном феррита. Сталеплавильных признаков в зоне дефектов выявлено не было. Внешний вид дефектов и микроструктура представлены на рис. 1, 2.

Отсутствие в наблюдаемых дефектах генетических признаков сталеплавильного происхождения позволило предположить, что зарождение порока произошло в технологической цепочке прокатного производства. Для поиска причины был проведен ряд исследований с отбором образцов подкатов разных марок сталей после черновой и промежуточной групп клетей.



Рис. 3. Поперечный макротемплет и внешний вид поверхности после стравливания окалины с подката диаметром 120 мм марки стали 45

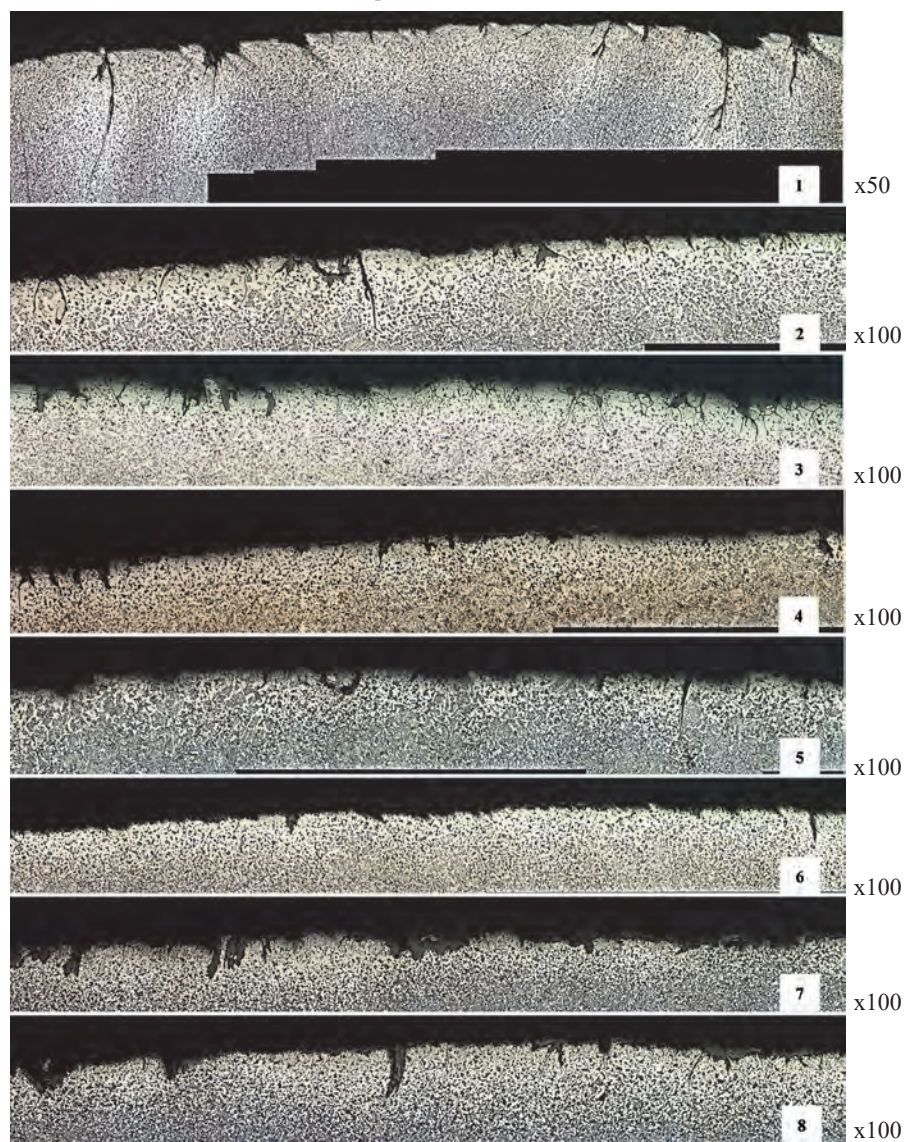


Рис. 4. Микроструктура проб подката диаметром 120 мм марки стали 45

Для примера приведено исследование подката диаметром 120 мм стали марки 45. При визуальном осмотре подката отмечены выступы (усы) с двух противоположных сторон, соответствующие разъемам вертикальных калибров.

Исследование макроструктуры и поверхности подката производили после глубокого травления в горячем 50%-ном растворе соляной кислоты. Для изготовления металлографических шлифов из пробы подката вырезали восемь сегментов, соответствующих углам и граням по характерным признакам строения непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) (рис. 3).

Из рисунка видно, что по всей окружности макротемплета на поверхности подката диаметром 120 мм наблюдается сетка мелких хаотичных надрывов в виде чешуек. На участке № 1, соответствующему большой грани НЛЗ и разьему вертикального калибра, отмечены хаотично расположенные очень грубые надрывы.

Из полученных фрагментов были изготовлены поперечные микрошлифы. В микроструктуре поверхностного слоя для всех исследованных проб характерно наличие мелких трещин и надрывов, заполненных окалиной с дорожками оксидов по границам бывших аустенитных зерен, сопровождающихся обезуглероживанием (как частичным, так и полным). Микроструктура проб подката показана на рис. 4.

Выявленные на подкатах дефекты по характерным морфологическим признакам были классифицированы как «деформационная рванина» согласно ГОСТ 21014. Причиной образования дефекта явилась недостаточная пластичность металла из-за нарушения режимов нагрева НЛЗ (перегрев) и режимов деформации (переполнение калибров).

Таким образом, развитие деформационной рванины привело к образованию ряда поверхностных дефектов при дальнейшей прокатке на готовом прутке.

По результатам исследований были проведены мероприятия, включающие в себя корректировку режимов нагрева под прокатку для каждой марки стали в сторону снижения температуры и выдерживание геометрии, исключая переполнение согласно разработанной калибровке.

Проведенные мероприятия позволили исключить такой вид дефекта, как «деформационная рванина» и существенно снизить долю прокатных дефектов.



УДК 666.762.11

Поступила 31.08.2017

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКООГНЕУПОРНОЙ ОСОБОПЛОТНОЙ КОРУНДОВОЙ КЕРАМИКИ ИЗ СВЕРХТОНКОДИСПЕРСНОГО ГЛИНОЗЕМА

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-REFRACTORY HIGH-DENSITY CORUNDUM CERAMICS FROM SUPERGROUND ALUMINA

К. И. КУЩЕНКО, Ю. Е. МИШНЕВА, Ю. А. КРАХМАЛЬ, Э. Л. КАРЯКИНА, Т. Г. ТИШИНА,
Публичное акционерное общество «Украинский научно-исследовательский институт огнеупоров
имени А. С. Бережного», г. Харьков, Украина, ул. Гуданова, 18. E-mail: ukrniio@kharkov.ukrtel.net

K. I. KUSHCHENKO, Yu. E. MISHNYOVA, Yu. A. KRAKHMAL, E. L. KARYAKINA, T. G. TISHINA,
Public Joint Stock Company «The Ukrainian Research Institute of Refractories named after A. S. Berezhnoy»,
Kharkov, Ukraine, 18, Gudanova str. E-mail: ukrniio@kharkov.ukrtel.net

Исследована микроструктура высокоогнеупорной особоплотной корундовой керамики, разработанной и изготавливаемой в ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного», методом шликерного литья в гипсовые формы с применением в качестве основного сырьевого материала высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема. Установлена взаимосвязь микроструктуры и свойств высокоогнеупорной особоплотной корундовой керамики. Показано, что разработанная технология с применением высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема с низким содержанием примесей позволяет получить после обжига при температуре 1580 °С изделия, характеризующиеся высокими показателями свойств: содержание Al_2O_3 более 99,8%, кажущаяся плотность 3,93 г/см³ и открытая пористость – 0%. Высокоогнеупорные особоплотные корундовые изделия изготавливаются в виде чехлов, труб, тиглей, стаканов, а также в виде ступок и пестиков для тонкого измельчения проб различных материалов, кернов для производства кирпича, сопел, пластин и других изделий для службы при температуре до 1850 °С.

Investigation of microstructure of high-refractory high-density corundum ceramics developed and manufactured in PJSC «The Urir named after A. S. Berezhnoy» by slip casting method into gypsum molds with application as the main raw material high compressibility superground alumina were carried out. The correlation of microstructure and properties of high-refractory high-density corundum ceramics was established. It is shown that the developed technology with the use of high compressibility superground alumina which contains a low quantity of impurity makes it possible to produce quality products after firing at lower temperature to 1580 °C. The microstructure of the products are characterized by well-formed almost without defect grains of $\alpha-Al_2O_3$, which are surrounded by interlayer consisting of smaller grains of corundum with different configurations and micro-pores. The steps growth of crystals show that high compressibility superground alumina that used as raw material which contains a low quantity of impurity in its composition improves products sintering to the full. After firing the products are characterized by high properties: content of Al_2O_3 is more than 99.8%, apparent density 3.93 g/cm³ and open porosity – 0%. High-refractory high-density corundum ceramics produced by the developed technology are manufactured in various forms of products: covers, tubes, crucibles, glasses, mortars and pistils for fine grinding of various materials samples, cores for the production of bricks, nozzles and other products for use at temperatures up to 1850 °C.

Ключевые слова. Высокоогнеупорная особоплотная корундовая керамика, шликерное литье в гипсовые формы, высокоуплотняющийся сверхтонкодисперсный глинозем, микроструктура, свойства.

Keywords. High-refractory high-density corundum ceramic, slip casting into gypsum molds, high compressibility superground alumina, microstructure, properties.

Введение

Изделия из особоплотной корундовой керамики нашли широкое применение в металлургической, машиностроительной и химической промышленности, атомной энергетике, приборостроении и других отраслях. Это обусловлено присущими данным изделиям высокими температурой плавления, механиче-

скими и электрофизическими свойствами, абразивоустойчивостью, вакуумплотностью и химической стойкостью [1, 2].

В ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного» разработана и внедрена технология высокоогнеупорной особоплотной корундовой керамики, получаемой методом шликерного литья в гипсовые формы, которая предусматривает использование в качестве основного сырьевого компонента высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема с низким содержанием примесей, сушку изделий и их обжиг при температуре 1580 °С [3, 4]. В зависимости от толщины стенки и конфигурации изделия применяют два способа шликерного литья: сливной и наливной. Сливным способом отливают полые изделия в виде чехлов, труб, тиглей, изоляторов и т. п. с толщиной стенки 1–3 мм, а наливным способом – изделия сложной конфигурации, стержни, пластины, ступки, пестики, а также изделия с толщиной стенки 4–5 мм и более [5]. Технология предусматривает использование для отливки тонкостенных изделий сливным способом шликера плотностью 2,1 г/см³ с диспергирующей и упрочняющей добавками, а для отливки толстостенных изделий наливным способом – шликера плотностью 2,5 г/см³ с диспергирующей добавкой. Введение диспергирующей добавки в глиноземистый шликер способствует улучшению его реологических и литьевых характеристик, а упрочняющая добавка приводит к повышению прочности сырца [6, 7].

В настоящей статье приведены результаты исследования взаимосвязи микроструктуры и свойств высокоогнеупорной особоплотной корундовой керамики, разработанной и изготавливаемой в ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного», методом шликерного литья в гипсовые формы из высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема.

Экспериментальная часть

Фазовый состав и микроструктуру изделий исследовали петрографическим с применением микроскопа МИН-8 и электронно-микроскопическим с использованием электронного микроскопа просвечивающего типа ЭМВ-100 А методами анализа. Химический состав изделий определяли спектральным методом по соответствующим стандартным методикам. Кажущуюся плотность сырца определяли как отношение массы образцов к их объему; предел прочности при сжатии сырца, кажущуюся плотность, открытую и общую пористость образцов после обжига, а также остаточные изменения размеров при нагреве – в соответствии со стандартными методиками; предел прочности при изгибе – в соответствии с разработанной в ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного» методикой испытания, сущность которой заключается в том, что испытуемый образец (балочка) помещается в нагружающее устройство для трехточечного изгиба и нагружается при постоянной скорости нагружения до разрушения образца. Определение термической стойкости осуществляли в соответствии с разработанной в ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного» методикой испытания, сущность которой заключается в том, что образец (балочка) нагревается до температуры, превышающей температуру охлаждающей воды (15–30 °С), затем подвергается термическому удару путем резкого охлаждения в воде, после чего высушивается и подвергается испытанию на прочность при изгибе, так испытания повторяются на следующих образцах с увеличением температуры нагрева образцов, и определяется критическая разность температур $\Delta t_{кр}$ (разность между температурой нагрева образцов и температурой охлаждающей воды), при которой средняя величина предела прочности при изгибе образца снижается не менее чем на 30% по сравнению с прочностью образцов, не подвергнутых термическому удару.

Результаты и их обсуждение

Петрографические исследования микроструктуры высокоогнеупорного особоплотного корундового образца из высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема (рис. 1) после обжига при температуре 1580 °С показали, что она состоит из плотноспеченных преимущественно изометричных зерен α -Al₂O₃ с преобладающим размером 8–20 мкм, максимальным 40 мкм, с небольшим количеством закрытых пор размером до 20–30 мкм. Такая структура является характерной для корундовой особоплотной керамики.

Электронно-микроскопическими исследованиями излома высокоогнеупорного особоплотного корундового образца из высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема установлено, что его микроструктура представлена хорошо сформированными практически бездефектными зернами α -Al₂O₃. Такие зерна создают плотную структуру, где три крупных зерна образуют между собой стык под углом ~120° и плотные межзеренные границы (рис. 2, а). Отличительной особенностью исследуемого образца является то, что крупные зерна α -Al₂O₃ размером от 6–8 до 10–12 мкм и более окружены прослойкой,

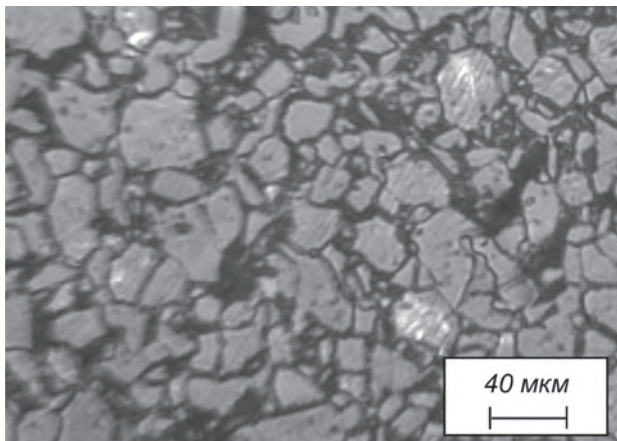


Рис. 1. Микроструктура образца высокоогнеупорного особоплотного корундового изделия из высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема (травление в кипящей ортофосфорной кислоте в течение 15 мин)

состоящей из мелких зерен корунда различной конфигурации (изометричной, призматической, удлиненной) размером от 0,25 до 1,5 мкм и микропор размером 0,15–0,9 мкм.

Электронно-микроскопическими исследованиями внутренней поверхности высокоогнеупорного особоплотного корундового изделия (тигля) установлено, что поверхность изделия представлена тонкозернистой структурой из хорошо сформированных зерен корунда размером от 0,5 до 3 мкм преимущественно изометричной формы. Среди них наблюдаются вкрапления более крупных зерен размером 5–12 мкм. Все зерна $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ хорошо окристаллизованы, практически без дефектов, некоторые имеют кристаллографическую огранку, на многих из них видны ступени роста кристаллов. Поры на внутренней поверхности изделия отсутствуют (рис. 3).

Электронно-микроскопическими исследованиями наружной поверхности высокоогнеупорного особоплотного корундового изделия (тигля) установлено, что она похожа на внутреннюю поверхность изделия. Отличается лишь тем, что ступени роста кристаллов имеют более выраженный характер.

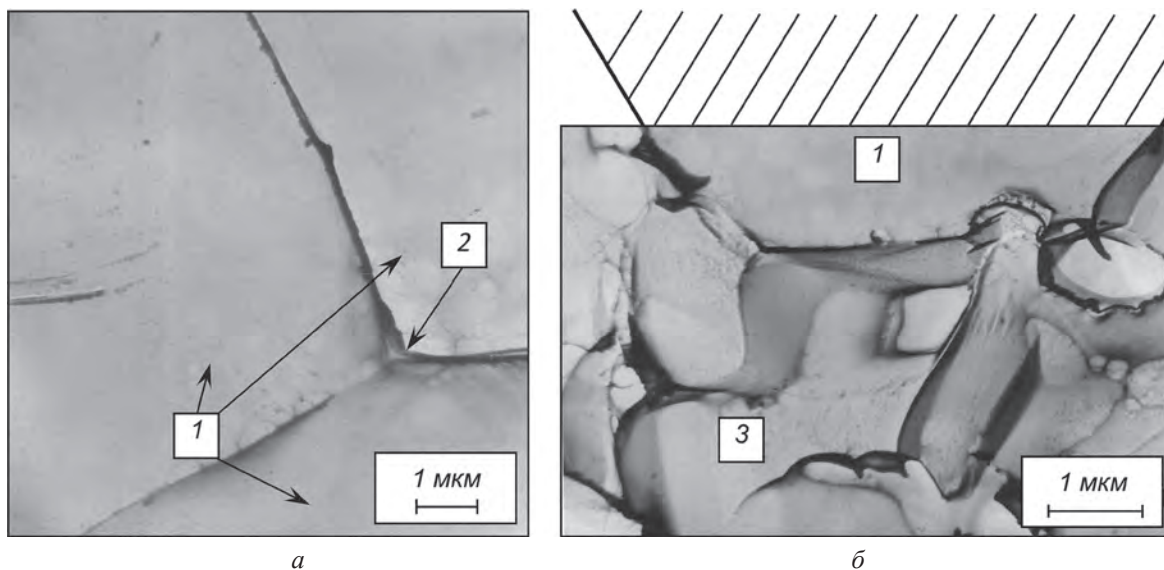


Рис. 2. Микроструктура излома высокоогнеупорного особоплотного корундового изделия из высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема: 1 – зерно $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$; 2 – стык трех зерен $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ под углом $\sim 120^\circ$; 3 – прослойка из зерен корунда различной конфигурации и микропор

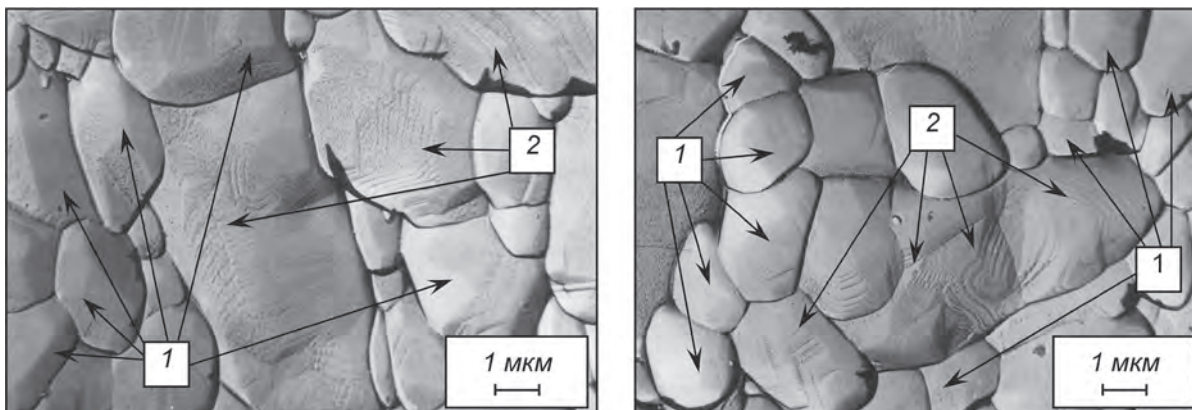


Рис. 3. Микроструктура внутренней поверхности высокоогнеупорного корундового особоплотного изделия (тигля) из высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема: 1 – зерна $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$; 2 – ступени роста кристаллов

В результате проведенных исследований установлено, что высокоогнеупорные особоплотные корундовые изделия из высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема характеризуются хорошо сформированными практически бездефектными зернами $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, которые окружены прослойкой, состоящей из более мелких зерен корунда различной конфигурации и микропор. Наличие ступеней роста кристаллов свидетельствует о том, что используемый в качестве сырьевого материала высокоуплотняющийся сверхтонкодисперсный глинозем с низким содержанием примесных оксидов в своем составе способствует спеканию изделий в полной мере при сниженной температуре обжига $1580\text{ }^\circ\text{C}$, что позволяет получить особочистую особоплотную корундовую керамику с высокими показателями свойств (см. таблицу).

Средние значения показателей свойств особоплотной корундовой керамики, полученной из шликеров из высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема с диспергирующей и упрочняющей добавками (плотность шликера $2,1\text{ г/см}^3$) и диспергирующей добавкой (плотность шликера $2,5\text{ г/см}^3$) до и после обжига при температуре $1580\text{ }^\circ\text{C}$

Наименование показателя свойств	Средние значения показателей свойств образцов особоплотной корундовой керамики из шликера плотностью, г/см^3	
	2,1	2,5
Массовая доля, %:		
Al_2O_3	99,86–99,87	
MgO	0,05–0,06	
Na_2O	0,03–0,04	
SiO_2	0,02–0,04	
Fe_2O_3	0,01–0,02	
Показатели свойств образцов корундовой керамики до обжига:		
кажущаяся плотность, г/см^3	2,36	2,38
предел прочности при сжатии, МПа	2,7	2,4
Показатели свойств образцов корундовой керамики после обжига при температуре $1580\text{ }^\circ\text{C}$:		
пористость, %:		
открытая	0	0
общая	0,86	0,86
кажущаяся плотность, г/см^3	3,93	3,93
предел прочности при изгибе, МПа	340	270
термостойкость $\Delta t_{\text{кр.}}$, $^\circ\text{C}$	160	160
остаточные изменения размеров при нагреве, %, при температуре $1750\text{ }^\circ\text{C}$	0,1	0,2

Таким образом, разработанная и используемая в ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного» технология высокоогнеупорных особоплотных корундовых изделий методом шликерного литья в гипсовые формы с применением в качестве основного сырьевого материала высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема с низким содержанием примесей позволяет получить после обжига при температуре $1580\text{ }^\circ\text{C}$ изделия, характеризующиеся высокими показателями свойств, а именно, содержанием Al_2O_3 более 99,8 %, кажущейся плотностью $3,93\text{ г/см}^3$ и открытой пористостью – 0 %.

Высокоогнеупорные особоплотные корундовые изделия изготавливаются в виде чехлов, труб, тиглей, стаканов (марка КОПМ), а также в виде ступок и пестиков для тонкого измельчения проб различных материалов, кернов для производства кирпича, сопел (марка КОП) и других изделий для службы при температуре до $1850\text{ }^\circ\text{C}$.

Выводы

Исследована микроструктура высокоогнеупорной особоплотной корундовой керамики, разработанной и изготавливаемой в ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного» методом шликерного литья в гипсовые формы с применением в качестве основного сырьевого материала высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема. Установлена взаимосвязь микроструктуры и свойств высокоогнеупорной особоплотной корундовой керамики. Показано, что разработанная технология с применением высокоуплотняющегося сверхтонкодисперсного глинозема с низким содержанием примесей позволяет получить после обжига при сниженной температуре $1580\text{ }^\circ\text{C}$ качественные изделия. Микроструктура изделий характеризуется хорошо сформированными практически бездефектными зернами $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, которые окружены

прослойкой, состоящей из более мелких зерен корунда различной конфигурации и микропор. Наличие ступеней роста кристаллов свидетельствует о том, что используемый в качестве сырьевого материала высокоуплотняющийся сверхтонкодисперсный глинозем с низким содержанием примесей в своем составе способствует спеканию изделий в полной мере. Обожженные изделия характеризуются высокими показателями свойств: содержание Al_2O_3 более 99,8 %, кажущаяся плотность $3,93 \text{ г/см}^3$ и открытая пористость – 0 %. Высокоогнеупорная особоплотная корундовая керамика, получаемая по разработанной технологии, изготавливается в виде чехлов, труб, тиглей, стаканов, а также в виде ступок и пестиков для тонкого измельчения проб различных материалов, кернов для производства кирпича, сопел и других изделий для службы при температуре до $1850 \text{ }^\circ\text{C}$.

Литература

1. Балкевич В. Л. Техническая керамика. М.: Стройиздат, 1984. 256 с.
2. Криворучко П. П., Пьяных Н. Л., Гирич Н. А. Разработка и производство корундовой керамики // Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. «Передовая керамика – третьему тысячелетию». Киев, 2001. С. 149.
3. Примаченко В. В., Мартыненко В. В., Криворучко П. П. и др. Исследование влияния новых диспергирующей и упрочняющей добавок на реологические и литьевые свойства глиноземистых шликеров и образцов корундовой керамики // Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. «Технология и применение огнеупоров и технической керамики в промышленности». Харьков, 2015. С. 18–19.
4. Мартыненко В. В., Примаченко В. В., Криворучко П. П. и др. Влияние вида глинозема на свойства шликеров и образцов особоплотной корундовой керамики // Збірник наукових праць ПАТ „УКРНДІ ВОГНЕТРИВІВ ім. А. С. Бережного». 2015. № 115. С. 46–55.
5. Кайнарский И. С., Дегтярева Э. В., Орлова И. Г. и др. Корундовые огнеупоры и керамика. М.: Металлургия, 1981. 267 с.
6. Мартыненко В. В., Мишнева Ю. Е., Кущенко К. И. и др. Влияние количества диспергирующей и упрочняющей добавок на реологические свойства глиноземистых шликеров и образцов корундовой керамики // Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. «Технология и применение огнеупоров и технической керамики в промышленности». Харьков, 2016. С. 30–32.
7. Мартыненко В. В., Примаченко В. В., Мишнева Ю. Е. и др. Исследование реологических свойств глиноземистых шликеров, содержащих новые диспергирующую и упрочняющую добавки // Збірник наукових праць ПАТ «УКРНДІ ВОГНЕТРИВІВ ім. А. С. Бережного». 2016. № 116. С. 98–109.



МЕЖДУНАРОДНАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017.
БЕЛАРУСЬ»



УДК 666.762.11/15

Поступила 31.08.2017

ВИБРОЛИТОЙ ОБОЖЖЕННЫЙ ТИГЕЛЬ ДЛЯ ФУТЕРОВКИ МЕТАЛЛОПРИЕМНИКА УСТАНОВКИ РАСПЫЛЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

VIBROCAST FIRED CRUCIBLE FOR THE LINING OF METAL RECEIVER OF POWDER AND INSTRUMENTAL STEELS SPRAYING INSTALLATION

С. В. ЧАПЛЯНКО, Л. П. ТКАЧЕНКО, И. Г. ШУЛИК, Публичное акционерное общество «Украинский научно-исследовательский институт огнеупоров имени А. С. Бережного», г. Харьков, Украина, ул. Гуданова, 18. E-mail: ukrniio@kharkov.ukrtel.net

S. V. CHAPLIANKO, L. P. TKACHENKO, I. G. SHULIK, Public Joint Stock Company «The Ukrainian Research Institute of Refractories named after A. S. Berezhnoy», Kharkov, Ukraine, 18, Gudanova str. E-mail: ukrniio@kharkov.ukrtel.net

В статье приведены результаты исследований, направленные на доработку технологии изготовления способом вибролитья обожженного цельного муллитокорундового тигля, используемого в качестве футеровки рабочего слоя нижней части металлоприемника для распыления порошковых и инструментальных сталей. В результате оптимизации характеристик вибролитой зернистой муллитокорундовой массы для исследуемых марок глинозема установлены влажность и растекаемость масс, обеспечивающие минимальную осадку массы в форме после ее заполнения, высокое качество формируемой поверхности, четкость граней и конфигурации, высокие плотность и прочность сырца изделия. Проведенные исследования позволили улучшить физико-механические показатели свойств изделий в сравнении с ранее изготовленными: в среднем показатели открытой пористости уменьшены в 1,3 раза, предела прочности при сжатии увеличены в 1,5 раза.

Public Joint Stock Company «The Ukrainian Research Institute of Refractories Named After A. S. Berezhnoy» together with Private Joint Stock Company «Electrometallurgical Works «DNIPROSPETSSTAL» Named After A. M. Kuzmin» developed a design of whole large-size crucible, used as the lining of the working layer of the lower part of the metal receiver for powder and instrumental steels spraying. This development was caused by need of increase in purity of metal on nonmetallic inclusions. The results of researches, aimed at improving the manufacturing technology by vibrocast method of a fired whole mullitecorundum crucible, are given in article. As a result of vibrocast granular mullitecorundum mass characteristics optimization (in the range of performance characteristics) for the investigated alumina brands (with content of α - Al_2O_3 more than about 95 vol. %), are established moisture and flow under vibration of masses, which provide: minimum settling of mas in shape after its filling, high quality of formed surface, clarity of sides and a configuration, high density and strength of the raw product. The carried out researches allowed to improve the physical-mechanical properties of the products, in comparison with previously manufactured ones: on average, open porosity reduced by 1,3 times, cold crushing strength increased by 1,5 times.

Ключевые слова. *Вибролитье, муллитокорундовый тигель, металлоприемник, распыление стали, оптимизация, влажность, текучесть при вибрации, зернистая масса.*

Keywords. *Vibrocast, mullitecorundum crucible, metal receiver, steel spraying, optimization, moisture, flow under vibration, granular mass.*

Введение

ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного» совместно с ПАО «Електрометаллургический завод «ДНЕПРОСПЕЦСТАЛЬ» имени А. М. Кузьмина» выполнил работы по разработке конструкции цельного крупногабаритного тигля сложной конфигурации (рис. 1) для службы в качестве футеровки рабочего слоя нижней части металлоприемника установки распыления порошковых и инструментальных сталей. Данная разработка была обусловлена необходимостью повышения чистоты порошкового металла по неметаллическим включениям.

В процессе эксплуатации тигель металлоприемника подвергается значительным механическим и термическим нагрузкам, коррозионно-эрозионному разъеданию. В зависимости от марки стали темпе-

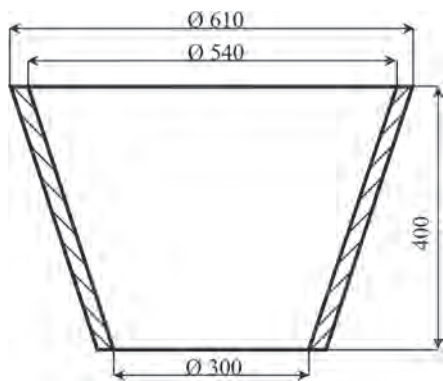


Рис. 1. Тигель металлоприемника

ратура расплынения составляет от 1560 до 1620 °С, время расплынения плавки (в том числе время расплынения одной порции металла), количество циклов – согласно технологическому процессу.

Исходя из условий службы, продиктованы требования к огнеупору: высокие прочность, термостойкость, коррозионно-эрозионная стойкость, низкая теплопроводность.

В ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного» разработаны технологии и осуществляется изготовление способом вибролитья тиглей различных составов для индукционной плавки широких групп сталей и сплавов [1–3]. Разработанные огнеупоры характеризуются высокими показателями свойств и по эксплуатационным характеристикам соответствуют уровню лучших мировых аналогов. Для проведения испытаний были выбраны тигли двух составов: муллитокорундового (марка МКТ) и корундошпинельного (марка КШТ).

Отличительной особенностью тигля марки МКТ является высокая термостойкость наряду с высокими прочностью и плотностью. Температура эксплуатации тигля марки МКТ для обеспечения высокой чистоты металла не должна превышать 1650 °С.

Отличительная особенность тигля марки КШТ – высокая коррозионно-эрозионная стойкость и отсутствие ограничений по температуре эксплуатации (тигли успешно применяли при температурах 1850 °С и более).

Фактические показатели свойств опытной партии тиглей марок МКТ и КШТ приведены в табл. 1.

Таблица 1. Фактические показатели свойств тиглей опытной партии

Наименование показателя	Величина показателя для тигля марки	
	МКТ	КШТ
Массовая доля, %:		
Al ₂ O ₃	91,10	92,50
SiO ₂	8,51	–
MgO	–	5,94
Fe ₂ O ₃	0,13	0,13
Пористость открытая, %	16,8	17,9
Предел прочности при сжатии, Н/мм ²	122	116

Опытные тигли были поставлены на сопоставительные испытания, в результате которых установлено преимущество применения тиглей марки МКТ.

Целью настоящей работы является доработка технологии изготовления способом вибролитья тигля металлоприемника, а именно: улучшение физико-механических свойств тигля марки МКТ путем оптимизации характеристик вибролитой зернистой муллитокорундовой массы в диапазоне ее рабочих характеристик и изучения влияния марки глинозема на показатели свойств массы, сырца и обожженного огнеупора. Следует отметить, что диапазон рабочих характеристик массы различен для каждого вещественного состава, конфигурации и условий службы изделия [4–8]. Его определяют по сочетанию свойств массы – влажности и растекаемости, поскольку они непосредственно влияют на свойства сырца (качество поверхности, четкость граней и конфигурации, плотность и прочность) и обожженного огнеупора. Влажность и растекаемость массы должны обеспечивать заполнение формы массой по всему объему с четким формованием заложенной конфигурации изделия, а также минимальную осадку массы в форме после ее заполнения.

Экспериментальная часть

При проведении исследований в качестве сырьевых материалов применяли электроплавленные корунд и муллит производства ПАО «УКРНИИО имени А. С. Бережного», глиноземы с содержанием α-Al₂O₃ более 95 об.% двух производителей. В качестве диспергатора применяли комплексный синтетический полиэлектролит в виде порошка.

Химический состав сырьевых материалов (табл. 2) и изделий определяли методами химического анализа в соответствии с действующими ГОСТами.

Таблица 2. Химический состав сырьевых материалов

Наименование материала	Массовая доля, %					
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	Na ₂ O
Корунд	0,04	99,56	0,05	0,02	0,02	0,31
Муллит	27,75	72,02	0,05	0,01	0,02	0,15
Глинозем: А	0,03	99,80	0,02	—	—	0,15
Б	0,01	99,77	0,01	0,01	0,01	0,19

Контроль помола и исследования фазового состава материалов осуществляли петрографическим методом с использованием микроскопа МИН-8. Согласно данным петрографического анализа, глиноземы А и Б похожи между собой, но отличаются по форме и размерам исходных зерен, наличием в глиноземе А щелочного β-Al₂O₃ в количестве ~2–3 об.%, большим (на ~5–7%) содержанием в глиноземе Б частиц размером менее 4 мкм после помола в вибромельнице.

Определение текучести при вибрации (растекаемости) зернистых масс осуществляли согласно методике определения растекаемости бетонов для неформованных огнеупоров [9].

Для расчета показателей свойств изготавливали способом вибролитья образцы в виде кубов размером 50×50×50 мм. Образцы формовали на лабораторной виброплощадке в гипсовые армированные формы. После извлечения из форм образцы выдерживали при комнатной температуре в течение трех дней и сушили при температуре 80 °С.

При проведении исследований использовали стандартные методы определения открытой пористости (ДСТУ ISO 5017:2014 гидростатическим взвешиванием) и предела прочности при сжатии (ГОСТ 4071.1-94 (ISO 8895-86)) образцов.

Результаты и их обсуждение

Результаты исследований текучести при вибрации (растекаемости) вибролитой зернистой муллитокорундовой массы приведены на рис. 2.

Ранее проведенными исследованиями установлено, что для обеспечения качественного вибролитья изделий с точки зрения обеспечения четких ребер и конфигурации, а также бездефектной поверхности (отсутствие «порционных изломов», образующихся вследствие порционной подачи массы в форму при недостаточной ее растекаемости) растекаемость масс не должна быть менее 80% [4–8]. При вибролитье крупногабаритных муллитокорундовых изделий растекаемость массы более 100% приводит к увеличению осадки массы в форме после ее заполнения [8]. Как видно из рис. 2, диапазон влажности массы, соответствующий растекаемости 80–100%, составляет 4,0–4,2 и 3,9–4,1% для масс с глиноземом А и Б.

Сложность изготовления тигля металлоприемника заключается в его габаритах: отношение высоты к диаметру и толщине стенки изделия требует максимального увеличения прочности сырца для извлечения его из формы и последующей транспортировки в сушку, садки в печь.

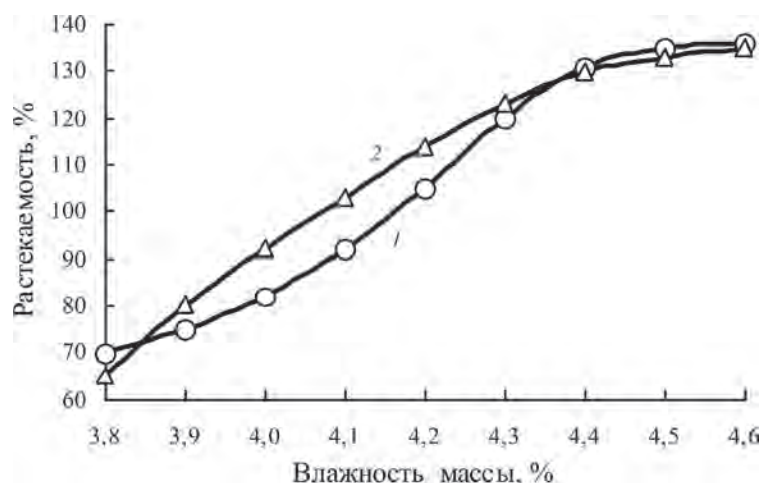


Рис. 2. Зависимость текучести при вибрации от влажности вибролитой зернистой муллитокорундовой массы: 1 – масса с глиноземом А; 2 – масса с глиноземом Б

Результаты исследований предела прочности при сжатии сырца образцов в установленном диапазоне характеристик вибролитых масс показали (табл. 3), что предел прочности при сжатии сырца образцов, изготовленных из масс с глиноземом А и Б влажностью 4,0–4,1 и 3,9–4,0%, практически одинаков, что позволяет расширить интервал оптимальной растекаемости.

Таким образом, оптимальной для вибролитья тигля металлоприемника является растекаемость 80–90% при влажности 4,0–4,1 и 3,9–4,0% масс с глиноземом А и Б.

Таблица 3. Показатели предела прочности при сжатии сырца образцов в диапазоне оптимальной влажности вибролитых масс

Влажность масс, %	Предел прочности при сжатии, Н/мм ² , образцов с глиноземом	
	А	Б
3,9	–	2,8
4,0	1,9	2,7
4,1	1,8	2,1
4,2	1,1	–

С учетом полученных результатов были изготовлены и переданы на испытание опытные партии (влажность и растекаемость вибролитой массы соответствовали оптимальной) тиглей металлоприемника, которые по показателям свойств и внешнему виду отвечают требованиям ТУ У 23.2-00190503-371:2012 с изменением № 1 для марки МКТ. Показатели свойств тиглей опытных партий приведены в табл. 4.

Таблица 4. Показатели свойств опытных партий тиглей металлоприемника

Наименование показателя	Величина показателя для опытных партий*		
	2	4	10
Массовая доля, %:			
Al ₂ O ₃	93,50	90,2	93,10
SiO ₂	6,11	8,7	6,63
Fe ₂ O ₃	0,20	0,23	0,21
Открытая пористость, %	11,8–11,9	13,5–13,7	11,8–11,9
Предел прочности при сжатии, Н/мм ²	124–145	217–221	186–208

* Приведены показатели свойств опытных партий изделий, изготовленных с применением глинозёмов А (партия № 4) и Б (партии № 2 и 10).

Как видно из табл. 1 и 4, за счет оптимизации характеристик вибролитой зернистой муллитокорундовой массы были улучшены физико-механические показатели свойств изделий (в сравнении с ранее изготовленными): показатели открытой пористости уменьшены в среднем в 1,3 раза, предела прочности при сжатии увеличены в среднем в 1,5 раза.

Выводы

Доработана технология изготовления способом вибролитья муллитокорундового тигля металлоприемника установки распыления порошковых и инструментальных сталей путем оптимизации характеристик вибролитой зернистой муллитокорундовой массы, а также изучено влияние марки глинозема с содержанием α-Al₂O₃ более 95 об. % на показатели свойств массы, сырца и обожженного огнеупора. С учетом применяемого глинозема установлены оптимальные влажность и растекаемость массы, обеспечивающие изготовление изделий заданной конфигурации с улучшенными физико-механическими показателями свойств.

Литература

1. Примаченко В. В., Мартыненко В. В., Шулик И. Г. и др. Вибролитые тигли различного состава для индукционной плавки жаропрочных сплавов // Литье и металлургия. Спецвыпуск. 2012. № 3 (67). С. 169–171.
2. Primachenko V. V., Martynenko V. V., Shulik I. G. et al. Studying of high-alumina and Al₂O₃–MgO crucibles interaction with heat-proof alloys based on nickel and cobalt // Refractories Worldforum, 2012. Vol. 4. No 3. P. 106–110.
3. Primachenko V. V., Martynenko V. V., Shulik I. G. et al. Studying of high-alumina and Al₂O₃–MgO refractory crucibles interaction with high-temperature ferroniobium alloy // Stahl und Eisen. 2010. P. 135–138.
4. Чаплянко С. В., Устиченко В. А., Примаченко В. В. Исследование влияния диспергирующих глинозёмов фирмы «Ал-матис» на свойства корундошпинельных тиглей // Вестн. нац. техн. ун-та «ХПИ». 2004. № 40. С. 30–36.

5. Устиченко В. А., Грицюк Л. В., Ткаченко Л. П., Чаплянко С. В. Деформационно-устойчивые муллитокорундовые огнеупоры с повышенной прочностью на основе плавленных материалов для печей производства стекловолокна // Сб. науч. тр. ОАО «УкрНИИОгнеупоров имени А. С. Бережного». 2007. № 107. С. 22–26.
6. Устиченко В. А., Чаплянко С. В., Грицюк Л. В., Ткаченко Л. П. Влияние вида диспергирующей добавки на свойства муллитокорундовых огнеупоров // Сб. науч. тр. ОАО «УкрНИИОгнеупоров имени А. С. Бережного». 2008. № 108. С. 37–41.
7. Примаченко В. В., Шулик И. Г., Чаплянко С. В. и др. Исследование по получению высококачественных вибролитых муллитокорундовых изделий с использованием глиноземов с содержанием $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 > 90\%$ различных производителей // Збірник наукових праць ПАТ „УКРНДІ ВОГНЕТРИВІВ ІМ. А. С. БЕРЕЖНОГО». 2011. № 111. С. 52–61.
8. Примаченко В. В., Шулик И. Г., Чаплянко С. В., Ткаченко Л. П. Освоение технологии изготовления способом вибролитья сложнофасонного крупногабаритного шибера нового типоразмера // Збірник наукових праць ПАТ „УКРНДІ ВОГНЕТРИВІВ ім. А. С. Бережного». 2015. № 115. С. 23–29.
9. EN 1402-4:2003 (E). Unshaped refractory products – Part 4: Determination of consistency of castables. Brussels, CEN, 2003. 10 p. (Европейский стандарт).



УДК 697.941

Поступила 07.09.2017

ЗАЩИТА АТМОСФЕРНОГО ВОЗДУХА ЛИТЕЙНЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ ОТ ЗАГРЯЗНЕНИЯ ВРЕДНЫМИ ОРГАНИЧЕСКИМИ ВЕЩЕСТВАМИ PROTECTION OF THE AIR OF THE FOUNDRY ENTERPRISES AGAINST POLLUTION OF HARMFUL ORGANIC MATTERS

Ю. П. ШАПОВАЛОВ, А. С. ГАЛИБУС, А. И. СУДАРЕВ, ООО «Газоочистка инжиниринг», г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 23. E-mail: cleangaz.by@gmail.com,

Е. М. ГЛУШЕНЬ, Р. К. НАГОРНЫЙ, ГНУ «Институт микробиологии НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 2. E-mail: microbio@mbio.bas-net.by

YU. SHAPOVALOV, A. S. GALIBUS, A. I. SUDAREV, LLC Gazoostchistka engineering, Minsk, Belarus, 23, Dolgobrodskaya str. E-mail: cleangaz.by@gmail.com,

E. M. GLUSHEN, R. K. NAGORNY, Institute of a microbiology of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 2, Kuprevich str. E-mail: microbio@mbio.bas-net.by

Приведена информация о проблеме загрязнения вентиляционного воздуха литейных цехов и опыта решения данной проблемы.

Information on a problem of pollution of ventilating air of foundry shops and experience of the solution of this problem is provided.

Ключевые слова. Вентиляционный воздух, вредные вещества, абсорбционно-биохимические установки, практика применения.

Keywords. Ventilating air, harmful substances, absorptive and biochemical installations, practice of application.

Газовыделения и выбор метода их нейтрализации

Законодательное право человека на здоровую окружающую среду гарантируется Конституцией Республики Беларусь и Законом об охране атмосферного воздуха, но в реальности наблюдаются случаи, когда экологическая безопасность жилых территорий, прилегающих к промышленным предприятиям, в состав которых входят литейные цеха, не соблюдается.

При технологических процессах изготовления литейных стержней, заливки (рис. 1), охлаждения и выбивки форм в атмосферу с вентиляционным воздухом поступает до 20 газообразных веществ [1] второго, третьего и четвертого классов опасности, в том числе фенол, формальдегид, фурфурол, метанол, аммиак, акролеин, цианиды, бензапирен, триэтиламин, диэтиламин, ксилол, толуол и ряд углеводородов. При этом, как правило, превышаются экологические нормативы по содержанию вредных веществ в воздушной среде, а также поступающие жалобы от населения по поводу неприятного запаха в приземном слое атмосферы.

Выбор метода очистки вентвоздуха осложняется наличием в парогазовоздушной смеси взвешенных веществ (кварцевая пыль, сажа), а также аэрозоли, которая при охлаждении конденсируется на рабочих колесах и лопастях вентиляторов, элементах воздухопроводов в виде смолистых веществ.

Сухие методы очистки вентвоздуха (угли, катализаторы, адсорбенты, ионообменные волокна, газоразрядные ячейки) не нашли применения в литейном производстве для нейтрализации вредных органических веществ в связи с налипанием на рабочих поверхностях фильтров взве-



Рис. 1. Заливка литейной формы

шенных и смолистых веществ, что приводит к резкому снижению эффективности работы вплоть до полного выхода из строя газоочистного оборудования.

Исследования, проведенные на лабораторных и опытно-промышленных установках, показали, что в данном случае единственно возможным техническим решением по очистке многокомпонентного по газовому составу нагретого вентиляционного воздуха, содержащего взвешенные и конденсационные вещества, является водная абсорбция вредных веществ с последующей биохимической регенерацией абсорбента.

Газоочистные установки, где происходят процессы водной абсорбции и биохимического окисления вредных органических веществ, получили название абсорбционно-биохимические.

Абсорбционно-биохимические установки (АБХУ)

Востребованность АБХУ

Сегодня АБХУ применяют в литейных цехах для решения экологических проблем такие гиганты автомобилестроения, как ОАО «МАЗ», ОАО «ГАЗ», АО «КАМАЗ», АО «АЗ «Урал», АО «Автодизель», а также АО «НПК «Уралвагонзавод», ООО «Лебедянский машиностроительный завод», ООО «Оскольский завод нефтяного машиностроения», АО «Термотрон-завод» и др. Высокий спрос на АБХУ подтверждается получением награды «Экспортер года 2014» (рис. 2).

Востребованность АБХУ объясняется тем, что в данном сегменте рынка нет альтернативного газоочистного оборудования, которое отвечало бы следующим условиям:

- имело положительный опыт практического применения около 30 лет;
- не требовало капитального ремонта и имело срок службы не менее 20 лет;
- не требовало текущего ремонта (кроме вентилятора и насоса);
- было простым в обслуживании;
- имело минимальные в количественном и ценовом выражении расходные материалы;
- не образовывало вторичного загрязнения окружающей среды;
- было пожаро-взрывобезопасным;
- не теряло свою функциональность в течение всего срока эксплуатации.

Итог нашей технической политики по совершенствованию процесса и оборудования для нейтрализации летучих органических веществ (ЛОС) отражается

в стабильно растущем спросе на АБХУ. В настоящее время в эксплуатации находится более 100 установок на 48 предприятиях России, Беларуси и Украины.

Технологическая схема АБХУ

Очистка вентиляционного воздуха в АБХУ основана на естественных природных процессах:

первый заключается в том, что большинство вредных летучих органических соединений хорошо растворимы в технической воде;

второй принцип основан на способности специально селекционированных и адаптированных микроорганизмов использовать в качестве источников питания растворенные в воде органические и некоторые неорганические вещества. В процессе потребления микроорганизмами этих соединений происходит их полная минерализация с образованием воды и углекислого газа.

На рис. 3 показана схема абсорбционно-биохимической установки очистки вентвоздуха.

В скруббере с подвижной шаровой насадкой при помощи водного абсорбента происходит улавливание вред-



Рис. 2. Награда «Экспортер года 2014»

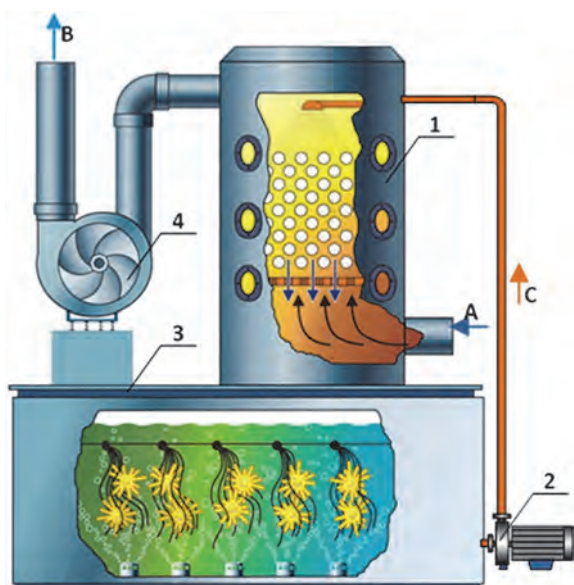


Рис. 3. Принципиальная схема абсорбционно-биохимической установки: 1 – скруббер с массообменными решетками и насадкой; 2 – насос; 3 – биореактор с насадкой и аэраторами; 4 – вентилятор; А и В – вход и выход вентвоздуха; С – абсорбционный раствор

ных веществ, а в биореакторе – их нейтрализация. Микроорганизмы вводятся в биореактор один раз перед началом эксплуатации установки в виде концентрированной биомассы. Циркуляция раствора по замкнутому кругу «скруббер-биореактор» предотвращает образование производственного стока.

Повышению эффективности водной абсорбции труднорастворимых веществ способствуют процесс конденсации аэрозолей и паров высококипящих веществ; поверхностно-активные вещества (ПАВ), которые вырабатывают в процессе жизнедеятельности микроорганизмы. На наличие ПАВ указывает образование пены в системе регенерации водного абсорбента [2].

Особенности микробной очистки абсорбционного раствора

Необходимым условием соблюдения принципа безопасности технологий с использованием микроорганизмов является получение и применение для очистки водных растворов нетоксичных и непатогенных микроорганизмов-деструкторов, а также полная биодеструкция органических компонентов, содержащихся в абсорбенте.

Специалистами лаборатории природоохранных биотехнологий Института микробиологии НАН Беларуси получены высокоактивные штаммы микроорганизмов-деструкторов, способные к использованию широкого круга органических веществ в качестве единственного источника углерода. Все микроорганизмы-деструкторы, используемые в качестве биологической загрузки в абсорбционно-биохимической установке, выделены из природных источников и прошли токсикологическую экспертизу Министерства здравоохранения Республики Беларусь и получили положительные заключения.

Расходными материалами, которые вводятся в биореактор, являются техническая вода для восполнения потерь на естественный влагунос в количестве 0,2–2,0 м³ в сутки; минеральные удобрения для поддержания необходимых концентраций биогенных элементов (Р, N, К) в количестве 2–4 кг в месяц.

Определяющий фактор АБХУ – стабильность паспортных характеристик. Этому способствует функциональность системы регенерации, где количество микроорганизмов в растворе саморегулируется: возрастает с увеличением поступления органических веществ в биореактор и наоборот. При остановке эксплуатации АБХУ по причине простоя технологического оборудования жизнедеятельность микроорганизмов сохраняется многие месяцы.

Микробиологический анализ водного абсорбента с действующих установок показывает количество микроорганизмов-деструкторов 1–6·10⁶ на 1 мл раствора. Контаминирующая микрофлора представлена микроорганизмами *Bacillus* и *Pseudomonas*. ХПК абсорбента находится в пределах 3–5 тыс. г О₂/л.

Конструктивное оформление АБХУ

Один из вариантов аппаратного оформления процесса водной абсорбции и биохимического окисления вредных органических веществ приведен на рис. 4. Особенностью данной конструкции является то, что скруббер 2 и каплеуловитель 5 выполнены в одном корпусе, а вентилятор 1 встроен в корпус газоочистного аппарата. Загрязненный вентвоздух А поступает в скруббер 2, где имеются массообменные решетки, на них расположен слой шаровой насадки, которая находится в кипящем состоянии и непрерывно орошается водным абсорбентом, подаваемым насосом. Водный абсорбент после скруббера поступает в шламоотстойник 3, где отделяются взвешенные вещества. После регенерации в биореакторе 4 очищенный раствор вновь поступает в скруббер. Очищенный вентвоздух В выводится в атмосферу.

Габариты АБХУ-20 составляют 6000×5000×7000 мм.

Компоновка газоочистного комплекса, состоящего из четырех АБХУ, приведена на рис. 5.

Установки комплектуются автоматизированной системой управления технологическим процессом (АСУТП) газоочистки, которая позволяет упростить техническое

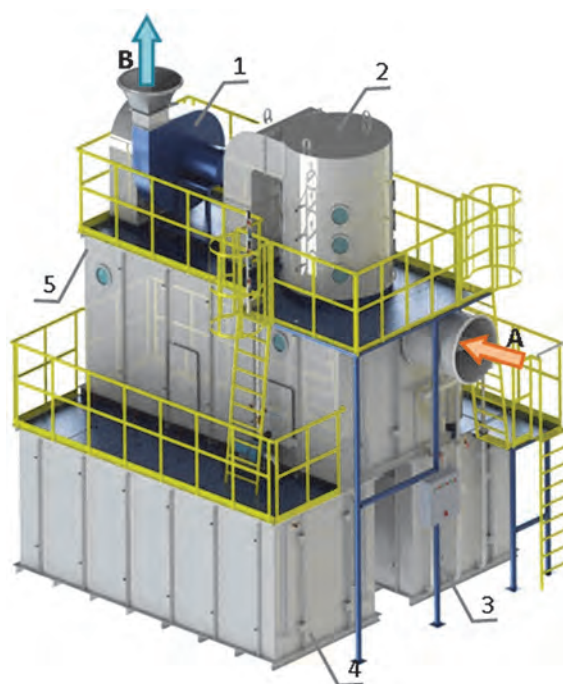


Рис. 4. Общий вид абсорбционно-биохимической установки производительностью по вентвоздуху 20 000 м³/ч: 1 – вентилятор; 2 – скруббер; 3 – шламоотстойник; 4 – биореактор; 5 – каплеуловитель; А и В – вход и выход вентвоздуха соответственно



Рис. 5. Газоочистной комплекс из четырех АБХУ общей производительностью по вентвоздуху 100 000 м³/ч

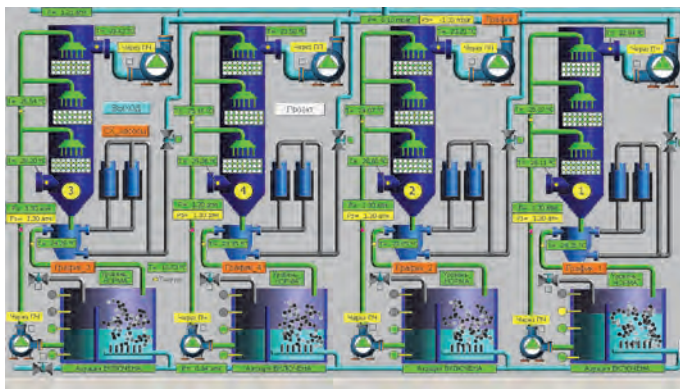


Рис. 6. Информационная панель эксплуатационных параметров АБХУ

обслуживание, вести контроль установок с помощью электронной передачи данных, обеспечить быстрое время реагирования по вопросам технического обслуживания и минимизировать риски по незапланированным простоям газоочистного оборудования.

Информация, которую можно отслеживать в онлайн-режиме, приведена на рис. 6.

Природоохранный эффект при применении АБХУ

Участки заливки, охлаждения и выбивки литейных форм

Данные источники газовой выделений «обеспечивают» неприятный запах в районе расположения литейных цехов. В качестве примера можно привести ООО «Лебедянский машиностроительный завод», где газоочистной комплекс эксплуатируется с 2003 г. Общий объем очищаемого вентвоздуха – 120 000 м³/ч, а эффективность улавливания составляет: фенола, триэтиламина, формальдегида, аммиака, цианистого водорода – 85–95%; взвешенных и смолистых веществ – 98–99%. После ввода в эксплуатацию АБХУ полностью прекратились жалобы жителей в природоохранные органы. В настоящее время на участках заливки, охлаждения и выбивки литейных форм на 13 предприятиях в эксплуатации находятся 40 АБХУ (рис. 7).

Изготовление стержней по Cold-box-амин-процессу

В настоящее время для очистки вентвоздуха от аминов применяют два способа: хемосорбцию [3] и абсорбционно-биохимический метод. Химическая очистка в «кислотных» скрубберах основана на способности аминов образовывать с серной и ортофосфорной кислотами водорастворимые соли. Абсорбционно-биохимическая очистка в АБХУ (рис. 8) основана на способности аминов безгранично рас-



Рис. 7. АБХУ, эксплуатируемая на ООО «Техпромлит»



Рис. 8. АБХУ очистки вентвоздуха от триэтиламина на АО «Копейский машиностроительный завод»



Рис. 9. АБХУ и стержневая машина АНВ, эксплуатируемые на РУП «Гомельский завод литья и нормалей», РБ

творяться в технической воде с последующим их микробиологическим разложением на безвредные составляющие – воду, углекислый газ и свободный азот.

Эксплуатация «кислотных» скрубберов показала их экологическую проблемность:

- периодический сброс в канализацию отработанного раствора с превышением нормативов по сульфатам в 200 раз, по фенолу – в 3000 раз;
- из-за нарушений условий эксплуатации на большинстве предприятий имеет место каплеунос серной кислоты в атмосферу.

По экологическим причинам, а также в связи с разрушением корпусов скрубберов ряд предприятий заменили «кислотные» скрубберы на АБХУ.

На РУП «Гомельский завод литья и нормалей» в 2013 г. запущен комплекс оборудования для изготовления стержней по Cold-box-amin-процессу (рис. 9).

При проведении тендера от установки очистки вентвоздуха наряду с высокой эффективностью очистки воздуха от паров аминов требовалось обеспечить отсутствие промышленных стоков и минимальные эксплуатационные затраты. Выбор установки для нейтрализации паров аминов вентилируемого от машины воздуха в пользу отечественного производителя был обоснован существенными экономическими и экологическими преимуществами установок АБХУ перед кислотными скрубберами, а именно: стоимость капитальных и текущих затрат – ниже, какие-либо стоки в систему канализации отсутствуют. Эффективность очистки вентвоздуха при этом аналогичная (96% и выше).

В настоящее время на 21 литейном предприятии находится в эксплуатации 36 АБХУ, очищающих вентвоздух, удаляемый от белорусских (Институт БелНИИЛИТ), итальянских (PRIMAFOND), английских (Omega) и немецких (Laempe и АНВ) стержневых машин.

Выводы

Технически решена задача очистки от вредных органических веществ сложных составов (многокомпонентность, высокая температура, запыленность, наличие конденсационных веществ) вентиляционного воздуха, удаляемого от стержневых и заливочных участков литейных цехов.

Очистка вентвоздуха в АБХУ позволяет не только снизить выброс вредных веществ в воздушную среду литейных цехов, но и значительно уменьшить запаховый эффект в районе расположения предприятий.

Литература

1. Жуковский С. С. Холоднотвердеющие связующие и смеси для литейных стержней и форм. М.: Машиностроение, 2010.
2. Ганиткевич Я. В. Поверхностно-активные вещества микробного происхождения. // Биотехнология. 1988. Т. 4. № 5. С. 575–583.
3. Кудин Д. А., Черепович А. В. Особенности химического способа очистки вентиляционного воздуха от паров третичных аминов // Литейное производство. 2005. № 4. Стр. 37–39.

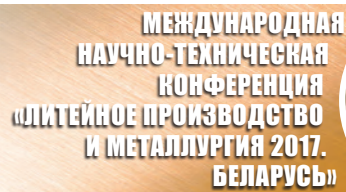


АБХУ*

**Чистый атмосферный
воздух на Вашем
предприятии -
это реально!**

cleangaz.by@gmail.com

** Абсорбционно-биохимические установки*



УДК 621.74:658.382

Поступила 10.07.2017

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ МИКРОКЛИМАТА РАБОЧИХ МЕСТ ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХОВ

ESTIMATION OF PARAMETERS OF A MICROCLIMATE OF WORKPLACES FOUNDRIES

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, С. А. ХОРЕВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.

A. M. LAZARENKOV, S. A. HOREVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

Рассмотрены параметры микроклимата на рабочих местах различных участков литейных цехов. Установлено значительное влияние параметров микроклимата на работающих, степень воздействия которого определяется уровнем механизации и автоматизации, применяемыми технологическими процессами и оборудованием для изготовления стержней, плавки и заливки металла, выбивки литья.

The microclimate in workplaces of various sections of foundries has been researched. The considerable influence of microclimate parameters on workers, the impact of which is determined by the level of mechanization and automation, applied technological processes and equipment for manufacturing of rods, melting and pouring metal, shake-out casting were identified.

Ключевые слова. *Параметры микроклимата, рабочее место, литейный цех, характер производства.*

Keywords. *Parameters of the microclimate, the workplace, the foundry, the nature of production.*

Параметры микроклимата определяются совокупностью температуры, относительной влажности и скорости движения воздуха, интенсивности теплового излучения. Влияние нагревающего микроклимата на организм человека может привести к серьезным изменениям со стороны сердечно-сосудистой, центральной нервной и других систем, вызывая уменьшение массы человека, сгущение крови, нарушение ионного баланса, развитию витаминного дефицита, недостаточности системы кровообращения, ослаблению внимания, ухудшению координации движений, замедлению реакций, тепловым ударам и т. д.

Исследования параметров микроклимата рабочих мест литейных цехов показали, что фактические значения интенсивного теплового излучения превышают допустимые величины и составляют от 350 до 5600 Вт/м² в зависимости от технологических операций и применяемого производственного оборудования.

В табл. 1 приведены результаты исследований параметров микроклимата на рабочих местах литейных цехов в холодный и теплый периоды года. Анализ полученных результатов показывает, что в теплый период года в литейных цехах с любым характером производства температура воздуха соответствует нормативным значениям на всех участках за исключением рабочих мест плавильно-заливочного участка, где она в среднем выше на 7–12 °С. Также отмечено превышение допустимых температур в среднем на 3–5 °С на рабочих местах термообрубных отделений (на участках отжига отливок на 5–9 °С, при съеме отливок с эpron-конвейеров на 8–14 °С) литейных цехов массового производства, на 4–7 °С выше на выбивном участке литейных цехов серийного производства (выбивка средних и крупных отливок, которые остаются на участке и отдают значительное количество тепла). Однако при выбивке форм в цехах серийного производства на автоматизированных решетках превышений допустимых температур на рабочих местах выбивальщиков литья не отмечается, так как отливки со смесью проваливаются в подвальное помещение.

Аналогичное положение отмечается и в холодный период года, однако значения превышений допустимых температур фиксируются несколько большие. На рабочих местах шихтовых отделений литей-

ных цехов всех характеров производства температура воздуха ниже нормативных значений, что объясняется практически постоянно открытыми въездными воротами.

Недостаточные температуры воздуха отмечаются и на большинстве участков литейных цехов с серийным и мелкосерийным характером производства, которые расположены у наружных стен помещения (смесеприготовительный, формовочный). Причем на этих участках, как правило, нет источников тепловых излучений. Кроме того, действующие системы отопления не обеспечивают поддержания требуемых температур в помещениях литейных цехов в холодный период года.

Анализ результатов исследований показал, что превышение допустимых температур отмечается на участках всех литейных цехов, где имеются источники значительных тепловых излучений. Также следует отметить, что в табл. 1 приведены средние значения отклонений параметров микроклимата от нормативных. В процессе проведения замеров установлены значительно большие значения температур, достигающие 37–42 °С в летний период на рабочих местах плавильщиков и заливщиков. Но указанные температуры имели место только при некоторых технологических операциях (выпуск металла, наполнение ковшей, заливка форм, счистка шлака).

Таблица 1. Отклонение значений температуры воздуха на рабочих местах участков литейных цехов от нормативных величин

Участок цеха	Величина отклонения температуры воздуха от допустимых значений, °С					
	теплый период года			холодный период года		
	производство			производство		
	массовое	серийное	мелкосерийное	массовое	серийное	мелкосерийное
Шихтовый	соответствует норме			на 3–5° ниже	на 6–8° ниже	на 5–7° ниже
Смесеприготовительный	соответствует норме			соответствует норме	на 2–5° ниже	на 3–6° ниже
Плавильно-заливочный	на 7–10° выше	на 5–8° выше	на 6–9° выше	на 8–11° выше	на 6–9° выше	на 7–9° выше
Стержневой	соответствует норме			на 3–6° выше	соответствует норме	
Формовочный	соответствует норме			соответствует норме		
Выбивной	соответствует норме	на 2–3° выше		соответствует норме	на 2–4° выше	
Обрубочно-очистной	на 4–6° выше	соответствует норме		на 4–6° выше	на 2–4° выше	на 1–3° выше

Сравнение скоростей движения воздуха на рабочих местах участков литейных цехов с нормативными величинами позволило установить ряд закономерностей. В табл. 2 приведены превышения допустимых значений скоростей движения воздуха на рабочих местах участков исследуемых цехов, которые показаны как соответствующие нормам или превышающие их во столько-то раз, так как допустимые величины для работ разной категории тяжести отличны друг от друга.

Анализ результатов исследований показал, что в холодный период года на большинстве участков литейных цехов не отмечается значительной подвижности воздуха, когда ворота, двери, светоаэрационные фонари и окна закрыты. Исключением является шихтовый и плавильно-заливочный участки всех цехов независимо от характера производства. Значительные скорости движения воздуха на рабочих местах шихтовых дворов объясняются открытыми или неплотно закрытыми въездными воротами для транспорта и, как правило, с двух сторон участка, что приводит к сквознякам. На рабочих местах плавильно-заливочных отделений всех литейных цехов также отмечены превышения допустимых скоростей движения воздуха, хотя и меньшие, чем на шихтовых дворах. Источником таких скоростей здесь является применение установок воздушного душирования на рабочих местах плавильщиков и заливщиков.

В теплый период года в цехах массового производства в основном картина, аналогичная холодному периоду, сохраняется. Только отмечаются большие превышения допустимых скоростей на участках, расположенных у открытых въездных ворот (шихтовый, смесеприготовительный, выбивной и др.).

В литейных цехах серийного и мелкосерийного производства в теплый период отмечаются повышенные скорости движения воздуха на всех участках. Причиной этого является неизолированность участков цеха друг от друга, расположение большинства участков у наружных стен, что при открытых воротах и светоаэрационных проемах приводит к постоянным воздушным потокам, которые и были зафиксированы при проведении исследований.

Т а б л и ц а 2. Превышение допустимых значений скоростей движения воздуха на рабочих местах участков литейных цехов

Участок цеха	Кратность превышения допустимых значений скорости движения воздуха на рабочих местах					
	теплый период года			холодный период года		
	производство			производство		
	массовое	серийное	мелкосерийное	массовое	серийное	мелкосерийное
Шихтовый	2,1–4,3	1,8–3,3	1,9–2,8	1,7–2,4	2,2–2,8	1,7–2,3
Смесеприготовительный	1,3–1,9	1,4–1,9	1,2–1,8	1,1–1,3	1,1–1,4	1,1–1,2
Плавильно-заливочный	1,5–1,8	1,3–1,7	1,6–2,1	1,2–1,3	1,1–1,4	1,5–1,8
Стержневой	1,1–1,3	1,2–1,4	1,3–1,6	соответствует норме		
Формовочный	1,1–1,3	1,2–1,5	1,4–1,7	соответствует норме		1,2–1,4
Выбивной	1,2–1,4	1,4–1,8	1,6–2,0	1,1–1,3	1,3–1,5	1,4–1,6
Обрубочно-очистной	1,3–1,5	1,4–1,6	1,5–2,0	соответствует норме		1,2–1,5

Исследование влажности воздуха рабочих зон участков цехов показало, что она практически на всех рабочих местах соответствовала нормативным значениям за исключением рабочих мест шихтовых отделений литейных цехов, где в холодный период года отмечалось превышение допустимых значений влажности. Такая картина объясняется поступлением холодного влажного воздуха через въездные ворота.

Полученные данные свидетельствуют о том, что в литейных цехах не приняты все необходимые меры по стабилизации микроклимата на рабочих местах. Такое положение приводит к тому, что при увеличении скорости наружного воздуха в помещениях цеха появляются сквозняки, при жаркой погоде в цехе душно, а в холодный период года – холодно. Все это приводит к снижению работоспособности в цехе и росту количества простудных заболеваний.

Таким образом, на основании представленных выше данных можно сделать вывод, что параметры микроклимата оказывают значительное влияние на работающих в литейных цехах, степень воздействия которого определяется уровнем механизации и автоматизации, применяемыми технологическими процессами и оборудованием для изготовления стержней, плавки и заливки металла, выбивки литья, привода к увеличению острых респираторных инфекций и заболеванию верхних дыхательных путей, радикулитам и др. Общая заболеваемость работающих в литейных цехах превышает общезаводские показатели в 1,26–1,63 раза.



УДК 621.74:658.382

Поступила 10.08.2017

УСЛОВИЯ ТРУДА ЛИТЕЙЩИКОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СТЕРЖНЕЙ ПО НАГРЕВАЕМОЙ ОСНАСТКЕ

WORKING CONDITIONS OF THE FOUNDRY IN THE MANUFACTURE OF CORES IN HOT BOXES

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, С. А. ХОРЕВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.

A. M. LAZARENKOV, S. A. HOREVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

Приведены результаты оценки условий труда литейщиков при изготовлении стержней по нагревающей оснастке, которые получены на основании исследований факторов производственной среды рабочих мест литейных цехов с разным характером производства.

The results of the assessment of working conditions for foundry workers in the manufacture of cores in hot boxes. The results were obtained on the basis of studies of the factors of production environment jobs foundries with different nature of production.

Ключевые слова. *Условия труда, вредные вещества, шум, нагреваемая оснастка, характер производства.*

Keywords. *Working conditions, hazardous substances, noise, heated equipment, the nature of production.*

В литейных цехах условия труда работающих определяются комплексом производственных факторов, таких, как запыленность, загазованность, шум, вибрация, тепловое излучение, параметры микроклимата, которые с учетом многообразия типов оборудования, разветвленной транспортной сетью, значительным количеством трудоемких операций, выполняемых вручную и требующих большого физического напряжения, неблагоприятно воздействуют на литейщиков и способствуют повышению производственного травматизма и развитию профессиональных заболеваний, а также увеличению общей заболеваемости.

Загазованность воздуха рабочих мест литейных цехов является одним из основных факторов производственной среды, оказывающим влияние на состояние условий труда литейщиков и организм работающих. Результаты проведенных исследований по оценке содержания вредных веществ в воздухе рабочих зон стержневых участков литейных цехов с различным характером производства приведены в таблице. Анализ полученных данных показывает, что в воздушной среде литейных цехов отмечается наибольшее содержание оксида углерода, фенола и формальдегида. Количество того или иного вещества в воздухе рабочих зон определяется не только различными технологическими операциями, но и характером производства.

Наибольшему влиянию вредных веществ в литейных цехах подвергаются работающие при подготовке стержневых материалов и приготовлении стержневых смесей, изготовлении стержней, а также при заливке готовых форм жидким металлом.

Причем практически на всех стадиях технологического процесса фиксируется оксид углерода, в одних случаях происходит его выделение при протекании технологических процессов (при изготовлении стержней и заливке форм жидким металлом), а в других – за счет миграции с соседних неизолированных друг от друга участков (при подготовке стержневых смесей за счет высокой подвижности воздуха и разных величин кратностей воздухообмена на различных участках). Поэтому при проектировании литейных цехов необходимо размещать участки с разными газовыделениями изолированно друг от друга

Содержание вредных веществ в воздухе рабочих зон работающих

Наименование вредных веществ	Характер производства		
	массовый	серийный	мелкосерийный
<i>При подготовке стержневых смесей</i>			
Углерода оксид	11,6	9,4	6,9
Фенол	0,83	0,55	0,31
Формальдегид	0,94	0,68	0,54
<i>При изготовлении стержней</i>			
Углерода оксид	24,8	21,7	16,2
Фенол	0,77	0,58	0,39
Формальдегид	0,92	0,72	0,56
<i>При заливке форм жидким металлом</i>			
Углерода оксид	29,4	31,8	20,2
Фенол	0,71	0,57	0,36
Формальдегид	0,70	0,49	0,39

или создавать одинаковые кратности воздухообмена во избежание переноса загазованного воздуха на рядом расположенные участки, где нет выделений вредных веществ.

Самая неблагоприятная обстановка по оксиду углерода отмечается на рабочих местах заливщиков, где концентрации превышают допустимые в 1,1–1,6 раза. При этом следует отметить, что в цехах массового производства фиксируются значительные концентрации оксида углерода. И это несмотря на эффективную систему вытяжной вентиляции. Аналогичная картина имеет место при заливке форм на плацу в цехе среднего и крупного литья серийного производства, когда концентрация оксида углерода может достигать 30–40 мг/м³.

Наибольшему воздействию вредных веществ подвергаются стерженщики литейных цехов (в основном массового производства), где используются технологические процессы изготовления стержней по нагреваемой оснастке. На этих рабочих местах фиксируется превышение предельно допустимых концентраций фенола и формальдегида в среднем до 1,4–2,3 раз, однако максимально разовые концентрации веществ могут превышать допустимые до 3–5 раз. Такое положение создается недостаточным отсосом загрязненного воздуха системой вытяжной вентиляции от стержневых ящиков, а также тем, что до отверждение стержней происходит непосредственно у стержневых автоматов.

Аналогичное положение характерно и для стержневых участков литейных цехов серийного производства.

Существующее положение с загазованностью рабочих мест литейных цехов объясняется несовершенством технологических процессов изготовления отливок в песчаных формах с использованием смесей на органических связующих, недостаточной эффективностью работы систем вытяжной вентиляции, несовершенством технологического оборудования (отсутствие укрытий и встроенных местных отсосов или неэффективностью их работы).

Кроме того, анализ результатов проведенных исследований подтвердил наше заключение о локальности источников газовой выделений оборудования или отдельных операций технологических процессов. Поэтому для сведения до минимума выделений вредных веществ в рабочую зону необходимо проектировщикам литейного оборудования оснащать его устройствами по локализации газовой выделений, что было подтверждено и расчетами концентраций газов на рабочем месте заливщика форм на плацу, где не имеется местной вытяжной вентиляции (цех мелкосерийного и единичного производства).

Результаты исследований шума стержневых машин показали, что параметры шума превышают допустимые уровни на 4–9 дБ, а на стержневых участках литейных цехов массового производства уровни шума могут превышать допустимые значения на 7–14 дБ, что, несомненно, окажет влияние на состояние здоровья стерженщиков.

Следует учитывать и тепловой режим на рабочих местах стерженщиков, так как при изготовлении стержней по нагреваемой оснастке температура воздуха на рабочих местах превышает допустимые значения (особенно в теплый период года) на 6–12 °С, а интенсивность теплового излучения может составлять 350–580 Вт/м².

Таким образом, на основании представленных данных можно сделать вывод о том, что факторы производственной среды (вредные вещества, шум, температура воздуха и интенсивность теплового излучения) оказывают влияние на работающих на стержневых участках в литейных цехах, степень воздействия которого определяется применяемыми технологическими процессами и оборудованием для приготовления смесей связующими материалами для изготовления стержней, уровнем механизации и автоматизации, а также характером производства.

Научное издание

**ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
И МЕТАЛЛУРГИЯ 2017. БЕЛАРУСЬ**

**Сборник трудов 25-й Международной
научно-технической конференции**

Минск

18-19 октября

Редактор *Маишканова С. В.*

Компьютерная верстка, дизайн *Волынец П. В.*

Менеджмент *Голосяк Н. В.*

Перевод *Соболев В. Е.*

Подписано в печать 28.09.2017. Выход в свет 17.10.2017. Формат 60x84 $\frac{1}{8}$. Цена свободная
Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 00,0. Уч.-изд. л. 00,00. Тираж 150 экз. Заказ 000000

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