

Литейное производство и металлургия 2020. Беларусь

Уважаемые коллеги!

Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь и Белорусский национальный технический университет приглашают Вас принять участие в 28-й Международной научно-технической конференции и информационной выставке «Литейное производство и металлургия 2020. Беларусь», посвященных 100-летию Белорусского национального технического университета, которая состоится 25-27 ноября 2020 г. в Минске. На конференции будут рассмотрены вопросы строительства новых и модернизация литейных производств.

Тематика конференции:

- Литейное производство, оснастка, литье цветных сплавов и их обработка. Технологии и материалы, оборудование, приборы контроля, экология, охрана труда, информационные технологии.
- Материаловедение и защитные покрытия, металлургическое производство, прокатное, волочильное и трубное производства, огнеупоры и керамика, охрана труда.
- Повышение качества и конкурентоспособности продукции литейного и металлургического производств.
- Подготовка специалистов для литейной и металлургической отрасли.

В рамках конференции будет проходить награждение Лауреатов премий Ассоциации литейщиков и металлургов РБ по следующим номинациям:

- «Лучший инновационный проект, внедренный на литейном и металлургическом производствах, направленный на повышение качества продукции, энерго- и ресурсосбережение»
- «Лучшая научно-производственная работа молодого ученого (инженера)» (премия Д.М.Кукуя).



ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2020 г., № 3

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

УЧРЕДИТЕЛИ

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

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

Харитончик С. В., д-р техн. наук, БНТУ, г. Минск, Беларусь

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

Марукович Е. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, профессор,
ГНУ ИТМ НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь

РЕДСОВЕТ

Корчик Д. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
Беларусь

Хрусталева Б. М., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., БНТУ,
Беларусь

Николайчик Ю. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, Беларусь

Самончик В. Г., ОАО «Речицкий метизный завод», Беларусь

Душко С. О., ОАО «Гомельский литейный завод «Центролит», Беларусь

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Марукович Е. И., академик НАН Беларуси, д-р техн. наук, профессор,
лауреат Госпремий БССР и РБ, Заслуженный изобретатель РБ

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В., редактор, БНТУ, Беларусь

Волынец Д. П., компьютерная верстка, дизайн, БНТУ, Беларусь

Голосюк Н. В., менеджмент, БНТУ, Беларусь

Соболев В. Е., перевод, БНТУ, Беларусь

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

Кукуй Давид Михайлович, д-р техн. наук, проф., лауреат Гос-
премии БССР

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И., главный редактор, акад. НАН Беларуси, д-р техн.
наук, проф., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь

Николайчик Ю. А., зам. главного редактора по литейному произ-
водству, канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь

Анелкин Н. И., зам. главного редактора по металлургии, ОАО
«БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь

Анисович А. Г., д-р физ.-мат. наук, ведущий науч. сотр., ГНУ ФТИ
НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

Гордиенко А. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ГНУ
ФТИ НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

Дибров И. А., д-р техн. наук, проф., Российская ассоциация литей-
щиков, г. Москва, Россия

Иванов И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Константинов В. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, Беларусь

Крамер Олаф. М., менеджер по региональным продажам в СНГ,
Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH, Германия

Найдек В. Л., акад. НАН Украины, д-р техн. наук, проф., ФТИ МиС
НАН Украины, г. Киев, Украина

Немененок Б. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Нофал А., проф., Центральный научно-исследовательский метал-
лургический институт, г. Каир, Египет

Пантелеенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф.,
БНТУ, г. Минск, Беларусь

Прушак В. Я., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ЗАО
«Солигорский институт проблем ресурсосбережения с опытным
производством», г. Солигорск, Беларусь

Ровин С. Л., д-р техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь

Садох М. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь

Стеценко В. Ю., канд. техн. наук, доцент, ГНУ ИТМ НАН Белару-
си, г. Могилев, Беларусь

Томило В. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Трусова И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Франашек Т., Польская ассоциация литейщиков, Польша

Хань Юйсинь, Китайская литейная ассоциация, Китай

Чандл П., Furtenbach, Австрия

Чой Ки-Йонг, проф., Республика Корея

АДРЕС РЕДАКЦИИ

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

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

Подписано в печать 10.09.2020. Выход в свет 14.09.2020. Формат 60×84%. Цена свободная

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 16,51+0,23 вкл. Уч.-изд. л. 6,46+0,09 вкл. Тираж 150 экз. Заказ 546

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

Редакция не несет ответственности за содержание рекламных объявлений.
Журнал «Литье и металлургия» включен в Перечень научных изданий Респу-
блики Беларусь, DOAJ, РИНЦ.

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

2020, no. 3

Quarterly Journal

Issued in Russian with annotations in English.

Foundry Production and Metallurgy Journal is distributed throughout Belarus, Russia, the Ukraine, Kazakhstan, Baltic States, Czech Republic, Slovakia, Poland, Germany and France.

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

Belarusian National Technical University, Minsk
OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zlobin
Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk
OJSC «BELNILIT», Minsk
OJSC «Gomel Foundry Plant «TSENTROLIT», Gomel
State scientific institution «Institute of Technology of Metals of
National Academy of Sciences of Belarus», Mogilev
OJSC «Minsk Tractor Works», Minsk
OJSC «Mogilev Metallurgical Works», Mogilev
OJSC «Rechitsa Metizny Plant», Rechitsa

PUBLISHER

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

Kharitonchik S. V., Dr. of Engineering Science, BNTU, Minsk, Belarus

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

Marukovich E. I., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Institute of Technology of Metals of NAS of Belarus, Mogilev, Belarus

EDITORIAL COUNCIL

Korchik D. A., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin, Gomel Region, Belarus

Khrustalev B. M., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Nikalaichyk Yu. A., Ph. D in Technical Science, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Samonchik V. G., OJSC Rechitsa Metizny Plant, Rechitsa, Belarus

Dushko S. O., OJSC Gomel Foundry Plant «TSENTROLIT», Gomel, Belarus

CHIEF EDITOR

Marukovich E. I., Academician of National Academy of Sciences of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Laureate of State Prizes of BSSR and RB, Honoured Inventor of the Republic of Belarus

EDITORIAL STAFF

Mashkanova S. V., Editor, BNTU, Minsk, Belarus

Volynets D. P., Computer layout, Design, BNTU, Minsk, Belarus

Halasiuk N. V., Management, BNTU, Minsk, Belarus

Sobolev V. E., Translation, BNTU, Minsk, Belarus

FOUNDER OF THE JOURNAL

Kukuj David Mikhailovich, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Laureate of State Prize of BSSR

EDITORIAL BOARD

Marukovich E. I., Chief Editor, Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Institute of Technology of Metals of NAS of Belarus, Mogilev, Belarus

Nikalaichyk Yu. A., Deputy Chief Editor for Foundry, Ph.D in Technical Science, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Anel'kin N. I., Deputy Chief Editor for Metallurgy, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin, Gomel Region, Belarus

Anisovitch A. G., Dr. of Physical-Math Sciences, Physical-Technical Institute of the NAS of Belarus, Minsk, Belarus

Gordienko A. I., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Physical-Technical Institute of the NAS of Belarus, Minsk, Belarus

Dibrov I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, Russian Foundry Association, Moscow, Russia

Ivanov I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Konstantinov V. M., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Kramer Olaf M., Area Sales Manager in CIS, HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH, Germany

Naidek V. L., Academician of NAS of Ukraine, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Physico-Technological Institute of NAS of Ukraine, Kiiv, Ukraine

Nemenenok B. M., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Nofal A., Professor, Central Metallurgical R&D Institute, Cairo, Egypt

Panteleenko F. I., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Prusach V. Ia., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, CJSC Soligorsk Institute of Problems of Resource Saving with Pilot Production, Soligorsk, Belarus

Rovin S. L., Dr. of Engineering Sciences, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Sadokha M. A., Ph.D in Technical Sciences, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Stetsenko V. Yu., Ph.D in Technical Sciences, Institute of Technology of Metals of NAS of Belarus, Mogilev, Belarus

Tomilo V. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Trusova I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus

Franaszek T., Polish Foundrymen's Association, Krakow, Poland

Han Yuxin, China Foundry Association, China

Tschandl P., FURTENBACH, Austria

Choi Ki-Jong, Professor, Republic of Korea

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

Nezavisimosti ave., 65, 220013, Minsk

Tel.: (017) 292-74-75, Tel./fax (017) 331-11-16,

E-mail: limrb@tut.by Web: www.alimrb.by, www.lim.bntu.by

The Journal is registered in the Ministry of information of the Republic of Belarus. Certificate of registry No 1244 dated May 31, 2012.

Format 60x84%. Free price. Offset paper. Digital printing.

Base print pages 6,46+0,09 inset. Account. publ. pages 16,51+0,23 inset. Circulation 150 copies. Order 546.

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

The editorial staff does not accept responsibility for advertisements.
The Journal is included in the Databases DOAJ and RISC.

© Belarusian National
Technical University, 2020

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

С ЮБИЛЕЕМ

Довнар Г. В. (к 70-летию со дня рождения)	6
---	---

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Наноструктурная теория металлических расплавов	7
Садох М. А., Ровин С. Л., БНТУ Повышение эффективности производства отливок в условиях мелкосерийного и единичного производства	10
Калиниченко М. Л., Долгий Л. П., Калиниченко В. А., БНТУ Анализ современных композиционных материалов, применяемых при изготовлении модельных комплектов для мелкосерийного литейного производства, полученных с помощью технологии склеивания	15
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Производство силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой	23
Пивоварчик А. А., Гродненский государственный университет имени Янки Купалы, Михальцов А. М., БНТУ, Тишкова Я. И., Гродненский государственный университет имени Янки Купалы Разработка состава смазки для литья под давлением с высокой седиментационной устойчивостью	31
Марукович Е. И., Ильюшенко В. М., Пумпур В. А., Андриенко В. М., Дувалов П. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Влияние легирующих элементов и термической обработки на механические свойства хромистого чугуна	36

МЕТАЛЛУРГИЯ

Тимошпольский В. И., Марукович Е. И., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Трусова И. А., БНТУ Применение классических численных методов в расчетах режимов затвердевания непрерывного слитка	41
Дьяконов О. М., Литвинко А. А., Середа В. Ю., БНТУ Оценка качества горячепрессованных брикетов как вида шихтовых материалов	48
Овчинников Е. С., Овчинникова И. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Плакированный арматурный прокат	56
Матвеев О. М., Шаповалов В. В., Музыченко И. В., Штаркина О. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Изготовление металлокорда конструкции 7х7х0,22 на канатных машинах типа RIR-15	59
Макаров В. А., Савостеев Т. К., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Определение массовой доли оксидов калия и натрия в пыли фильтров электросталеплавильных печей методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой	62
Брезгун С. Ф., Негру А. С., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Модернизация канатной машины с целью учета длины металлокорда на этапе его окончательного производства	67

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Томило В. А., Нестерович М. Л., БНТУ Исследование процесса гибки высокопрочных сталей	71
Анисович А. Г., Акула И. П., Ласковнев А. П., Маркевич М. И., Чекал М. Н., ГНУ ФТИ НАН Беларуси Морфология поверхности, магниторезонансные и антистатические свойства ткани с углеродным покрытием, модифицированным кластерами металлов	79
Ловшенко Ф. Г., Федосенко А. С., Белорусско-Российский университет Плазменные покрытия из механически синтезированных композиционных порошков на основе системы «железо-алюминий»	84
Анисович А. Г., ГНУ ФТИ НАН Беларуси Артефакты в металлографии: пыль	93
Ловшенко Ф. Г., Лозиков И. А., Хабибуллин А. И., Белорусско-Российский университет Алюминиевые механически легированные композиционные жаропрочные материалы с особыми физико-механическими свойствами	99
Лагойская М. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Влияние абразивных материалов на качество аналитических поверхностей при подготовке образцов для спектрального анализа	112

ДИСКУССИЯ

Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Стеценко А. В., Белорусско-Российский университет Силы пространства	117
--	-----

НОВОСТИ

Гацуро В. М., ОАО «Минский тракторный завод» Амбициозные планы строительства современного высокоэффективного литейного завода	121
Николайчик Ю. А., Соболев В. Е., БНТУ Экспортные поставки некоторых видов продукции литейной и металлургической промышленности в страны европейского союза с 2010 по 2019 годы	125

ПО СТРАНИЦАМ ЖУРНАЛОВ

Соболев В. Е., БНТУ По страницам зарубежной печати	133
Поэтическая страничка	140

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Dovnar G. V. (on the 70th Anniversary)	6
--	---

FOUNDRY

Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus Nanostructural theory of metal melts	7
Sadokha M. A., Rovin S. L., Belarusian National Technical University Increasing the efficiency of casting manufacture in small-scale and single-unit production	10
Kalinichenko M. L., Dolgiy L. P., Kalinichenko U. A., BNTU Analysis of modern composite materials used in the manufacture of model kits for small-scale foundry production, obtained using bonding technology	15
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus Production of silumins with highly dispersed inverted microstructure	23
Pivovarchyk A. A., Yanka Kupala State University of Grodno, Mikhaltsov A. M., Belarusian National Technical University, Tsishkova Yu. I., Yanka Kupala State University of Grodno Development of the composition of a lubricant for injection under pressure with high sedimentation stability	31
Marukovich E. I., Ilyushenko V. M., Pumpur V. A., Andrienko V. M., Duvalov P. Yu., Institute Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus Influence of alloying elements and heat treatment on the mechanical properties of chromium cast iron	36

METALLURGY

Timoshpolsky V. I., Marukovich E. I., Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus, Trusova I. A., BNTU Application of classical numerical methods in the calculation of solidification modes of a continuous ingot	41
D'jakonov O. M., Litvinko A. A., Sereda V. Ju., BNTU Estimation of quality of hot pressed briquettes as a type of metallurgical charge materials	48
Ovchinnikov E. S., Ovchinnikova I. A., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Clad rolled reinforcing bars	56
Matveev O. M., Shapovalov V. V., Muzychenko I. V., Starkina O. A., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Production of metal cord construction size 7x7x 0, 22 on root machines type RIR –15	59
Makarov V. A., Savosteenko T. K., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Determination of the mass fraction of potassium and sodium oxides in the dust of electric furnace filters by atomic emission spectrometry with inductively coupled plasma	62
Brezgun S. F., Negru A. S., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Modernization of the cable car in order to take into account the length of the metal cord at the stage of its final production	67

SCIENCE OF MATERIALS

Tamila V. A., Nesterovich M. L., BNTU Research of high strength steels bending	71
Anisovich A. G., Akula I. P., Laskovnev A. P., Markevich M. I., Chekan N. M., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Surface morphology, magnetic resonance and antistatic properties of fabric with carbon coating, modified by metal clusters	79
Lovshenko F. G., Fedosenko A. S., Belarusian-Russian University Plasma coatings made of mechanically synthesized composite powders based on the «iron-aluminum» system	84
Anisovich A. G., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Artifacts in metallography: dust	93
Lovshenko F. G., Lozikov I. A., Khabibulin A. I., Belarusian-Russian University High-temperature aluminum composite materials with special physical and mechanical properties produced by mechanical alloying	99
Lagoyskaya M. V., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Influence of abrasive materials on the quality of analytical surfaces during preparation of samples for spectral analysis	112

DISCUSSION

Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus, Stetsenko A. V., Belarusian-Russian University Forces of space	117
---	-----

NEWS

Gatsuro V. M., OJSC «Minsk Tractor Plant» Construction of a modern high-performance foundry	121
Nikolaichik Yu. A., Sobolev V. E., BNTU, Export deliveries of certain types of products of the foundry and metallurgical industry to the countries of the European Union from 2010 to 2019	125

ACCORDING TO THE PAGES OF MAGAZINE

Sobolev V. E., BNTU Export of Some Foundry and Metallurgical products to the European Union in 2010–2019	133
Poetic page	140

С юбилеем!

Геннадий Витольдович ДОВНАР

(к 70-летию со дня рождения)



17 июня исполнилось 70 лет Геннадию Витольдовичу Довнару – кандидату технических наук, доценту кафедры «Металлургия черных и цветных сплавов» Белорусского национального технического университета.

После окончания в 1967 году средней школы с серебряной медалью Г.В. Довнар поступил в Белорусский политехнический институт на специальность «Литейное производство черных и цветных металлов». С третьего курса активно занимался научно-исследовательской работой. Получив диплом инженера-металлурга в 1972 году, он по распределению был направлен на Минский автомобильный завод, где работал в центральной заводской лаборатории. В 1974 году поступил в очную аспирантуру по специальности 05.16.04 – «Литейное производство» к профессору Д. Н. Худокормову. После окончания аспирантуры работал в научно-исследовательских лабораториях кафедры на должностях младшего, затем старшего научного сотрудника.

В 1982 году Г.В. Довнар переходит на преподавательскую работу в должности ассистента кафедры «Литейное производство черных и цветных металлов» и в 1983 году успешно защищает кандидатскую диссертацию на тему «Исследование методов управления структурообразованием сплавов алюминия с тугоплавкими компонентами и разработка на их основе новых технологических процессов получения отливок». В 1989 году Г.В. Довнар избирается на должность доцента кафедры «Литейное производство черных и цветных металлов», где и работает по настоящее время.

Научные интересы Г.В. Довнара связаны с процессами модифицирования и рафинирования алюминиевых сплавов, технологиями рециклинга цветных металлов, вопросами промышленной безопасности. По результатам исследовательской деятельности им опубликовано более 100 научных работ, в том числе 10 учебно-методических пособий, получено около 20 авторских свидетельств на изобретения и патентов. Подготовил трех кандидатов технических наук и семь магистрантов. Многие годы исполнял на кафедре обязанности ученого секретаря и отвечал за организацию и проведение производственных практик.

В настоящее время Г.В. Довнар проводит занятия по учебным дисциплинам «Проектирование цехов», «Технологическое оборудование литейных цехов», «Металлургическая переработка отходов производства и потребления», руководит курсовым и дипломным проектированием, производственными практиками, является куратором учебных групп. Активно участвует в совершенствовании учебного процесса, разработке новых форм обучения и контроля знаний.

В 2016 году Г.В. Довнар успешно прошел в Госпромнадзоре проверку знаний по законодательству в области промышленной безопасности.

За добросовестную работу Г.В. Довнар награжден двумя Почетными грамотами БНТУ и Грамотой Министерства образования Республики Беларусь.

От всей души поздравляем Геннадия Витольдовича с юбилеем и желаем крепкого здоровья, счастья, долгих лет жизни и новых успехов в подготовке специалистов для литейного и металлургического производств!

Коллеги кафедры «Металлургия черных и цветных сплавов» БНТУ
Редакция журнала «Литье и металлургия»



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-7-9>
УДК 620.181: 669.017

Поступила 15.06.2020
Received 15.06.2020

НАНОСТРУКТУРНАЯ ТЕОРИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

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

Показано, что атомная и атомно-кластерная теории не могут быть основой для теорий кристаллизации и модифицирования металлов и сплавов. На основе термодинамических расчетов разработана наноструктурная теория металлических расплавов. В этой теории основными структурными элементами являются не атомы, а нанокристаллы. Они термодинамически стабильны в металлическом расплаве, поэтому определяют его структуру и свойства. Центры кристаллизации состоят из нанокристаллов. Интенсивность агрегации нанокристаллов определяется концентрацией демодифицирующих поверхностно-активных элементов. Действие модификаторов объясняется процессом связывания этих элементов. Наноструктурная теория металлических расплавов объясняет механизм действия модифицирующих неметаллических включений и интерметаллидов, эффект перемодифицирования, высокую скорость кристаллизации при большой интенсивности охлаждения металлического расплава. Наноструктурная теория металлических расплавов является основой для теорий кристаллизации и модифицирования металлов и сплавов.

Ключевые слова. Металлический расплав, наноструктурная теория, модификаторы, кристаллизация, нанокристаллы, поверхностно-активные элементы.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 7–9. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-7-9>.

NANOSTRUCTURAL THEORY OF METAL MELTS

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

It has been shown that atomic and atomic cluster theories cannot be the basis for theories of crystallization and modification of metals and alloys. Based on thermodynamic calculations, a nanostructural theory of metal melts has been developed. In this theory, the main structural elements are not atoms, but nanocrystals. They are thermodynamically stable in the metal melt, so they determine its structure and properties. Crystallization centers consist of nanocrystals. The intensity of aggregation of nanocrystals is determined by the concentration of demodifying surface-active elements. The action of modifiers is explained by the process of linking these elements. Nanostructural theory of metal melts explains the mechanism of action of modifying non-metallic inclusions and intermetallics, the effect of re-modification, high crystallization rate with high cooling intensity of the metal melt. Nanostructural theory of metal melts is the basis for theories of crystallization and modification of metals and alloys.

Keywords. Metal melt, nanostructural theory, modifiers, crystallization, nanocrystals, surface-active elements.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Nanostructural theory of metal melts. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 7–9. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-7-9>.

Теория металлических расплавов (ТМР) является основой для теорий кристаллизации и модифицирования металлов и сплавов. Известна атомная ТМР, в которой основными структурными элементами являются атомы. Согласно атомной ТМР, микрокристаллы при плавлении распадаются на атомы. При этом однофазная система металлического расплава является равновесной, так как удовлетворяет правилу фаз. Главный недостаток атомной ТМР – большая трудность при объяснении структурообразования в металлических расплавах, которое фиксируется методом рентгеноструктурного анализа. Для ее преодоления была разработана атомно-кластерная ТМР. Согласно этой теории, в металлических расплавах из атомов с частотой 10^7 – 10^{11} Гц образуются и распадаются нанокристаллические образования, не имеющие межфазных границ. Атомно-кластерная система является неравновесной, поэтому не удовлетворяет правилу фаз. Кроме того, вероятность образования нанокристаллических кластеров в металлических расплавах равна нулю [1]. Это создает большую трудность в объяснении процесса зародышеобразования при кристаллизации металлических расплавов. В рамках атомной и атомно-кластерной ТМР

образование из атомов двух- и трехмерных кристаллических зародышей невозможно. Поэтому эти ТМР не могут быть основами для теорий кристаллизации и модифицирования металлов и сплавов. Исходя из этого, создание теории металлических расплавов является актуальной задачей, имеющей большое научное и практическое значение.

На основе термодинамических расчетов разработана наноструктурная ТМР [1–3], в которой основными структурными элементами служат нанокристаллы. Они термодинамически стабильны в металлическом расплаве, поэтому определяют его структуру и свойства. Согласно наноструктурной ТМР, металлический расплав является двухфазной равновесной системой, удовлетворяющей правилу фаз [3]. Одна фаза – нанокристаллы, другая – атомный газ. В жидких металлах атомная доля нанокристаллов в среднем составляет 96%, так как при плавлении атомизируется в среднем только 4% ионов микрокристаллов [1]. Поэтому при плавлении микрокристаллы в основном распадаются на нанокристаллы. В металлических расплавах термодинамически стабильно существуют нанокристаллы размером от единиц до сотен нанометров. Зародыши микрокристаллов (центры кристаллизации) также являются нанокристаллами. Центры кристаллизации (ЦК) до определенной температуры сохраняют стабильность, а затем могут распадаться на более мелкие нанокристаллы. Этому процессу способствуют поверхностно-активные элементы, которые являются демодификаторами при кристаллизации фаз. Соответственно модификаторами микроструктуры сплавов служат вещества, которые связывают демодификаторы.

Наиболее активным поверхностно-активным демодифицирующим элементом в металлических расплавах является атомарный кислород. Адсорбируясь на нанокристаллах, он способствует распаду ЦК. Атомарный кислород также препятствует объединению (коагуляции) нанокристаллов в центры кристаллизации, что приводит к уменьшению их концентрации и получению немодифицированной микроструктуры сплава. Многие модификаторы имеют высокое химическое сродство к кислороду. Поэтому они существенно уменьшают в металлических расплавах концентрацию растворенного и соответственно адсорбированного атомарного кислорода. Это интенсифицирует процесс образования ЦК и приводит к получению в отливках модифицированной микроструктуры. Стабильное существование в металлических расплавах ЦК объясняет эффект структурной наследственности. Ее время живучести обратно пропорционально температуре и времени выдержки металлического расплава. Эти факторы увеличивают в нем концентрацию таких поверхностно-активных демодифицирующих элементов, как атомарный кислород и водород. Они адсорбируются центрами кристаллизации и приводят к их распаду по эффекту Ребиндера.

Согласно наноструктурной ТМР, зародышами микрокристаллов служат нанокристаллические образования, состоящие из более мелких нанокристаллов. Такие ЦК полностью (по всем кристаллографическим плоскостям) соответствуют принципу структурного и размерного соответствия Данкова-Конобеевского. Неметаллические включения и интерметаллиды полностью не соответствуют этому принципу в отношении кристаллических решеток формирующихся фаз [4]. Несмотря на это, неметаллические включения и интерметаллиды оказывают модифицирующее действие на микроструктуру отливок. Наноструктурная ТМР объясняет такой эффект связыванием (адсорбированием) демодифицирующих поверхностно-активных элементов (водорода, кислорода). В результате уменьшается их концентрация в металлическом расплаве. Неметаллические включения и интерметаллиды также выполняют адсорбционную защиту ЦК от демодифицирующих поверхностно-активных элементов.

Наноструктурная ТМР объясняет эффект перемодифицирования и механизм действия модификаторов. Известно, что их эффективность модифицирования находится в определенных концентрационных пределах, часто достаточно узких. Ниже этого предела происходит немодифицирование, а выше – перемодифицирование. Эффект модифицирования микроструктуры отливки объясняется повышенной концентрацией ЦК. Она, согласно наноструктурной ТМР, зависит от интенсивности агрегации (коагуляции) нанокристаллов. Этот процесс лимитируется (управляется) концентрацией поверхностно-активных элементов. Если она достаточно высокая, то интенсивность коагуляции нанокристаллов в ЦК относительно низкая, и наоборот. Модификаторы снижают в металлических расплавах концентрацию поверхностно-активных элементов. Поэтому при недостатке модификаторов концентрация ЦК невелика и происходит эффект немодифицирования микроструктуры отливки. При избытке модификатора в металлическом расплаве существенно снижается концентрация поверхностно-активных элементов. Это значительно ускоряет процесс коагуляции нанокристаллов в ЦК, что в итоге увеличивает их размеры, но снижает концентрацию зародышей микрокристаллов. В результате происходит эффект, обратный модифицированию, – перемодифицирование.

Наноструктурная ТМР объясняет высокую скорость кристаллизации при большой интенсивности охлаждения металлического расплава. Этот процесс происходит потому, что основными строительными материалами при формировании микрокристаллов являются не атомы, а нанокристаллы.

Таким образом, наноструктурная ТМР служит основой для теорий кристаллизации и модифицирования металлов и сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.** Структура металлического расплава // *Металлургия машиностроения*. 2020. № 3. С. 15–16.
2. **Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.** Научная проблема металлических расплавов. Пути решения // *Металлургия машиностроения*. 2018. № 5. С. 7–9.
3. **Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.** Термодинамические основы плавления металлов // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 14–17.
4. **Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.** Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.

REFERENCES

1. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Struktura metallichesкого расплава [Structure of metal fusion]. *Metallurgiya mashinostroeniya* = *Metallurgy of Machinery Building*, 2020, no. 3, pp. 15–16.
2. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Nauchnaja problema metallicheskih rasplavov. Puti reshenija [The scientific problem of metal melts. Solutions]. *Metallurgiya mashinostroeniya* = *Metallurgy of Machinery Building*, 2018, no. 5, pp. 7–9.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Termodinamicheskie osnovy plavleniya metallov [Thermodynamic bases of metal melting]. *Lit'e i metallurgiya* = *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 14–17.
4. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** *Modificirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009. 192 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-10-14>
УДК 621.74

Поступила 09.07.2020
Received 09.07.2020

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОИЗВОДСТВА ОТЛИВОК В УСЛОВИЯХ МЕЛКОСЕРИЙНОГО И ЕДИНИЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

М. А. САДОХА, С. Л. РОВИН, Белорусский национальный технический университет, г. Минск,
Беларусь, пр-т Независимости, 65. E-mail: rovinsl@mail.ru

Литейное производство является многопрофильной отраслью машиностроения, обеспечивающей получение литых заготовок из различных металлов и сплавов. Серийность производства оказывает большое влияние на эффективность и качество получаемых отливок. Единичное и мелкосерийное литейное производство являются важной составной частью современного машиностроения. В статье представлен структурный анализ технологии получения отливок, рассмотрены отдельные технологические переделы как с точки зрения влияния на эффективность литья, так и с точки зрения обеспечения высокого качества при минимальных затратах. Учитывая особую потребность единичного и мелкосерийного производства литья в технологической гибкости, предложены схемы оптимизации подготовки производства и рационального технологического оснащения. Приведены примеры используемого оборудования.

Ключевые слова. Литейное производство, аддитивные технологии, отливка, смеситель, стержневая смесь, формовочная смесь, литейная оснастка, литейные формы.

Для цитирования. Садоха, М. А. Повышение эффективности производства отливок в условиях мелкосерийного и единичного производства / М. А. Садоха, С. Л. Ровин // *Литье и металлургия*. 2020. № 3. С. 10–14. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-10-14>.

INCREASING THE EFFICIENCY OF CASTING MANUFACTURE IN SMALL-SCALE AND SINGLE-UNIT PRODUCTION

M. A. SADOKHA, S. L. ROVIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti Ave.
E-mail: rovinsl@mail.ru

Foundry is a multidisciplinary industry of engineering, providing cast blanks from various metals and alloys. The seriality of production has a great impact on the efficiency and quality of the castings being received. Single-unit and small-scale foundry production is an important part of modern engineering. Structural analysis of casting technology is presented in the article, individual technological changes are considered both in terms of impact on the efficiency of casting, and in terms of high quality assurance at minimal cost. Taking into account the need for a single-unit and small-scale casting in the flexibility of the processes, schemes of organization of technological preparation of production and technological equipment are proposed. Examples of the equipment used are given.

Keywords. Foundry, additive technology, casting, mixer, core mixture, molding mixture, foundry rigging, foundry moulds.

For citation. Sadokha M. A., Rovin S. L. Increasing the efficiency of casting manufacture in small-scale and single-unit production. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 10–14. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-10-14>.

Литейное производство как основная заготовительная база машиностроения располагает огромным ассортиментом технологий и технологического оснащения, которые в той или иной ситуации с разной степенью эффективности могут быть использованы для выполнения конкретных производственных задач. Известно, что одну и ту же отливку можно получать многими способами с применением различных технологических приемов. Однако экономическая эффективность ее производства в разных случаях будет значительно отличаться [1]. Современное машиностроение ставит перед литейным производством новые задачи, решение которых позволит намного быстрее осваивать новые виды продукции, и более динамично развиваться машиностроению в целом. Среди этих задач основными можно считать следующие: увеличение темпов получения опытных образцов отливок; повышение точности литых заготовок; снижение себестоимости отливок; быструю корректировку и доработку конструкции отливок.

При любом варианте получения отливок процесс от постановки задачи до получения литого изделия можно представить в виде ряда последовательных этапов (рис. 1).

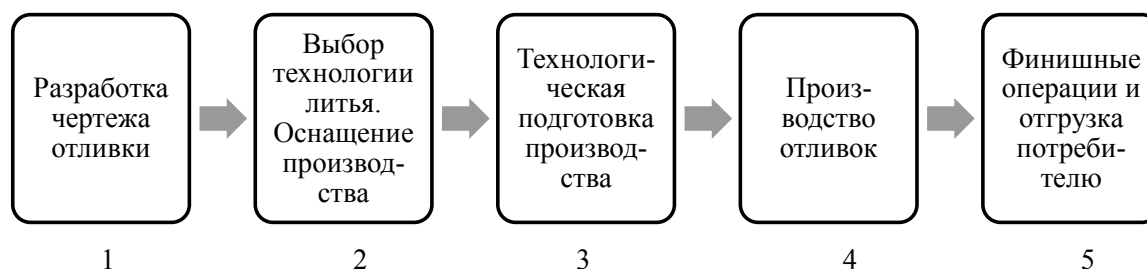


Рис. 1. Основные этапы (стадии) освоения производства новых отливок

Каждый этап вносит свой вклад в общую эффективность производства отливок. Причем серийность производства во многом определяет подходы к выбору той или иной схемы его организации.

Учитывая, что 1–3-й этапы практически не зависят от объемов производства, а затраты по 4-му и 5-му этапам напрямую связаны с объемом выпуска отливок, очевидно, что с ростом объемов производства (серийности) доля 4-го и 5-го этапов в общих затратах на изготовление одной отливки возрастает, а доля 1–3-го – сокращается.

Таким образом, целесообразно использовать разные подходы к подготовке производства отливок в условиях индивидуального, единичного и серийного, массового производства.

Исходя из представленного анализа, можно сформулировать ряд принципов обеспечения максимальной эффективности мелкосерийного и единичного литейного производства [2, 3]:

- максимальное сокращение времени и стоимости технологической подготовки производства, в том числе и изготовления литейной технологической оснастки (обеспечивая не максимальную, но достаточную для малых серий стойкость, работоспособность и долговечность);
- выбор технологии производства отливок с возможностью гибкого регулирования времени, последовательности выполнения отдельных технологических операций и производительности;
- универсальность используемых технологических процессов, материалов и оборудования, которые должны позволять получать отливки из разных сплавов в широком диапазоне размеров и т.п.

К направлениям, которые в условиях мелкосерийного и единичного выпуска отливок позволяют многократно сократить финансовые и временные затраты на подготовку производства, можно отнести применение аддитивных технологий [2, 3].

Использование аддитивных технологий в современном литейном производстве позволяет «выращивать» и модельную оснастку, и непосредственно литейные формы с минимальными трудозатратами и значительным сокращением сроков изготовления. Причем сегодня стоимость изделий, полученных с применением послойного синтеза, уже сопоставима с затратами при традиционных методах изготовления [4–6].

Если традиционный процесс изготовления модельной оснастки с использованием универсальных обрабатывающих станков или станков с ЧПУ требует оперативного взаимодействия между конструкторским бюро, технологическим отделом, модельным участком и литейным цехом, что зачастую затруднено особенно на больших предприятиях из-за различной подчиненности перечисленных служб и сопровождающего документооборота, то изготовление оснастки с применением 3d-печати и современных CAD/CAM/CAE-систем может быть практически полностью реализовано непосредственно с рабочего места конструктор-технолога: по чертежу литой детали конструктор создает виртуальную 3D-модель отливки, размещает ее в литейной форме, рассчитывает литниково-питающую систему (ЛПС), назначает литейно-модельные указания, моделирует процесс заливки литейной формы и процессы формирования отливки, выявляет возможные дефекты, корректирует конструкцию ЛПС, создает виртуальный образ модельного комплекта и распечатывает на 3D-принтере уже готовые к монтажу твердотельные модели [6–8].

При прототипировании, изготовлении пилотных литых изделий, корректировке их конструкции и литейной технологии большие преимущества обеспечивает применение 3D-принтеров для непосредственной печати литейных форм и стержней, что дает возможность вообще исключить из традиционной цепочки получения опытных образцов отливок стадию изготовления модельной оснастки (рис. 2). Учитывая, что при разработке новых литых изделий и освоении их выпуска процесс корректировки

конструкции отливки зачастую повторяется многократно, исключение стадии проектирования и изготовления модельной оснастки позволяет значительно снизить издержки и повысить конкурентоспособность производства.

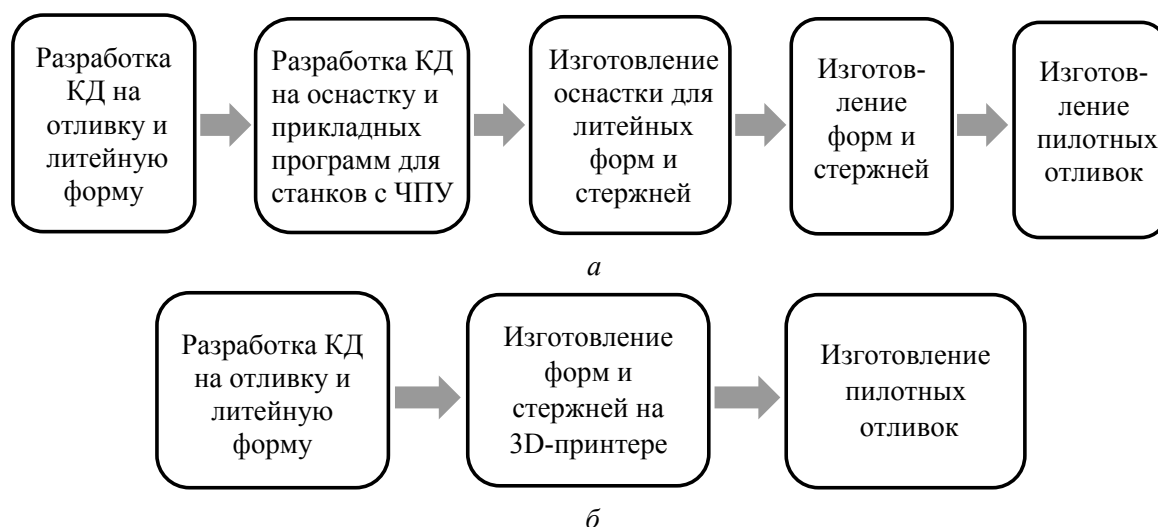


Рис. 2. Схема подготовки производства новых отливок:

а – традиционная; б – с применением аддитивных технологий для изготовления литейных форм и стержней

В единичном и индивидуальном производстве нередко возникает потребность в изготовлении новой литой детали по образцу, при этом в силу разных причин на образец может отсутствовать конструкторская документация. В этом случае значительным подспорьем становится применение современных технологий оцифровки поверхностей – 3D-сканирование образца [9–11].

По сравнению с традиционными подходами применение аддитивных и цифровых технологий позволяет существенно сократить время и снизить стоимость подготовки и освоения производства новых отливок и изготовления модельной оснастки, что особенно важно для предприятий, специализирующихся на единичном и мелкосерийном производстве, ремонтном литье и выпуске отливок по индивидуальным заказам.

Специфика единичного и мелкосерийного производства, помимо требования постоянно осваивать новую номенклатуру отливок, заключается в необходимости изготовления литейных форм разных размеров и металлоемкости, приготовления различных сплавов, применения разных подходов к организации финишных операций.

Если при массовом производстве организуются сквозные постоянно функционирующие технологические потоки с параллельным выполнением технологических операций, то при единичном и мелкосерийном производстве приходится зачастую использовать смешанную систему организации труда, с выполнением ряда операций последовательно с разнесением их по времени.

В таких условиях наиболее рациональным является использование No-bake-технологий и современных песчано-смоляных холоднотвердеющих смесей (ХТС) [12].

Приготовление песчано-смоляных ХТС в зависимости от требуемых объемов смеси осуществляется с применением смесителей периодического и непрерывного действия.

Смесители периодического действия для ХТС, как правило, представляют собой малогабаритные лопастные агрегаты (рис. 3, а), которые достаточно просты в эксплуатации, не требуют больших площадей и фундаментов для размещения и могут работать с большинством используемых в настоящее время связующих органических композиций.

Основными узлами смесителя являются чаша, основание, привод и смешивающий элемент. Все модели данного типа смесителей различных производителей имеют подобную конструктивную схему. В зависимости от модели смесителя максимальная масса замеса может составлять от 50 до 300 кг.

Смесители периодического действия могут поставляться и эксплуатироваться с установками подачи и дозирования сухого песка и жидких составляющих, оснащаться вибростолами для уплотнения смеси и транспортными системами подачи опок и перемещения форм.

Для организации мелкосерийного производства форм и стержней из ХТС смесей с кислотными отвердителями предпочтительно использовать шнековые смесители непрерывного действия, позволяющие



а



б

Рис. 3. Смесители для приготовления песчано-смоляных ХТС производства ОАО «БЕЛНИИЛИТ» (Беларусь):
а – лопастные периодического действия различной производительности; б – непрерывного действия шнековый мод. С1Ш-3

механизировать и максимально сократить время перемешивания, транспортирования и заполнения технологической оснастки смесью.

Конструктивно высокоскоростные одношнековые смесители (рис. 3, б) представляют собой поворотный смешивающий агрегат, установленный на опорную колонну.

Производительность смесителей регулируется в широком диапазоне и может достигать у некоторых моделей до нескольких десятков тонн в час смеси. Отличительная черта этих компактных смесителей – конструктивная простота и надежность. Перемешивание компонентов смеси происходит в шнековой камере смешивающего агрегата сменными лопатками, закрепленными на быстровращающемся валу. Специальная геометрия рабочих лопаток и их взаимное расположение, а также высокая скорость вращения шнека обеспечивают быстрое и качественное перемешивание компонентов, а также полную очистку камеры от остатков смеси в конце каждого рабочего цикла.

Современные шнековые смесители, как правило, оснащаются многоконтурными системами подачи и дозирования жидких связующих компонентов, а также системами контроля температуры и подогрева наполнителя, что обеспечивает возможность их применения для приготовления большинства используемых в современной литейной промышленности типов песчано-смоляных смесей на основе двухкомпонентных вяжущих композиций «смола + отвердитель», например, фурановых смесей кислотного отверждения, смесей для Альфа-сет-процесса, отверждаемых сложными эфирами, и др. [12].

Данные смесители могут эксплуатироваться как отдельные технологические единицы оборудования; в комплекте с вибростолом, предназначенным для механизации процесса уплотнения смеси в технологической оснастке; как автоматические установки смесеприготовления при установке их на стержневую машину.

Широкое применение современных технологий и специального подобранного оборудования при рациональном технологическом оснащении позволяют максимально эффективно организовать единичное и мелкосерийное производство отливок, обеспечив их стабильно высокую точность и качество.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Sadokha, M.** Increasing Productive Efficiency of Casting of Ferrous and Non-ferrous Alloys / M. Sadokha // Creative Foundry. Mat. 73th World Foundry Congress. Krakow, Poland 23–27 September 2018. P. 297–298.
2. **Дорошенко, В. А.** Модульные производственно-технологические комплексы для мелко- и среднесерийного производства / В. А. Дорошенко, А. И. Чудайкин, В. А. Юдин, С. А. Богданчук // Литейное производство. 2012. № 2. С. 18–22.
3. **Dojka, R.** Optimization of heavy steel casting manufacturing technology / R. Dojka // Creative Foundry. Mat. 73th World Foundry Congress. Krakow, Poland 23–27 September 2018. P. 547–548.
4. **Баринюк, А. Ю.** Применение аддитивных технологий для получения литых изделий технического назначения / А. Ю. Баринюк, В. Н. Дьячков, К. В. Никитин и др. // Литейщик России. 2018. № 8. С. 14–19.
5. **Попаднюк, С.** Девять шагов к созданию аддитивного центра на предприятии / С. Попаднюк // Аддитивные технологии. 2019. № 3. С. 24–28.
6. **Гамов, Е. С.** Теоретические и технологические предпосылки аддитивных (цифровых) способов литья / Е. С. Гамов, В. А. Кукушкина // Литейщик России. 2018. № 3. С. 9–13.

7. **Толочко, Н.К.** Применение технологии экструзионной 3D-печати в литейном производстве / Н.К. Толочко, А.А. Андрушевич, П.Н. Василевский, П.С. Чугаев // Литье и металлургия. 2018. № 4. С. 139–144.
8. **Леушин, И.О.** Применение RP-технологии для изготовления малогабаритной оснастки в мелкосерийном производстве литья / И.О. Леушин, В.А. Решетов, А.Д. Романов, А.А. Большаков // Изв. Моск. гос. техн. ун-та МАМИ. 2013. Т. 2. № 2. С. 229–232.
9. **Afsardis, K.** Simulation driven design for castings with effective control of manufacturing constraints / K. Afsardis // Creative Foundry. Mat. 73th World Foundry Congress. Krakow, Poland 23–27 September 2018. P. 609–610.
10. **Голуб, Д.М.** Цифровые технологии сканирования и неразрушающего контроля геометрии литейной оснастки, отливок и других деталей в литейном производстве / Д.М. Голуб, М.А. Садоха, В.Э. Марушкевич и др. // Тр. 26-й Междунар. науч.-техн. конф. «Литейное производство и металлургия 2018. Беларусь», 17–18 октября 2018 г. Минск, 2018. С. 96–99.
11. **Gramegna, N.** Digital transformation to Foundry 4.0 / N. Gramegna // Creative Foundry. Mat. 73th World Foundry Congress. Krakow, Poland 23–27 September 2018. P. 605–606.
12. **Жуковский, С.С.** Холоднотвердеющие связующие и смеси для литейных стержней и форм: Справ. М.: Машиностроение, 2010. 256 с.

REFERENCES

1. **Sadokha M.A.** Increasing Productive Efficiency of Casting of Ferrous and Non-ferrous Alloys. Creative Foundry. Mat. 73th World Foundry Congress. Krakow, Poland, 23–27 September 2018, pp. 297–298.
2. **Doroshenko V.A., Chudajkin A.I., Judin V.A., Bogdanchuk S.A.** Modul'nye proizvodstvenno-tehnologicheskie komplekсы dlja melko- i sredneseriynogo proizvodstva [Modular production and technological complexes for small and medium batch production]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2012, no. 2, pp. 18–22.
3. **Dojka R.** Optimization of heavy steel casting manufacturing technology. Creative Foundry. Mat. 73th World Foundry Congress. Krakow, Poland 23–27 September 2018, pp. 547–548.
4. **Barinov A. Ju., D'jachkov V.N., Nikitin K. V.** Primenenie additivnyh tehnologij dlja poluchenija lityh izdelij teh-nicheskogo naznachenija [Application of additive technologies for production of cast products for technical purposes]. *Litejshhik Rossii = Foundry of Russia*, 2018, no. 8, pp. 14–19.
5. **Popadnjuk S.** Devjat' shagov k sozdaniju additivnogo centra na predpriyatii [Nine steps to creating an additive center in the enterprise]. *Additivnye tehnologii = Additive technologies*, 2019, no.3, pp.24–28.
6. **Gamov E.S., Kukushkina V.A.** Teoreticheskie i tehnologicheskie predposylki additivnyh (cifrovyyh) sposobov lit'ja [Theoretical and technological prerequisites for additive (digital) casting methods]. *Litejshhik Rossii = Foundry of Russia*, 2018, no. 3, pp. 9–13.
7. **Tolochko N.K., Andrushevich A.A., Vasilevskij P.N., Chugaev P.S.** Primenenie tehnologij jekstruzionnoj 3D-pechati v litejnom proizvodstve [Application of extrusion 3D printing technology in foundry]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 4, pp.139–144.
8. **Leushin I.O., Reshetov V.A., Romanov A.D., Bol'shakov A.A.** Primenenie RP-tehnologii dlja izgotovlenija malogabaritnoj osnastki v melkoseriynom proizvodstve lit'ja [Application of RP-technology for the manufacture of small-sized tooling in small-scale production of castings]. *Izvestija Moskovskogo gosudarstvennogo tehnicheskogo universiteta MAMI = Bulletin of the Moscow State Technical University MAMI*, 2013, vol.2, no. 2, pp. 229–232.
9. **Afsardis K.** Simulation driven design for castings with effective control of manufacturing con-straints. Creative Foundry. Mat. 73th World Foundry Congress. Krakow, Poland 23–27 September 2018, pp. 609–610.
10. **Golub D.M., Sadokha M.A., Marushkevich V. Je** Cifrovye tehnologii skanirovaniya i nerazrushajushhego kontrolja geometrii litejnoj osnastki, otlivok i drugih detalej v litejnom proizvodstve [Digital technologies for scanning and non-destructive testing of the geometry of foundry equipment, castings and other parts in foundry]. *Trudy 26-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2018. Belarus'», 17–18 oktjabrja 2018, Minsk [Proceedings of the 26th International Scientific and Technical Conference «Foundry and Metallurgy 2018. Belarus», October 17–18, Minsk]. 2018, pp. 96–99.*
11. **Gramegna N.** Digital transformation to Foundry 4.0. Creative Foundry. Mat. 73th World Foundry Congress. Krakow, Poland,, 23–27 September, 2018, pp. 605–606.
12. **Zhukovskij S.S.** Holodnotverdejushhie svyazujushhie i smesi dlja litejnyh sterzhnej i form [Cold hardening binders and mixtures for cores and molds]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2010, 256 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-15-22>
УДК 621.74; 621.792; 621.88

Поступила 15.06.2020
Received 15.06.2020

АНАЛИЗ СОВРЕМЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МОДЕЛЬНЫХ КОМПЛЕКТОВ ДЛЯ МЕЛКОСЕРИЙНОГО ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ТЕХНОЛОГИИ СКЛЕИВАНИЯ

М. Л. КАЛИНИЧЕНКО, Л. П. ДОЛГИЙ, В. А. КАЛИНИЧЕНКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: m.kalinichenko@bntu.by

В статье приведены данные по используемым современным материалам для создания модельных комплектов, способу их монтажа для применения на любых литейно-механических заводах, специализирующихся на ремонте и создании отливок опытными или мелкосерийными партиями. Проведен анализ используемых материалов, клеевых составов, применяемых для их крепления, а также экономических показателей затрат, необходимых для их изготовления. Показаны свойства склеенных соединений, используемых для изготовления как пластиковых компонентов модельных комплектов, так и их комбинаций с металлическими частями.

Ключевые слова. Модельная оснастка, литейное производство, адгезивы, модельный пластик, детали для модельных комплектов, механические испытания на разрыв.

Для цитирования. Калиниченко, М. Л. Анализ современных композиционных материалов, применяемых при изготовлении модельных комплектов для мелкосерийного литейного производства, полученных с помощью технологии склеивания / М. Л. Калиниченко, Л. П. Долгий, В. А. Калиниченко // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 15–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-15-22>.

ANALYSIS OF MODERN COMPOSITE MATERIALS USED IN THE MANUFACTURE OF MODEL KITS FOR SMALL-SCALE FOUNDRY PRODUCTION, OBTAINED USING BONDING TECHNOLOGY

M. L. KALINICHENKO, L. P. DOLGIY, U. A. KALINICHENKO. Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti Ave. E-mail: m.kalinichenko@bntu.by

The article presents modern data on the materials used to create model kits, the method of their installation for use on any foundries, specializing in the repair and creation of castings by experimental or small-scale batches. The analysis of the used materials, adhesive compositions for their fastening, as well as economic indicators of the costs necessary for their production was made. The properties of glued joints used for manufacturing components of model kits from plastics and its combinations with metal parts are shown.

Keywords. Model tools, foundry, adhesives, plastic model, parts of model kits, mechanical tensile test.

For citation. Kalinichenko M. L., Dolgiy L. P., Kalinichenko U. A. Analysis of modern composite materials used in the manufacture of model kits for small-scale foundry production, obtained using bonding technology. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 15–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-15-22>.

Введение

В настоящий момент при производстве мелкосерийных металлических изделий и заготовок все большее внимание уделяется технологиям, связанным с применением 3D-прототипирования в порошковой металлургии и сходными технологиями. При этом по энергетическим затратам традиционное литейное производство дешевле технологий, используемых в порошковой металлургии на 40 % [1], а 3D-прототипирование превышает стоимость литья в несколько раз. Актуальной задачей современного литейного производства является повышение конкурентоспособности, в том числе и за счет повышения точности отливок.

При создании мелкосерийных модельных комплектов для мелкого и среднесерийного производства деталей применяются различные типы разнородных материалов на основе древесины, МДФ, пластических масс, металлов и т.д., которые после обработки монтируются на модельной плите разными способами (штифтование, соединения типа гайка-винт, склейка и т.д.). Материалы, используемые для модельных комплектов, имеют различную плотность, твердость, влагонасыщаемость и склеиваемость и, как следствие, разные характеристики готового изделия по таким показателям, как прочность на сжатие, изгиб, износостойкость и т.д., что определяет общие свойства комплекта в целом. Для их монтажа и ремонта существует широкий диапазон крепежа, при этом штифтовые и винтовые соединения имеют возможность разбалтывания в процессе эксплуатации. Поэтому для повышения надежности предлагаются долговременные и временные клеевые составы, ремонтные пасты, предназначенные для различных условий эксплуатации.

Целью работы является исследование композиционных соединений пластик/пластик и пластик/металл, изготовленных с помощью технологии склеивания, для дальнейшего использования полученных данных в производственном процессе изготовления модельных комплектов для мелкосерийного литейного производства.

Основная часть

На территории стран ЕАС практически отсутствует проектирование типовых модельных комплектов, а также их производство для нужд литейной промышленности, поэтому представляет интерес изготовление модельных комплектов в условиях собственного проектирования и производства (на настоящий момент менее 10%) [2].

Известно [3–11], что при крупносерийном и массовом производстве отливок методом машинной формовки в основном используются металлические модельные комплекты, которые имеют ряд преимуществ – это долговечность, точность геометрических размеров и незначительная шероховатость поверхности. К недостаткам можно отнести высокую стоимость и трудоемкость их изготовления. Материалами для изготовления металлических моделей служат алюминиевые сплавы, сталь, чугун, бронза, латунь и т.д. Выбор сплава производится исходя из характера производства, метода формообразования, конкретной модели, условий эксплуатации, максимального срока службы и стоимости.

В условиях единичного или мелкосерийного производства модельные комплекты изготавливаются из быстротвердеющих материалов [8]: гипса (небольшие по размеру модели), цемента, графитсодержащих материалов, что позволяет значительно уменьшить трудоемкость процесса изготовления моделей. Преимущества таких модельных комплектов – простота изготовления и невысокая стоимость; недостатки – невысокая прочность (при ударных нагрузках), при затвердевании образуется избыток влаги, химически не связанной с быстротвердеющей основой, при испарении влаги образуются поры, которые ухудшают свойства модели. Данные модельные комплекты часто применяются при художественном литье.

В литейном производстве все больше завоевывают место модельные комплекты и стержни, изготовленные из современных пластополимерных материалов [4–8,12]. В Европе, США, Китае, Японии комплекты из высокостойких эпоксидных и полиуретановых смол уже сегодня составляют около 50% парка модельной оснастки. В настоящее время на рынке предлагается широкая гамма модельных блоков для изготовления модельной оснастки и стержневых ящиков. Предлагаемые блоки имеют широкий диапазон технологических характеристик: плотность – от 0,09 до 1,7 г/см³, твердость по Шору – до 90D и рабочие температуры – до 120 °С. Пластиковые плиты легко обрабатываются (практически так же как древесина), обладают малой адгезией с формовочной смесью, имеют неограниченный срок хранения, обработанная поверхность гидрофобная, инертна к большинству растворителей и кислот, обладает прочностью и стойкостью к истиранию, сравнимой с металлической оснасткой [12].

В результате модельные комплекты, изготовленные из данных пластиков, имеют ряд существенных преимуществ: длительный срок службы (до 100 тыс. съёмов); высокую ремонтпригодность (трещины, сколы и прочее восстанавливается специальными пастами, в состав которых входит тот же пластиковый материал); минимальное усилие съёмов при формовке благодаря уникальным антифрикционным свойствам пластополимеров практически исключает необходимость использования разделительных покрытий как при формовке песчано-глинистых смесей, так и при изготовлении форм и стержней из холоднотвердеющих смесей; высокую влагостойкость и стойкость по отношению к агрессивным средам; малую усадку используемых материалов (составляет 0,2–0,3 мм на 1 м); возможность изготавливать копию модели-эталона с микронной точностью [12].

Для повышения конкурентоспособности производимых отливок предъявляются повышенные требования к качеству продукции. Как результат, уделяется все большее внимание внедрению экологически чистых материалов и способов их соединения, которые могут обеспечить конкурентоспособность при производстве качественных отливок как на отечественном, так и на международном рынке. При создании модельных комплектов необходимо уделять основное внимание как возможности его производства из отечественного сырья, так использованию мирового опыта, основанного на моделировании и 3D-прототипировании модельных комплектов. Известно [13–15], что при проектировании и использовании модельной оснастки должна быть обеспечена высокая стойкость к истиранию, а также высокая стойкость к связующему веществу формовочной смеси, отсутствие склонности к деформациям в течение всего времени работы. Следовательно, используемые материалы модельных комплектов должны быть легкими в обработке, легко заменяемыми и ремонтнопригодными, иметь небольшую массу и максимально высокий срок службы.

Наиболее удовлетворяет приведенным выше требованиям применение пластиковых и/или комбинированных моделей, которые имеют ряд преимуществ по сравнению с классическими моделями. Например, пластики дешевле металлов и более легкие, а металлические вставки более износостойкие, чем деревянные комплекты, следовательно, целесообразно совмещение материалов для повышения ресурсов модельного комплекта. При этом следует отметить, что использование традиционной оснастки (деревянных моделей) вполне себя оправдывает при единичном или мелкосерийном производстве отливок, а также при крупногабаритном литье [16]. Ее главное достоинство – дешевизна и доступность. Стоимость фанерных изделий из дерева в 6–8 раз меньше стоимости модельных плит из других материалов. Однако, как показали промышленные испытания, изготовление пластиковых моделей менее энергоемко [16] (рис. 1).

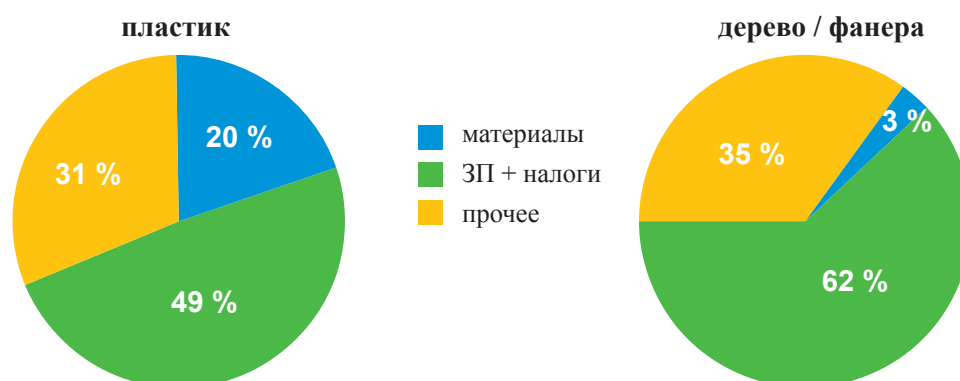


Рис. 1. Структура расходов на изготовление оснастки [16]

Если сравнивать время изготовления модельной оснастки из дерева и пластика, то процессы механообработки на станке с ЧПУ в процессе фрезеровки в обоих случаях идентичны и не сильно отличаются по времени, а финишная, слесарно-сборочная обработка, по [16], в 1,5 раза быстрее, что приводит к удешевлению процесса (рис. 2).

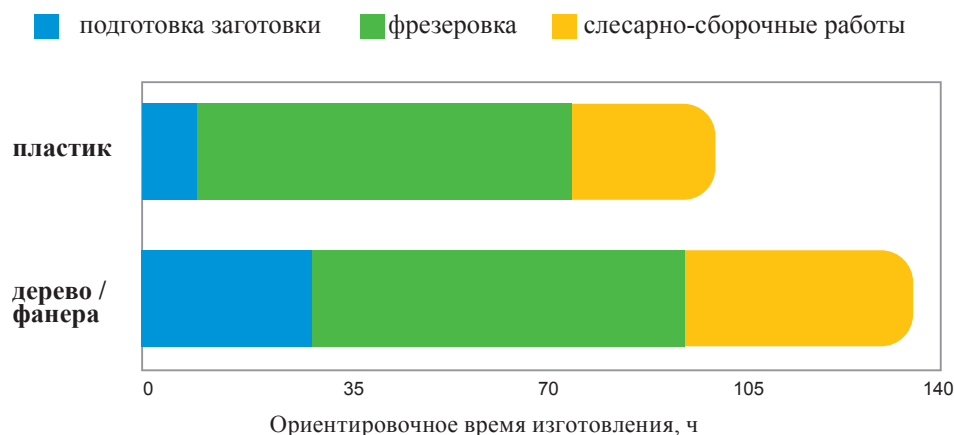


Рис. 2. Время изготовления оснастки [16]

В условиях мелкосерийного производства жизненный цикл модельного комплекта состоит из этапов использования, хранения и профилактики ремонта. При этом общее состояние эксплуатации модельного комплекта состоит из максимального количества формовок, длительности сохранения свойств модельного комплекта, временных и трудовых затрат на ремонт [16]. Для деревянных моделей из-за их влагонасыщения, коробления либо рассыхания (в период хранения) увеличивается время обслуживания, так как модельные комплекты получают значительные повреждения, вплоть до капитального ремонта или списания комплекта. При использовании гипсовых и цементных моделей их хранение вообще не является целесообразным. В отличие от ранее рассмотренных материалов пластиковые комплекты имеют большие гидроотрицательные свойства, что уменьшает период обслуживания в несколько раз. Кроме того, необходимо отметить более высокую износостойкость по трению с формовочной смесью у пластика по сравнению с МДФ и деревом.

Результаты испытаний

Для выяснения надежности монтажа модельного комплекта при помощи склеивания объектом исследования были выбраны следующие клеевые составы: DP 8005 (3M), EPOLAM 2002 (Sika Advanced Resins), EP-2306 (Rampf). Все эти клеи двухкомпонентные. При этом только DP 8005 в отличие от других рассматриваемых адгезивов имеет акриловую основу. Были подготовлены экспериментальные образцы из различных видов модельного пластика с одинаковым типоразмером, которые были склеены вышеуказанными клеевыми составами. При этом исходили из того, что клей EP-2306 предпочтительнее использовать на модельных плитах с повышенной пористостью типа PROLAB 65, а EPOLAM 2002 и DP 8005 заявлены производителем как универсальные клеи. Технические характеристики используемых модельных обрабатываемых плит и соответствующих адгезивов приведены в [17]. Подготовку поверхности проводили по стандартной методике, описанной в [18].

Результаты проведенных механических испытаний на разрыв образцов из различных видов модельного пластика диаметром 17 мм, склеенных рекомендованными клеевыми составами, приведены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты разрывных испытаний склеенных модельных пластиков

Вид пластика (цвет)	Номер группы образцов	Вид адгезива		
		DP 8005 (3M)	EPOLAM 2002 (Sika Advanced Resins)	EP-2306 (RAKU-OOL)
PRO LAB-65 (красный)	1	Исходный образец плотностью 0,65 г/см ³ (пластик без клеевого соединения) – 23,6 МПа		
	2	21,49		
	3		16,36	
	4			25,47
LAB 850 (синий)	5	Исходный образец плотностью 1,18 г/см ³ (пластик без клеевого соединения) – 48,3 МПа		
	6	22,8		
	7		16,83	43,1
WB-1404 (желтый)	8	Исходный образец плотностью 1,4 г/см ³ (пластик без клеевого соединения) – 54,7 МПа		
	9	36,1		
	10		20,83	54,8
PRO LAB-75 (серый)	11	Исходный образец плотностью 0,78 г/см ³ (пластик без клеевого соединения) – 28,3 МПа		
	12	26,6		
	13		14,54	31,1
Obo-Werke 1000 (белый)	14	Исходный образец плотностью 0,95 г/см ³ (пластик без клеевого соединения) – 34,3 МПа		
	15	29,3		
	16		15,79	32,5

Как видно из таблицы, применение универсального клея DP 8005 не сильно уступает по качеству крепления клеям, рекомендованным для изготовления модельных комплектов. Например, при креплении ряда пластиков с невысокой плотностью универсальные клеи могут превосходить составы, рекомендуемые для модельного производства (в случае PRO LAB-65), иметь приблизительно схожие значения (в случае Obo-Werke 1000) или значительно уступать (в случае LAB 850).

При изготовлении модельной оснастки применяется крепление пластических масс в различных комбинациях, например, пластик/пластик, пластик/металл, пластик/МДФ и их комбинации в любой последовательности (рис. 3).

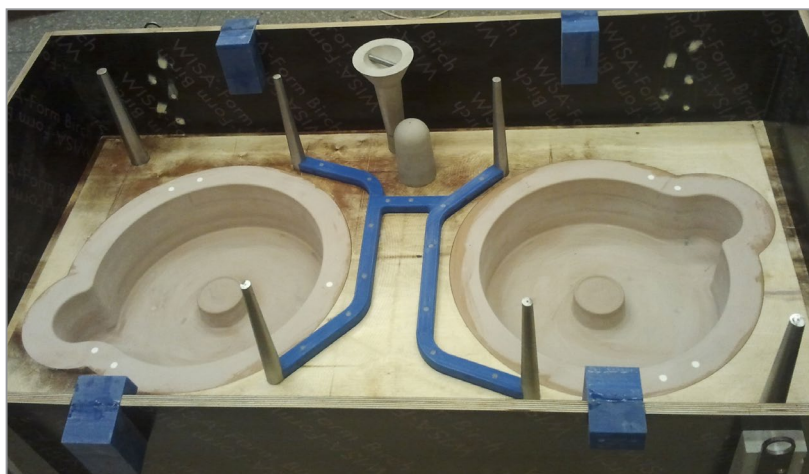


Рис. 3. Пример исполнения модельной оснастки (МДФ, металлические стержни, сталь Ст45 и пластики: PROLAB 75 и LAB 850)

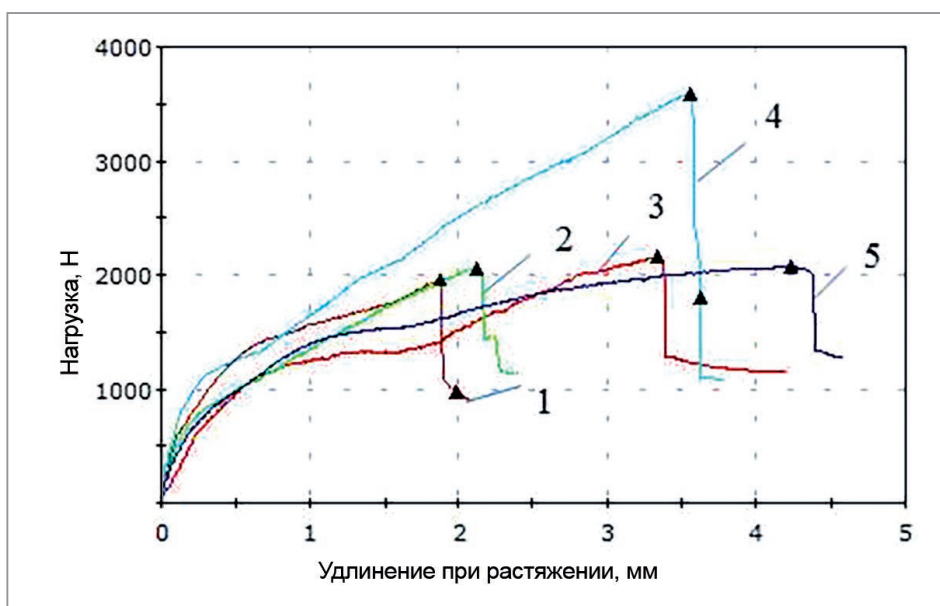


Рис. 4. Испытания на разрыв склеенных комбинированных образцов (модельный пластик – сталь Ст 45):

- 1 – комбинация с модельным пластиком PROLAB-75; 2 – комбинация с модельным пластиком LAB 850;
3 – комбинация с модельным пластиком Obo-Werke 1000; 4 – комбинация с модельным пластиком WB-1404;
5 – комбинация с модельным пластиком PROLAB-65

Для снижения себестоимости проектируемых комплектов необходимо оценить надежность склеенного композиционного соединения. Были проведены механические испытания на разрыв комбинированных образцов из материалов, которые могут применяться в модельных комплектах. Для испытаний были использованы те же виды пластика, что и ранее, однако в отличие от испытаний, приведенных выше, крепление данных сортов пластика с основой из стали Ст45 и нержавеющей стали выполняли при помощи универсального адгезива DP 8005. Отмечено, что практически все образцы на основе пластических масс имеют схожий характер разрушения, отличающийся практически линейным растяжением с последующим моментальным разрушением, сопровождающимся потерей всех пластичных свойств (рис. 4, 5). Полученный результат показывает область максимально допустимого удлинения, при которых склеенный образец не теряет своих свойств. В табл. 2 приведены результаты прочностных испытаний на разрыв образцов композиционных соединений склеенных модельных пластиков с металлическими стержнями при помощи адгезива DP 8005.

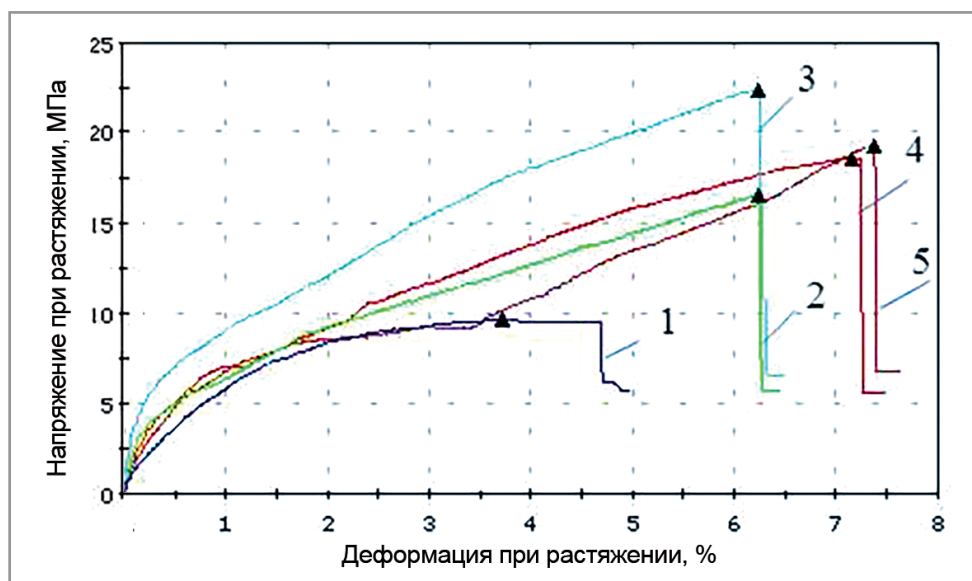


Рис. 5. Испытания на разрыв склеенных комбинированных образцов (модельный пластик – нержавеющая сталь):

- 1 – комбинация с модельным пластиком PROLAB-65; 2 – комбинация с модельным пластиком LAB 850;
3 – комбинация с модельным пластиком WB-1404; 4 – комбинация с модельным пластиком Obo-Werke 1000;
5 – комбинация с модельным пластиком PROLAB-75

По данным рис. 4, 5 выявлена потенциальная возможность пластиковых комплектов работать в широких диапазонах нагрузок (от 9,5 МПа и выше), при этом иметь возможное удлинение при растяжении более 1,5 мм, что не свойственно их деревянным аналогам.

Таблица 2. Прочностные испытания на разрыв склеенных образцов модельных пластиков с металлическими стержнями при помощи адгезива DP 8005 (3M)

Вид пластика (цвет)	Плотность, г/см ³	Нагрузка, МПа	
		соединение пластик-сталь Ст45	соединение пластик-нержавеющая сталь
PRO LAB-65 (красный)	0,65	13,437	9,69
LAB 850 (синий)	1,18	13,401	16,57
WB-1404 (желтый)	1,4	23,328	22,41
PRO LAB-75 (серый)	0,78	12,732	19,29
Obo-Werke 1000 (белый)	0,95	13,99	18,64

Из таблицы, сравнивая свойства DP 8005, видно, что соединение типа пластик/металл имеет более низкую разрывную прочность по сравнению с соединением пластик/пластик. Данный факт может быть объясним тем, что при испытании полученного композиционного соединения в корне меняется механизм разрушения образца [19]. Если в случае цельной пластиковой заготовки сжимающие усилия от зажимов и растягивающиеся усилия от испытательной машины равномерно распределены по телу образца, то в случае пластик/металл сжимающие усилия могут нивелироваться металлической частью композита, а растягивающиеся могут смещаться в область пластика, имеющего меньшие линейные размеры по сравнению с исходной пластиковой заготовкой.

Разброс показателей у пластиков плотностью ниже 1 г/см³ предположительно может быть объясним их различием в химическом составе, пористости и шероховатости поверхности. У пластиков, имеющих плотность более 1 г/см³ (LAB 850 и WB-1404), наблюдается диаметрально противоположная картина: рекомендованные для производства модельных комплектов клеи превышают универсальные более чем в 1,5–3,0 раза. Как результат, для универсального клея предпочтительнее работа с пластиками, имеющими плотность более 1 г/см³.

Максимальная прочность соединенных материалов при использовании универсального клея DP 8005 достигается на пластике WB-1404 плотностью 1,4 г/см³. Для особо мягких пластиков плотностью до 0,65 г/см³ (PRO LAB-65) разрыв наблюдается не по клеевому шву, а по телу образца, как результат, данные не могут быть включены в статистический ряд, так как в большей или меньшей степени отражают

прочностные свойства исходного материала. При использовании малопрочных материалов плотностью 0,78 и 0,95 г/см³ (PRO LAB-75 Obo-Werke 1000 соответственно) происходит стабильное увеличение прочности клеевого шва с увеличением прочностных свойств подложки. Для материалов, обладающих высокой плотностью (LAB 850 и WB-1404), отмечаются наиболее высокие показатели разрывной прочности, достигающие 23,3 МПа. При этом однозначной зависимости прочностных параметров склеенного шва вне зависимости от материала подложки (нержавеющая сталь или сталь Ст 45) не наблюдается, что, возможно, объясняется индивидуальными особенностями сопрягаемых материалов. При этом в малопрочных пластиках перепады прочностных свойств в зависимости от материала подложки могут достигать 37%.

Выводы

В результате выполненной работы был проведен анализ композиционных соединений пластик/пластик и пластик/металл, полученных с помощью технологии склеивания, применяемых для создания модельных комплектов, и выполнены механические испытания на разрыв, показавшие, что универсальные клеи могут заменять широкую гамму рекомендуемых производителями модельных клеев практически для всех видов модельных пластиков, а при применении композиций пластик/металл могут превышать прочностные свойства исходных пластиков. Доказано, что для крепления пластичных масс плотностью менее 1 г/см³ возможно использование универсальных клеев, в то время как их применение для пластичных масс плотностью более 1 г/см³ нецелесообразно, так как уступает клеям, рекомендованным производителем для модельного производства в 1,5–3,0 раза (при испытаниях на разрывную прочность). Как результат, авторами предложено использовать для крепления пластиков плотностью менее 1 г/см³ универсальные клеи с минимальной стоимостью и доступностью, что может принести значительный экономический эффект при отказе от рекомендованных и продаваемых специализированных адгезивов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Затуловский, С. С. Литые композиционные материалы / С. С. Затуловский, В. Я. Кезик, Р. К. Иванова. Киев: Техника, 1990. 240 с.
2. Оспенникова, О. Г. Направления развития изготовления модельных композиций для лопаток и других деталей ГТД / О. Г. Оспенникова, И. Р. Асланян // Литейное производство. 2018. № 3. С. 20–24.
3. Абрамов, Г. Г. Справочник молодого литейщика / Г. Г. Абрамов. 2-е изд., испр. и доп. М.: Высш. шк., 1983. 207 с.
4. Технология машиностроения. Штамповое и литейное производство: учеб. для СПО / В. А. Рогов, Г. Г. Позняк. 2-е изд., испр. и доп. М.: Изд-во Юрайт, 2019. 330 с.
5. Граблев, А. Н. Машины и технология литейного производства. Введение в специальность: учеб. пособ. / А. Н. Граблев, А. Н. Болдин. М.: МГИУ, 2010. 228 с.
6. Никифоров, В. М. Технология металлов и других конструкционных материалов: учеб. для техникумов / В. М. Никифоров. 10-е изд., стер. СПб.: Политехника, 2015. 382 с.
7. Вальтер, А. М. Основы литейного производства: учеб. / А. И. Вальтер, А. А. Протопопов. М.; Вологда: Инфа-Инженерия, 2019. 332 с.
8. Конспект лекций по курсу «Модельное производство». Мариуполь: ПГТУ. 2009. 138 с.
9. Клебанер, В. Я. Экономика и организация модельного производства / В. Я. Клебанер. Л.: Машиностроение, 1968. 160 с.
10. Дмитриевич, А. М. Справочник литейщика / А. М. Дмитриевич. Минск: Выш. шк., 1989. 391 с.
11. Справочник литейщика / С. А. Алексеев [и др.]; под общ. ред. Н. Н. Рубцова. М.: МАШГИЗ, 1962. 524 с.
12. Нелюб, И. А. Особенности и преимущества применения современных пластополимерных материалов для изготовления модельной оснастки / И. А. Нелюб, П. А. Кушель, С. Л. Ровин // Литье и металлургия. 2010. Т. 58. № 4. С. 36–39.
13. Янович, А. Полимерные материалы RAMPF Tooling для изготовления литейной оснастки / А. Янович, А. Кравец // Литейное производство. 2013. № 8. С. 9–10.
14. Янович, А. Модельный пластик RAKU-TOOL для изготовления литейно-стержневой оснастки / А. Янович, П. Костяев // Литейное производство. 2013. № 11. С. 34–36.
15. Янович, А. Объемные блоки производства RAMPF Tooling для изготовления литейной оснастки / А. Янович, П. Костяев // Литейное производство. 2013. № 12. С. 26–28.
16. Майоров, А. Пластик – перспективный материал для модельной оснастки / А. Майоров // Литейщик России. 2018. № 9. С. 12–18.
17. Калининченко, М. Л. Современные способы создания модельных комплектов для литья / М. Л. Калининченко, Л. П. Долгий, С. Л. Ровин, В. А. Кукареко, В. А. Калининченко // Литье и металлургия. 2018. Т. 91. № 3. С. 125–130.
18. Калининченко, М. Л. Новые методы крепления пористых и компактных материалов / М. Л. Калининченко, В. А. Калининченко // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. В 3-х кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки. Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2015. С. 72–79.
19. Композиционные материалы: Справ. / Под ред. В. В. Василева, Ю. М. Тарнопольского. М.: Машиностроение, 1990. 570 с.

REFERENCES

1. **Zatulovskij S.S., Kezik V. Ja., Ivanova R.K.** *Litye kompozicionnye materialy* [Cast Composite Materials]. Kiev, Tehnika Publ., 1990, 240 p.
2. **Ospennikova O.G., Aslanjan I.R.** Napravljenija razvitija izgotovlenija model'nyh kompozicij dlja lopatok i drugih detalej GTD [Directions of development of the manufacture of model compositions for blades and other parts of gas turbine engines]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2018, no. 3, pp. 20–24.
3. **Abramov G.G.** *Spravochnik mladogo litejshhika* [Handbook of a young caster]. Moscow, Vysshaja shkola Publ., 1983, 207 p.
4. **Rogov V.A., Poznjak G.G.** *Tehnologija mashinostroenija. Shtampovoe i litejnoe proizvodstvo* [Engineering Technology. Stamping and foundry]. Moscow, Izdatel'stvo Jurajt Publ., 2019, 330 p.
5. **Grablev A.N., Boldin A.N.** *Mashiny i tehnologija litejnogo proizvodstva* [Foundry machines and technology]. Moscow, MGIU Publ., 2010, 228 p.
6. **Nikiforov V.M.** *Tehnologija metallov i drugih konstrukcionnyh materialov: uchebnik dlja tehnikov* [Technology of metals and other structural materials]. S.-Peterburg, Politehnika Publ., 2015, 382 p.
7. **Val'ter A.M., Protopopov A.A.** *Osnovy litejnogo proizvodstva* [Foundry Basics]. Moscow, Vologda: Inf-Inzhenerija Publ., 2019, 332 p.
8. Konspekt lekcij po kursu «Model'noe proizvodstvo» [Lecture notes on the course «Model Production»]. Mariupol', PGU Publ., 2009, 138 p.
9. **Klebaner V. Ja.** *Jekonomika i organizacija model'nogo proizvodstva* [Economics and organization of model production]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1968, 160 p.
10. **Dmitrovich A.M.** *Spravochnik litejshhika* [Foundry Handbook]. Minsk, Vyshhejschaja shkola Publ., 1989, 391 p.
11. **Alekseev S.A.** *Spravochnik litejshhika* [Foundry Handbook]. Moscow, MASHGIZ Publ., 1962, 524 p.
12. **Neljub I.A., Kushel' P.A., Rovin S.L.** Osobennosti i preimushhestva primenenija sovremennyh plastopolimernykh materialov dlja izgotovlenija model'noj osnastki [Features and advantages of using modern plastopolymer materials for the manufacture of model equipment]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2010, no.4, vol. 58, pp. 36–39.
13. **Janovich A., Kravec A.** Polimernye materialy RAMPF Tooling dlja izgotovlenija litejnoj osnastki [Polymeric materials RAMPF Tooling for the manufacture of foundry equipment]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2013, no. 8, pp. 9–10.
14. **Janovich A., Kostjaev P.** Model'nyj plastik RAKU-TOOL dlja izgotovlenija litejno-sterzhnevoj osnastki [Model plastic RAKU-TOOL for the manufacture of foundry-core equipment]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2013, no. 11, pp. 34–36.
15. **Janovich A., Kostjaev P.** Ob'emnye bloki proizvodstva RAMPF Tooling dlja izgotovlenija litejnoj osnastki [RAMPF Tooling Volumetric Blocks for Casting Tooling]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2013, no. 12, pp. 26–28.
16. **Majorov A.** Plastik – perspektivnyj material dlja model'noj osnastki [Plastic – a promising material for model equipment]. *Litejshhik Rossii = Foundry of Russia*, 2018, no. 9, pp. 12–18.
17. **Kalinichenko M.L., Dolgij L.P., Rovin S.L., Kukareko V.A., Kalinichenko V.A.** Sovremennye sposoby sozdanija model'nyh komplektov dlja lit'ja [Modern methods of creating model kits for casting]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 3, vol. 91, pp. 125–130.
18. **Kalinichenko M.L., Kalinichenko V.A.** Novye metody kreplenija poristykh i kompaktnykh materialov [New methods for fixing porous and compact materials]. *Sbornik nauchnykh trudov «Tehnologii i oborudovanie mehanicheskoi i fiziko-tehnicheskoi obrabotki»* [Collection of scientific papers «Technologies and equipment for mechanical and physical-technical processing»]. Minsk, FTI NAN Belarusi Publ., 2015, pp. 72–79.
19. **Vasilev V.V., Tarnopol'skij Ju.M.** *Kompozicionnye materialy* [Composite materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990, 570 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-23-30>
УДК 621.74: 669.715.018

Поступила 15.06.2020
Received 15.06.2020

ПРОИЗВОДСТВО СИЛУМИНОВ С ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ИНВЕРТИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ

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

Сделаны термодинамические расчеты структуры металлических расплавов, процессов их кристаллизации и дегазации при эвтектической реакции. Показано, что основными структурными элементами являются нанокристаллы, а пузырьки водорода оказывают непосредственное влияние на морфологию эвтектических кристаллов и процесс структурообразования фаз. Разработаны физико-химические принципы и механизмы модифицирования микроструктуры силуминов. Установлено, что основными процессами, влияющими на модифицирование кристаллов фаз, являются интенсивность коагуляции нанокристаллов, рафинирование от адсорбированных атомов кислорода и водорода, предотвращение выделения пузырьков водорода на эвтектических кристаллах. Разработаны экологически безопасные способы литья силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой, основанные на смешивании жидкого металла и жидко-твердого сплава, ускоренном затвердевании и структурно-наследственном модифицировании. Разработан антифрикционный силумин, который по фрикционной износостойкости превосходит и заменяет промышленные алюминевые и оловянные бронзы, но дешевле и легче их в 2–3 раза. Разработаны универсальные силуминовые модификаторы для стали, бронзы, чугуна, латуни. Разработаны устройства и кристаллизаторы с затопленно-струйной системой охлаждения, которые в 2–3 раза эффективнее обычных. Создан опытно-промышленный литейный участок по производству сплошных и полых заготовок из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой. Эти заготовки поставляются более чем на 100 промышленных предприятий Беларуси, России, Кореи и Украины.

Ключевые слова. Кристаллизация, модифицирование, нанокристаллы, отливка, расплав, инвертированная микроструктура, антифрикционный силумин, эвтектика.

Для цитирования. Марукович, Е.И. Производство силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2020. №3. С. 23–30. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-23-30>.

PRODUCTION OF SILUMINS WITH HIGHLY DISPERSED INVERTED MICROSTRUCTURE

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

Thermodynamic calculations of the structure of metal melts, processes of their crystallization and degassing in the eutectic reaction have been made. It is shown. That the main structural elements are nanocrystals, and hydrogen bubbles have a direct effect on the morphology of eutectic crystals and the phase structuring process. Physical and chemical principles and mechanisms for modifying the microstructure of silumins have been developed. It has been found that the main processes affecting the modification of phase crystals are the intensity of coagulation of nanocrystals, refining from adsorbed oxygen and hydrogen atoms, and preventing the release of hydrogen bubbles on eutectic crystals. Environmentally safe methods of casting silumins with highly dispersed inverted microstructure are developed, based on mixing of liquid metal and liquid-hard alloy, accelerated hardening and structural-hereditary modification. Antifriction silumin has been developed, which in terms of friction wear resistance exceeds and replaces industrial aluminium and tin bronzes, but is cheaper and lighter in 2–3 times. Universal silumin modifiers for steel, bronze, cast iron, brass have been developed. Devices and crystallizers with a flood-jet cooling system have been developed, which are 2–3 times more effective than normal ones. Experimental-industrial casting section for production of solid and hollow billets from silumins with highly dispersed inverted microstructure has been created. These pieces are supplied to more than 100 industrial enterprises of Belarus, Russia, Korea and Ukraine.

Keywords. Crystallization, modification, nanocrystals, casting, melt, inverted microstructure, antifriction silumin, eutectic.

For citation: Marukovich E. I., Stetsenko V. Y. Production of silumins with highly dispersed inverted microstructure. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 23–30. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-23-30>.

Основная доля деталей из алюминиевых сплавов производится из силуминов. Они обладают относительно низкими удельными стоимостью, массой и высокими литейными свойствами. Основными недостатками заготовок из силуминов являются невысокие технологические, механические и антифрикционные свойства. Чтобы их существенно повысить, необходимо получать отливки с высокодисперсной инвертированной микроструктурой [1]. Но получить с помощью примесных модификаторов (флюсов и лигатур) антифрикционный силумин, который мог бы конкурировать с промышленными алюминиевыми и оловянными бронзами, не удастся. Это можно объяснить как теоретическими, так и технологическими причинами.

Недостаточная разработка теории металлических расплавов, кристаллизации и модифицирования сплавов не позволяют понять механизмы модифицирования, инверсии микроструктуры фаз, чтобы разработать способы литья силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой. При этом основными технологическими трудностями являются недостаточная охлаждающая способность кристаллизаторов; отсутствие эффективных, экологически безопасных литейных способов ускоренного затвердевания и инвертирования микроструктуры силуминов. Исходя из этого, проведение теоретических и экспериментальных исследований, направленных на производство отливок из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой, создание экологически безопасных способов получения отливок с высокими механическими и антифрикционными свойствами, является актуальной проблемой, имеющей большое научное и практическое значение.

В настоящее время сложились противоречивые представления о кристаллизации и модифицировании сплавов, особенно силуминов. Появилось множество проблемных вопросов, которые нуждались в ответах. Мы попытались разобраться в очень сложных, трудно поддающихся экспериментальному исследованию процессах кристаллизации и модифицирования сплавов и развить некоторые положения теории этих процессов.

Для исследования процессов плавления и кристаллизации непригодны теплофизические методы, поэтому был использован термодинамический метод расчета. Плавление металла является гетерогенным термодинамически равновесным процессом, происходящим при постоянной температуре. Исходя из термодинамических уравнений, показано, что микрокристаллы при плавлении не могут распадаться только на атомы [2]. Поэтому следует полагать, что при плавлении металлов и сплавов часть их ионов забирает свои коллективизированные электроны и образует атомный газ. В результате ослабляется металлическая связь, что приводит к распаду микрокристаллов на нанокристаллы. Установлено, что металлические расплавы – это не однофазные атомные, как принято считать, а двухфазные наноструктурные системы, состоящие в основном из нанокристаллов фаз и атомного газа [2]. С учетом лапласовского давления такая система удовлетворяет уравнению правила фаз, что свидетельствует о ее равновесном состоянии. Наличие стабильных нанокристаллов фаз в металлических расплавах подтверждается экспериментальными результатами, полученными методом SANS (методом малоуглового рассеяния нейтронов) [3–5].

Исходя из термодинамических уравнений, установлено, что с уменьшением радиусов нанокристаллов их удельная межфазная поверхностная энергия не постоянна, как принято считать, а линейно уменьшается [2]. Это означает, что при плавлении и после него нанокристаллы фаз будут иметь очень низкую межфазную поверхностную энергию, что обеспечивает им стабильность в расплаве.

Кристаллизация металла является в основном термодинамически равновесным процессом, происходящим при постоянной температуре. Исключение составляет кристаллизация при очень высоких скоростях охлаждения металлического расплава, когда выделяющейся теплоты затвердевания не хватает, чтобы стабилизировать температуру кристаллизации жидкого металла. Исходя из термодинамических уравнений, установлено, что кристаллы не могут образовываться из крайне нестабильных кластеров [6]. Для этого нужны стабильные нанокристаллы. Вероятность образования кластера, состоящего из 100 и более атомов, равна нулю [7]. Микрокристаллы металлов и сплавов, как правило, являются дендритными кристаллами (дендритами). Каждый дендрит состоит из центра кристаллизации (ЦК) и отростков ветвей. ЦК имеет глобулярную форму и нанометровые размеры. Эффект структурной наследственности свидетельствует о том, что ЦК в металлическом расплаве до определенной температуры сохраняют стабильность, не распадаются. ЦК состоят из более мелких нанокристаллов, что подтверждают исследования микрокристаллов методом электронной микроскопии. Дендриты образуются из ЦК, нанокристаллов и свободных атомов. При этом выделяется теплота кристаллизации.

Высокая скорость процесса кристаллизации металлических расплавов при большой интенсивности теплоотвода объясняется тем, что основными строительными элементами микрокристаллов служат не

атомы, а нанокристаллы. На основании проведенных исследований предложен новый механизм дендритной кристаллизации. Вначале из элементарных нанокристаллов образуются строительные нанокристаллы. Затем из них формируется ЦК. Далее из него и строительных нанокристаллов образуется дендрит. Механизм процесса плавления происходит в обратном порядке. Методом SANS было установлено, что дисперсность элементарных нанокристаллов составляет несколько нанометров, а дисперсность строительных нанокристаллов – несколько десятков нанометров [3–5]. Размер ЦК – сотни нанометров. Это подтверждают исследования микрокристаллов методом электронной микроскопии.

Используя термодинамические уравнения, исследовали влияние пузырьков водорода на эвтектическую кристаллизацию силумина. Было установлено, что образование сферического газового пузырька термодинамически более предпочтительно на более смачиваемой расплавом поверхности [6]. Это подтверждается модельными экспериментами по пузырьковому кипению воды на подложках различной смачиваемости. При кипячении дистиллированной воды объемом 150 см³ в течение 35 мин в двух одинаковых стеклянных стаканах емкостью по 400 см³, при равных условиях нагрева, интенсивность образования и удаления пузырьков пара на хорошо смачиваемой поверхности дна стакана была на 27% выше, чем на плохо смачиваемой поверхности дна другого стакана. Это означает, что при эвтектической кристаллизации силумина пузырьки водорода, выделяющиеся при газоевтектической реакции, будут предпочтительно формироваться и выделяться на смачиваемых эвтектических кристаллах фаз и непосредственно влиять на морфологию кристаллов.

Используя термодинамические уравнения, исследовали влияние атомарного кислорода на процессы кристаллизации силумина. Установлено, что адсорбция атомарного кислорода будет преимущественно осуществляться на нанокристаллах кремния, а нанокристаллы алюминия не будут взаимодействовать с адсорбированным кислородом [8]. Отсюда следует, что атомарный кислород является поверхностно-активным элементом (ПАЭ) для нанокристаллов кремния (β -фазы) и будет оказывать негативное влияние на процесс их коагуляции, препятствовать образованию ЦК.

Используя методы термодинамики, исследовали влияние атомарного водорода на процессы кристаллизации силумина. Установлено, что атмосферные молекулы воды будут взаимодействовать с нанокристаллами алюминия с образованием алюминия и атомарного водорода, который будет растворяться в силуминовом расплаве и адсорбироваться нанокристаллами алюминия (α -фазы) [9]. Отсюда следует, что атомарный водород является ПАЭ для нанокристаллов алюминия (α -фазы) и будет оказывать негативное влияние на процесс их коагуляции, препятствовать образованию ЦК.

На основании проведенных исследований предложены следующие принципы модифицирования микроструктуры отливок из силуминов:

- коагуляционный принцип, согласно которому из нанокристаллов образуются ЦК фаз;
- рафинировочный принцип, в соответствии с которым основной механизм действия модификаторов заключается в связывании демодифицирующих ПАЭ (атомарных водорода и кислорода);
- деблокирующий принцип выделения пузырьков водорода на эвтектических кристаллах силумина, согласно которому предотвращается пузырьковая блокировка роста (разветвления) кристаллов фаз при газоевтектической реакции.

На основании данных принципов модифицирования микроструктуры силуминов были разработаны и предложены физико-химические механизмы модифицирования основных фаз отливок. Так, при модифицировании первичных кристаллов α -фазы действие модифицирующих интерметаллидов основано на рафинировочном принципе (рафинирование от адсорбированного атомарного водорода), а образование ЦК – на коагуляционном принципе [10].

Действие модификаторов (натрия и стронция) эвтектики основано на деблокирующем принципе выделения пузырьков водорода на эвтектических кристаллах силумина. При этом пузырьки водорода выделяются на смачиваемых расплавом натриевой эмульсии или стронциевом коллоиде как на готовых и более предпочтительных межфазных поверхностях [11]. Известно, что натрий и стронций существенно ускоряют процесс дегазации силуминового расплава.

При модифицировании первичных кристаллов β -фазы действие растворенного в жидком силумине фосфора основано на рафинировочном принципе (рафинирование от адсорбированного атомарного кислорода), а образование центров кристаллизации – на коагуляционном принципе [8]. Аналогично фосфору действуют водород, мышьяк, сера, селен, йод. Они образуют летучие оксиды, что облегчает их удаление от нанокристаллов β -фазы и ускоряет реакцию рафинирования от адсорбированного кислорода.

Исходя из принципа структурного и размерного соответствия Данкова-Конобеевского, установлена основная роль неметаллических включений и интерметаллидов при модифицировании силуминов.

Установлено, что неметаллические включения и интерметаллиды в полной мере (по трем плоскостям) не удовлетворяют этому принципу, поэтому не могут быть ЦК фаз [10, 12]. Поэтому при кристаллизации силуминов зародышеобразующая роль продуктов примесного модифицирования не прямая, а косвенная. На основании установленных механизмов модифицирования микроструктуры силуминов следует полагать, что основная роль модифицирующих неметаллических включений и интерметаллидов заключается в связывании (адсорбировании) ими демодифицирующих ПАЭ (водорода и кислорода).

Основные примесные модификаторы не позволяют получать отливки из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой. Из проведенных термодинамических расчетов следует, что в силуминовом расплаве существует большое количество нанокристаллов α - и β -фазы, свободных, частично или полностью, от адсорбированных атомов кислорода и водорода. Поэтому при повышенной скорости затвердевания расплава образуется достаточное количество ЦК всех основных фаз для получения в отливке высокодисперсной микроструктуры. Высокая скорость затвердевания силуминов препятствует дендритной кристаллизации β -фазы и способствует получению инвертированной микроструктуры. Повышенная скорость затвердевания расплава является экологически безопасным способом получения отливок из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой. Кроме того, такие заготовки можно получить разрушением дендритов сплава.

На основании проведенных исследований разработан способ смешивания жидкого металла и жидко-твердого сплава, позволяющий получать отливки из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой [1]. Способ основан на разрушении дендритов сплава $Al + 40\% Si$ и последующем диспергировании кристаллов β -фазы. Преимущество данного способа – универсальность, недостаток – относительно малое время живучести (30–40 мин).

Для ускорения затвердевания силуминов разработан способ затопленно-струйного охлаждения кристаллизатора [1]. Охлаждение гильзы обычного (щелевого) кристаллизатора происходит в основном потоком охладителя, движущегося вдоль поверхности охлаждения. В кристаллизаторе с затопленно-струйным охлаждением (струйном кристаллизаторе) струи охладителя ударяют перпендикулярно наружной поверхности гильзы. При этом существенно уменьшается толщина теплового пограничного слоя. Из теории теплопередачи известно, что чем меньше толщина теплового пограничного слоя, тем выше интенсивность теплового потока. Поэтому затопленно-струйный способ охлаждения кристаллизатора более эффективен, чем в случае, когда охладитель движется вдоль поверхности охлаждения. Расчетным путем установлено, что охлаждающая способность струйного кристаллизатора более чем в 2 раза выше, чем у щелевого кристаллизатора [1].

Экспериментальным путем установлено, что линейная скорость затвердевания отливок диаметром 100 мм сплава АК12 в струйном кристаллизаторе в среднем в 3 раза выше, чем в аналогичном щелевом кристаллизаторе. При этом затопленно-струйная система охлаждения обеспечила получение силумина с высокодисперсной инвертированной микроструктурой. Высокая скорость затвердевания такого силумина еще объясняется тем, что его теплопроводность на 55–60% выше, чем у обычного эвтектического силумина с пластинчатыми кристаллами кремния (β -фазы).

Для получения отливок из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой разработан способ литья закалочным затвердеванием [1]. В нем отливка для образования начальной корки толщиной 3–8 мм формируется в металлической водоохлаждаемой форме (кристаллизаторе), а затем извлекается из нее и охлаждается в закалочной ванне. Для интенсификации процесса литья закалочным затвердеванием разработано специальное устройство затопленно-струйного охлаждения отливок в закалочной ванне [1]. Это устройство позволяет диспергировать глобулярные кристаллы β -фазы в отливках АК12 до размера 0,2 мкм.

Затопленно-струйная система охлаждения гильзы кристаллизатора позволяет получать силумины с высокодисперсной инвертированной микроструктурой. При этом процесс литья является экологически безопасным.

Разработан способ литья силуминов в глухонный струйный кристаллизатор [1]. Он обеспечивает получение мерных отливок с высокодисперсной инвертированной микроструктурой. Разработан способ непрерывного горизонтального литья (НГЛ) силуминов в струйный кристаллизатор для получения непрерывнолитых заготовок с высокодисперсной инвертированной микроструктурой [1, 13].

Использование шихтовых силуминовых отливок с высокодисперсной инвертированной микроструктурой позволило разработать эффективный способ структурно-наследственного модифицирования силуминов для получения заготовок с наследуемой высокодисперсной инвертированной микроструктурой

[1, 14]. Преимущества структурно-наследственного модифицирования силуминов – универсальность модифицирования микроструктуры; экологическая безопасность; отсутствие перемодифицирования; большое (2–3 ч) время живучести процесса модифицирования; минимальные насыщения расплава водородом и оксидом алюминия.

Используя затопленно-струйный способ охлаждения, разработано уникальное технологическое оборудование для литья силуминов ускоренным затвердеванием: глуходонные струйные кристаллизаторы для циклического литья сплошных заготовок; струйный кристаллизатор для НГЛ слитков; устройство для вторичного охлаждения слитков; устройство для циклического литья полых заготовок [1]. Данное оборудование позволяет получать отливки и слитки из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой.

Для повышения антифрикционных свойств силумина АК15 с высокодисперсной инвертированной микроструктурой использовали легирование медью и термообработку по режиму Т5. Установлено, что рациональным содержанием меди в отливке является 3–4 %. Это обеспечивает повышение фрикционной износостойкости более чем на 20 %. Заготовки из силумина АК15М3 с высокодисперсной инвертированной микроструктурой после термообработки по режиму Т5 имели в среднем дисперсность кристаллов кремния (β -фазы) – 3–4 мкм; временное сопротивление разрыву – 350–450 МПа; относительное удлинение – 3–5 %; твердость – 125–135 НВ. Микроструктура таких заготовок представлена на рис. 1.

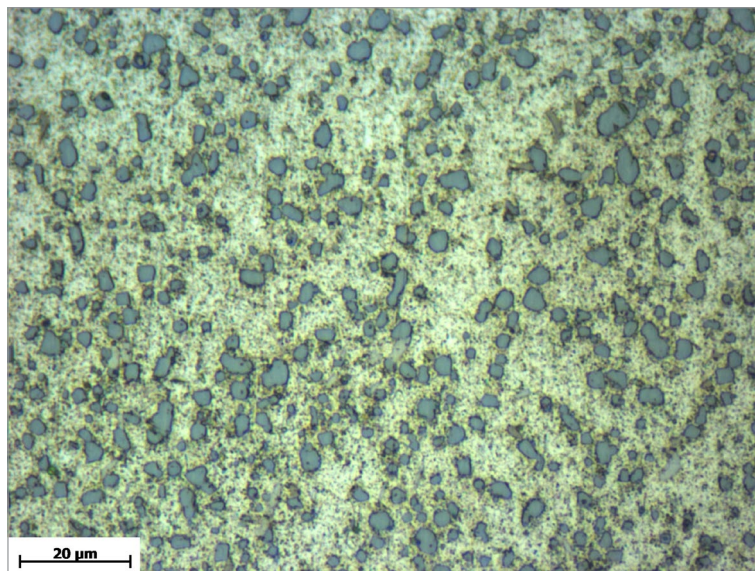


Рис. 1. Микроструктура заготовок из антифрикционного силумина АК15М3.

Кроме повышенных механических свойств, заготовки из силумина АК15М3 с высокодисперсной инвертированной микроструктурой имеют высокие антифрикционные свойства благодаря принципу Шарпи, относительно большой теплопроводности сплава, высоким дисперсности, глобулярности и прочности кристаллов кремния (β -фазы). Установлено, что теплопроводность эвтектического силумина с глобулярным кремнием соответственно в 2 и 3 раза выше, чем у бронз БрОЦС5–5–6 и БрАЖ9–4, а глобулярные кристаллы кремния не выкрашиваются при очень большом давлении. Нож из эвтектического силумина с глобулярным кремнием обладает высокими режущими свойствами и даже царапает стекло. Получен уникальный антифрикционный силумин АК15М3. В условиях сухого трения образцы из этого антифрикционного силумина в паре трения со сталью 45 по фрикционной износостойкости превосходят бронзовые (БрОЦС5–5–5) в среднем в 7 раз, а со смазкой – в 23 раза. При этом антифрикционный силумин АК15М3 имел более низкий коэффициент трения скольжения благодаря эффекту «булыжной мостовой» [15]. Кроме того, антифрикционный силумин АК15М3 по фрикционной износостойкости превосходит бронзы БрОЦС5–5–5 и БрАЖ9–4 при давлении до 100 МПа [16].

Разработаны универсальные, экологически безопасные силуминовые модификаторы для стали, чугуна, бронз и латуни [17]. Эти модификаторы имеют высокодисперсную инвертированную микроструктуру. Примером служит силуминовый модификатор состава: Al – основа; Si – 18 %; Ca – 0,4–0,6; Ti – 0,4–0,6; Mg – 4–6 %. Его введение в количестве 1 % в расплавы бронзы БрАЖ9–4 и латуни ЛЦ40Сд позволяет измельчить фазовые составляющие отливок в среднем на 25 %, уменьшить брак по пористости на 8 %. Силуминовый модификатор, добавленный в расплав чугуна в количестве 0,6 %, делает отливку

перлитной с шаровидным графитом. 0,2% силуминового модификатора измельчает первичное зерно в отливке из стали 35 в среднем в 3 раза.

Детали из антифрикционного силумина АК15МЗ прошли опытно-промышленные испытания на многих промышленных предприятиях Республики Беларусь и Российской Федерации [18]. Опытные детали устанавливали в узлах трения машин и механизмов вместо аналогичных деталей из серийных промышленных бронз типа БрАЖ, БрОЦС, БрАЖМц, БрАЖН, БрОФ, БрОС. Установлено, что детали из антифрикционного силумина по износостойкости и (или) ресурсу работы не уступают либо превосходят аналогичные детали из серийных промышленных антифрикционных бронз и могут их заменять [18].

На базе Института технологии металлов НАН Беларуси создан опытно-промышленный литейный участок по производству сплошных и полых заготовок из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой. Их получают на установке НГЛ (рис. 2, а), установке вертикального центробежного литья (рис. 2, б), установке циклического литья (рис. 2, в).

Заготовки из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой поставляются более чем на 100 предприятий Республики Беларусь, Российской Федерации, Кореи и Украины по разработанному ТУ ВУ 700002421.003–2011. За семь лет (2012–2019 гг.) отправлено продукции на сумму, эквивалентную 150 000 долларов США. Заготовки из антифрикционного силумина в среднем на единицу массы в 2,5 раза дешевле проката из алюминиевых и оловянных бронз, но по удельному весу в 3 раза их легче. Поэтому экономический эффект предприятий только от замены бронзовых заготовок на аналогичные из антифрикционного силумина составляет в эквиваленте более миллиона долларов США. Общий вид заготовок из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой показан на рис. 3.

Область применения антифрикционного силумина в промышленности: подшипники скольжения, шестерни червячных колес редукторов, втулки балансиров и шарнирных соединений, вкладыши люнета токарных станков и прессов, втулки сателлитов дифференциалов и сальниковых букс, поршни гидроцилиндров, направляющие втулки и другие детали узлов трения технологического оборудования. Общий вид деталей узлов трения из антифрикционного силумина представлен на рис. 4.

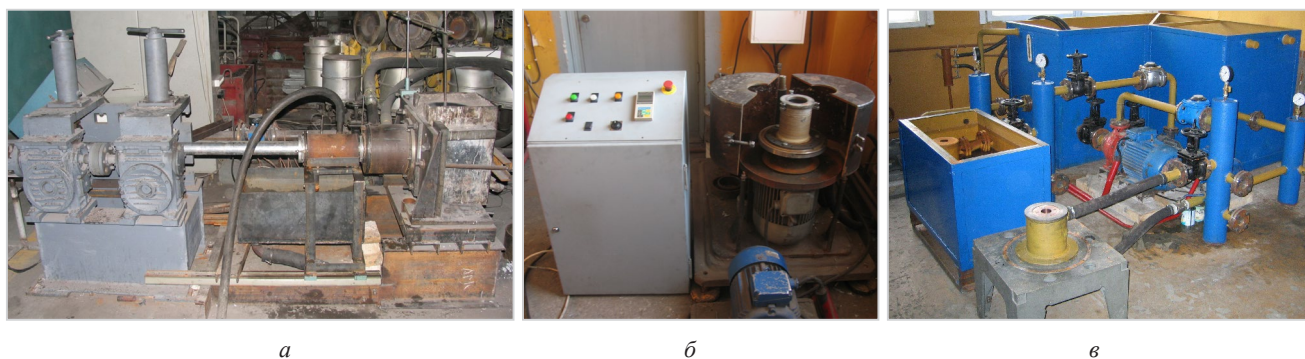


Рис. 2. Опытно-промышленное производство литых заготовок из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой:

а – установка непрерывного горизонтального литья; б – установка вертикального центробежного литья; в – установка циклического литья



Рис. 3. Литые заготовки из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой



Рис. 4. Детали узлов трения из антифрикционного силумина АК15МЗ

Выводы

Основными научными результатами работы являются:

- термодинамические расчеты структуры металлических расплавов, процессов их кристаллизации и дегазации при эвтектической реакции, в которых основными структурными элементами служат нанокристаллы, а пузырьки водорода оказывают непосредственное влияние на морфологию эвтектических кристаллов и процесс структурообразования фаз;
- физико-химические принципы и механизмы модифицирования микроstructures силуминов, где основными процессами, влияющими на модифицирование кристаллов фаз, являются интенсивность коагуляции нанокристаллов, рафинирование от адсорбированных атомов кислорода и водорода, предотвращение выделения пузырьков водорода на эвтектических кристаллах фаз;
- экологически безопасные способы литья силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой, основанные на смешивании жидкого металла и жидко-твердого сплава, ускоренном затвердевании и структурно-наследственном модифицировании;

что в совокупности позволило разработать антифрикционный силумин АК15МЗ, который по фрикционной износостойкости превосходит и заменяет промышленные алюминиевые и оловянные бронзы, но дешевле и легче их в 2–3 раза; разработать универсальные силуминовые модификаторы для стали, бронзы, чугуна, латуни; разработать устройства и кристаллизаторы с затопленно-струйной системой охлаждения, которые в 2–3 раза эффективнее обычных; создать экологически безопасное опытно-промышленное производство литых заготовок из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой и поставлять их более чем на 100 промышленных предприятий Беларуси, России, Кореи и Украины.

ЛИТЕРАТУРА

1. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.
2. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Термодинамические основы плавления металлов // Литье и металлургия. 2020 № 1. С. 14–17.
3. Dahlborg U., Besser M., Calvo-Dahlborg M. et al. Structure of molten Al–Si Alloys // Journal of Non-Crystalline Solids. 2007, vol.353, pp. 3005–3010.
4. Dahlborg U., Kramer M. J., Besser M. et al. Structure of molten Al and eutectic Al–Si alloy studied by neutron diffraction // Journal of Non-Crystalline Solids. 2013, vol. 361, pp. 63–69.
5. Calvo-Dahlborg M., Popel P. S., Kramer M. J. et al. Superheat-dependent microstructure of molten Al–Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering // Journal of Alloys and Compounds. 2013, vol. 550, pp. 9–22.
6. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Научная проблема кристаллизации металлических расплавов. Пути решения // Металлургия машиностроения. 2019. № 4. С. 2–4.
7. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Структура металлического расплава // Металлургия машиностроения. 2020. № 3. С. 15–16.
8. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. О модифицировании первичных кристаллов β -фазы отливок из силумина // Металлургия машиностроения. 2019. № 5. С. 7–8.
9. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Наноструктуризация в литейных процессах // Литье и металлургия. 2017. № 4. С. 68–71.
10. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Научная проблема модифицирования первичных кристаллов α -фазы отливок из силумина и пути ее решения // Металлургия машиностроения. 2019. № 3. С. 10–12.
11. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. О модифицировании эвтектики отливок из силумина // Литейное производство. 2018. № 9. С. 6–8.
12. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. К решению научной проблемы модифицирования микроstructures литейных сплавов // Литейное производство. 2018. № 8. С. 2–4.

13. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Непрерывное горизонтальное литье и свойства антифрикционного силумина // *Металлургия машиностроения*. 2016. № 5. С. 32–34.
14. Стеценко В.Ю. Модифицирование вторичных сплавов // *Литье и металлургия*. 2015. № 3. С. 54–56.
15. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Литье силумина. Новые подходы // *Литейное производство*. 2016. № 8. С. 15–18.
16. Марукович Е.И., Кукареко В.А., Григорчик А.Н., Стеценко В.Ю. Исследование триботехнических свойств антифрикционного силумина АК15М3 // *Трение и износ*. 2020. Т. 41. № 2. С. 131–138.
17. Стеценко В.Ю. Использование структурно-высокодисперсных модификаторов для обработки сплавов черных и цветных металлов // *Литье и металлургия*. 2010. № 3. С. 31–35.
18. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Силумин с глобулярным кремнием – перспективный материал для промышленности // *Литейное производство*. 2017. № 9. С. 6–8.

REFERENCES

1. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu, *Modificirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009. 192 p.
2. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Termodinamicheskie osnovy plavleniya metallov [Thermodynamic bases of metal melting]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 14–17.
3. Dahlborg U., Besser M., Calvo–Dahlborg M. et al. Structure of molten Al–Si alloys. *Journal of Non–Crystalline Solids*, 2007, vol. 353, pp. 3005–3010.
4. Dahlborg U., Kramer M.J., Besser M. et al. Structure of molten Al and eutectic Al–Si alloy studied by neutron diffraction // *Journal of Non–Crystalline Solids*. 2013, vol. 361, pp. 63–69.
5. Calvo–Dahlborg M., Popel P.S., Kramer M.J. et al. Superheat-dependent microstructure of molten Al–Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering // *Journal of Alloys and Compounds*. 2013, vol. 550, pp. 9–22.
6. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Nauchnaya problema kristallizatsii metallicheskih rasplavov. Puti resheniya [The scientific problem of crystallization of metal melts. Solutions]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2019, no. 4, pp. 2–4.
7. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Struktura metallicheskogo rasplava [Structure of metal fusion]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2020, no. 3, pp. 15–16.
8. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. O modifizirovanii pervichnykh kristallov β -fazy otlivok iz silumina [On modification of primary crystals of β -phase of silumin castings]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2019, no. 5, pp. 7–8.
9. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Nanostrukturizatsiya v litejnykh processah [Nanostructuring in casting processes]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 4, pp. 68–71.
10. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Nauchnaya problema modifizirovaniya pervichnykh kristallov α -fazy otlivok iz silumina i puti ee resheniya [The scientific problem of modifying the primary crystals of α -phase castings from silumin and the ways to solve it]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2019, no. 3, pp. 10–12.
11. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. O modifizirovanii evtektiki otlivok iz silumina [On modification of eutectics of silumin castings]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 2018, no. 9, pp. 6–8.
12. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. K resheniyu nauchnoy problemy modifizirovaniya mikrostruktury litejnykh splavov [To solve the scientific problem of modifying the microstructure of casting alloys]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 2018, no. 8, pp. 2–4.
13. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Nepreryvnoe gorizonta'noe lit'e i svoystva antifrikcionnogo silumina [Continuous horizontal casting and properties of antifriction silumin]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2016, no. 5, pp. 32–34.
14. Stetsenko V.YU. Modificirovanie vtorichnykh splavov [Modifying of secondary alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 3, pp. 54–56.
15. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Lit'e silumina. Novye podhody [Silumin casting. New approaches]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 2016, no. 8, pp. 15–18.
16. Marukovich E.I., Kukareko V.A., Grigorich A.N., Stetsenko V. Yu. Issledovanie tribotekhnicheskikh svoystv antifrikcionnogo silumina AK15M3 [Study of the tribotechnical properties of antifriction silumin AK15M3]. *Trenie i iznos = Friction and Wear*, 2020, vol. 41, no. 2, pp. 131–138.
17. Stetsenko V. Yu. Ispol'zovanie strukturno-vysokodispersnykh modifikatorov dlya obrabotki splavov chernykh i cvetnykh metallov [Use of highly dispersed structural modifiers for processing of alloys of ferrous and non-ferrous metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 3, pp. 31–35.
18. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Silumin s globulyarnym kremniem – perspektivnyy material dlya promyshlennosti [Silumin with globular silicon – perspective material for the industry]. *Litejnoe proizvodstvo – Foundry. Technologies and Equipment*, 2017, no. 9, pp. 6–8.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-31-35>
УДК 621.74.043.2

Поступила 10.06.2020
Received 10.06.2020

РАЗРАБОТКА СОСТАВА СМАЗКИ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ С ВЫСОКОЙ СЕДИМЕНТАЦИОННОЙ УСТОЙЧИВОСТЬЮ

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

А. М. МИХАЛЬЦОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: michaltsov@tut.by,

Я. И. ТИШКОВА, Гродненский государственный университет имени Янки Купалы, г. Гродно, Беларусь, ул. Ожешко, 22. E-mail: Tishkova_YI_19@student.grsu

В статье приведены требования, предъявляемые к смазке, используемой при литье под давлением цветных сплавов. Представлена методика проведения исследований по определению седиментационной устойчивости приготавливаемой смазки, а также приведены результаты исследования седиментационной устойчивости смазки, используемой при литье цветных сплавов под давлением. Установлено, что с целью существенного увеличения седиментационной устойчивости составов смазок для литья силуминов на основе выбранных компонентов необходимо подогреть предварительно исходные компоненты до температуры не ниже 80 °С и перемешать их при частоте вращения лопаток диспергатора не менее 6000 мин⁻¹. Оптимальный режим получения смазки с высокой седиментационной устойчивостью (более 200 сут) наблюдается при следующих температурно-временных показателях: температура подогрева исходных компонентов – не менее 90 °С, время перемешивания – 5 мин, частота перемешивания – 18 000 мин⁻¹.

Ключевые слова. Смазка, полиметилсилоксановая жидкость, фус, седиментационная устойчивость, литье под давлением.

Для цитирования. Пивоварчик, А. А. Разработка состава смазки для литья под давлением с высокой седиментационной устойчивостью / А. А. Пивоварчик, А. М. Михальцов, Я. И. Тишкова // Литье и металлургия. 2020. №3. С. 31–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-31-35>.

DEVELOPMENT OF THE COMPOSITION OF A LUBRICANT FOR INJECTION UNDER PRESSURE WITH HIGH SEDIMENTATION STABILITY

A. A. PIVOVARCHYK, Yanka Kupala State University of Grodno, Belarus, 22, Ozheshko str.

E-mail: piwchik21@tut.by,

A. M. MIKHALTSOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

E-mail: michaltsov@tut.by,

Ya. I. TSISHKOVA, Yanka Kupala State University of Grodno, Belarus, 22, Ozheshko str.

E-mail: Tishkova_YI_19@student.grsu

The article describes the requirements for the lubricant used in injection molding of non-ferrous alloys. A methodology for conducting research to determine the sedimentation stability of a prepared lubricant is presented, as well as the results of a study of the sedimentation stability of a lubricant used in non-ferrous alloy die casting. It was established that in order to significantly increase the sedimentation stability of the compositions of lubricants for casting silumin based on the selected components, it is necessary to pre-heat the initial components to a temperature of at least 80 °C and mix them at a rotational speed of the dispersant blades of at least 6000 min⁻¹. The optimal mode of lubrication with high sedimentation stability (more than 200 days) is observed at the following temperature and time indicators: the temperature of the heating of the starting components is at least 90 °C, the mixing time is 5 minutes, and the mixing frequency is 18 000 min⁻¹.

Keywords. Grease, polymethylsiloxane liquid, fus, sedimentation stability, injection molding.

For citation. Pivovarchyk A. A., Mikhaltsov A. M., Tsishkova Ya. I. Development of the composition of a lubricant for injection under pressure with high sedimentation stability. Foundry production and metallurgy, 2020, no.3, pp. 31–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-31-35>.

Введение

При литье под давлением (ЛПД) алюминиевых сплавов неотъемлемой частью технологического процесса является использование смазок, которые наносят на поверхность пресс-формы с целью образования экранирующего разделительного слоя. Роль смазок состоит в уменьшении усилий, возникающих на границе раздела отливка-литейная оснастка при кристаллизации сплава и его усадки. В момент удаления отливки из полости пресс-формы образующийся слой разделительной смазки способствует предотвращению задигов на поверхности отливок и металлических стержней [1–12]. Известно, что использование смазок способствует стабилизации температурного режима работы пресс-формы [1–6]. Смазки не должны оказывать негативного воздействия на качество поверхности отливки, заключающегося в появлении на теле отливок пятен, вследствие деструкции компонентов, входящих в состав смазки. Некорректный выбор компонентов смазки приводит к снижению коррозионной стойкости отливок, повышению газовой пористости и ухудшению санитарно-гигиенических условий труда заливщика [1–5].

В настоящее время в Республике Беларусь смазки как отечественные, так и зарубежные поставляются конечным потребителям в виде концентрированной эмульсии, в состав которой, как правило, входят основной смазывающий компонент, добавка, поверхностно-активные вещества (ПАВ), стабилизатор и разбавитель. В качестве разбавителя преимущественно используют воду. Перед использованием концентрат разбавляют водой в определенной пропорции, зависящей от толщины стенки отливки и ее конфигурации. В качестве основы смазок применяют тяжелые минеральные масла, животные и растительные жиры и их производные, озокерит, парафин, вазелин технический, высокомолекулярные кремнийорганические соединения и др. [1–8]. Назначение разбавителя – транспортировка смазывающих веществ к поверхности пресс-формы, поддержание приемлемого температурного фона пресс-формы путем регулирования концентрации смазки. С экологической точки зрения вода как разбавитель наиболее приемлема для использования в качестве дисперсионной среды [5–8]. Материалы, используемые в качестве основы смазок, в большинстве случаев являются гидрофобными, поэтому задача получения смазки с высокой седиментационной устойчивостью (СУ) усложняется в связи с необходимостью подбора эффективных ПАВ, создания необходимых температурно-временных условий для получения устойчивых эмульсий типа масло в воде (М/В). Потребитель заинтересован в приобретении продукции с более высокой СУ, так как это позволяет предприятию сформировать заказ на изготовление всей партии отливок в течение установленного отчетного периода.

Целью настоящей работы является исследование влияния температурно-временных показателей приготовления на седиментационную устойчивость смазки.

Методика проведения экспериментов

В качестве основы разрабатываемого состава смазки была выбрана высокомолекулярная кремнийорганическая жидкость ПМС 100, которая обладает высокими технологическими свойствами, интересными с точки зрения ЛПД: высокой разделяющей и кроющей способностью, высокой термостойкостью, низкой газотворностью [9–13]. Кроме того, выбранный материал – экологически безопасный продукт. При этом выбранная марка ПМС имеет некоторые существенные недостатки. К их числу следует отнести низкую смазывающую способность данного материала, а также высокую гидрофобность, вследствие того что полярная полиметилсилоксановая цепь экранирована неполярными метильными группами, что не позволяет получить эмульсию типа М/В с высокой седиментационной устойчивостью [5, 6–8].

С целью снижения гидрофобности полиметилсилоксановой жидкости, повышения ее смазывающей способности и, в конечном итоге, получения устойчивой эмульсии использовали дополнительные вещества – разрыхлители. Для сохранения или повышения смазывающей способности смазки в качестве таких веществ целесообразно опробовать экологически безопасные вещества растительного или животного происхождения. Они хорошо смешиваются с полиметилсилоксановыми жидкостями, особенно после незначительного их подогрева (до 50 °С), образуя густую однородную массу. Определенный интерес с этой точки зрения представляет фус. Фус является побочным продуктом, образующимся при переработке подсолнечного и рапсового масел, и содержит в своем составе целый комплекс ценных с точки зрения литья под давлением компонентов. Преимущественно это непредельные и предельные жирные кислоты (стеариновая, олеиновая), а также фосфолипиды. Суммарное содержание жирных кислот в составе фуса достигает 85% от объема вещества. Исследования показывают, что смазывающая способность данного материала на 37% превышает аналогичный показатель полиметилсилоксановой жидкости

марки ПМС 100 [1–6]. Можно предположить, что использование такого материала в составе смазки позволит повысить ее седиментационную устойчивость, а также смазывающую способность.

В качестве ПАВ при разработке состава водоэмульсионной смазки использовали неионогенный и анионный ПАВ: оксиэтилированный моноалкилфенол на основе триммеров изононила (неонол АФ 9–12) и 5%-ный раствор мыла хозяйственного в воде. Приготовление концентрата водоэмульсионной смазки осуществляли по следующей методике: точное дозирование исходных компонентов проводили объемным методом с использованием мерных мензурок; перед перемешиванием компоненты предварительно подогревали на водной бане до температуры 75 °С; температуру подогрева компонентов контролировали термометром марки А1 с ценой деления 1 °С. После подогрева исходных компонентов и ПАВ к ним добавляли разогретую до 80 °С воду и перемешивали в стеклянной таре емкостью 1,0 дм³ с помощью закрепленного на штативе диспергатора модели Basic T18 Ultra-Tuigaх при частоте вращения лопатки эмульгатора 6000 мин⁻¹. Время перемешивания компонентов, входящих в состав смазки, составляло 5 мин. После перемешивания отбирали пробу приготовленного концентрата смазки в пробирки с целью определения ее СУ. Критерием СУ полученной эмульсии на основе выбранных компонентов являлось время до появления признаков расслоения на различные по плотности фракции в отобранном объеме. В таблице приведены исследуемые составы смазок для литья под давлением алюминиевых сплавов на основе полиметилсилоксановой жидкости ПМС 100 с добавкой фуса.

Исследуемые составы смазок для литья под давлением алюминиевых сплавов

Номер состава смазки	Основа (ПМС 100), %	Добавка	ПАВ, %		Разбавитель (вода), %
		фус	неонол АФ 9–12	мыльный раствор	
1	10	15	2,5	0,5	Ост.
2	10	20	2,5	0,5	Ост.
3	10	30	2,5	0,5	Ост.
4	10	35	2,5	0,5	Ост.

Анализ полученных результатов

СУ приготавливаемой эмульсии по указанной методике для всех исследуемых составов, приведенных в таблице, составляла 0,2–3,0 сут. Максимальное значение СУ было отмечено у составов 3 и 4. При этом СУ для данных составов – 2,8 и 3,0 сут соответственно. СУ составов 1 и 2 не превышала 5 ч. В дальнейшем было принято решение об изучении влияния температурно-временных показателей на СУ составов 3 и 4 ввиду максимального значения СУ, полученного при проведении исследований. Во время приготовления состава смазки установлено, что рост СУ эмульсии отмечен лишь после выдержки исходных компонентов в течение 2 мин при температуре свыше 80 °С и частоте перемешивания не менее 6000 мин⁻¹. Экспериментальные данные по влиянию температуры подогрева исходных компонентов на СУ эмульсии при времени их перемешивания 5 мин и частоте вращения лопатки диспергатора 6000 мин⁻¹ после их выдержки при температуре 80 °С в течение 2 мин приведены на рис. 1.

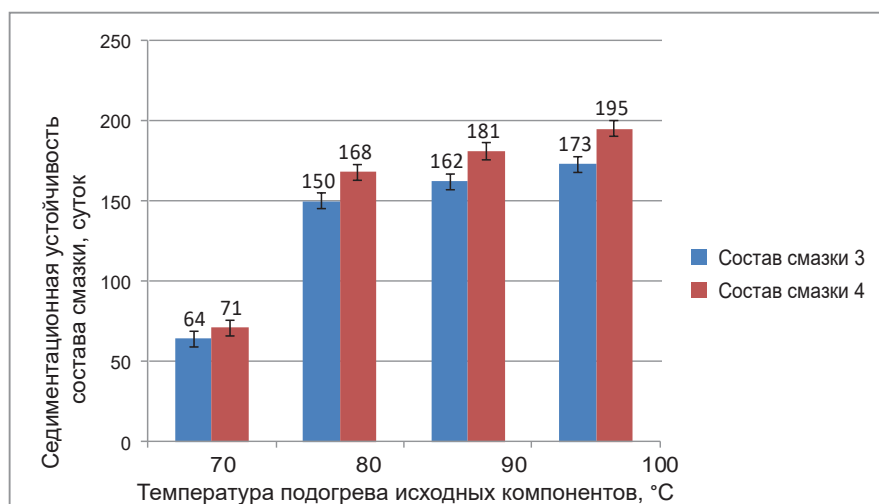


Рис. 1. Результаты исследования седиментационной устойчивости исследуемых составов смазки

Из рисунка видно, что СУ эмульсии после предварительной выдержки компонентов при определенной температуре увеличивается в 50–56 раз в сравнении с исходным значением и составляет для составов 3 и 4 150 и 168 сут соответственно. Полученный результат, по-видимому, можно объяснить тем, что, растворяясь в полиметилсилоксановой жидкости, фус снижает вязкость и плотность ПМС 100 и образует новую систему ПМС 100–фус, и, тем самым, способствует получению эмульсии, обладающей высокой СУ. Поскольку изменение вязкости, связанное с сопротивлением жидкости сдвигу, отражает надмолекулярную структуру изучаемой системы, можно сделать закономерное предположение о проникновении молекул добавок между молекулами ПМС, следствием чего может быть разрыхление системы. Об разрыхлении системы свидетельствует образование однородной белой массы на основе ПМС 100 и фуса после перемешивания данных компонентов вручную. Увеличение времени выдержки при нагреве исходных компонентов до 5 мин приводило к увеличению СУ эмульсии в среднем на 5–8 сут.

На рис. 2 показаны результаты исследований по влиянию частоты перемешивания исходных компонентов на СУ приготавливаемой смазки после их предварительной выдержки в течение 2 мин, времени перемешивания 5 мин, температуре перемешивания 80 °С.

Из рисунка видно, что с увеличением частоты перемешивания исходных компонентов СУ составов смазки увеличивается с 150 до 173 сут для состава 3 и с 168 до 231 сут для состава 4. Полученный результат по увеличению седиментационной устойчивости смазок объясняется тем, что при увеличении частоты перемешивания происходит более интенсивное измельчение мицеллы состава смазки за счет снижения поверхностного натяжения на границе раздела фаз масло-вода, что в свою очередь способствует образованию более устойчивой системы типа масло в воде.

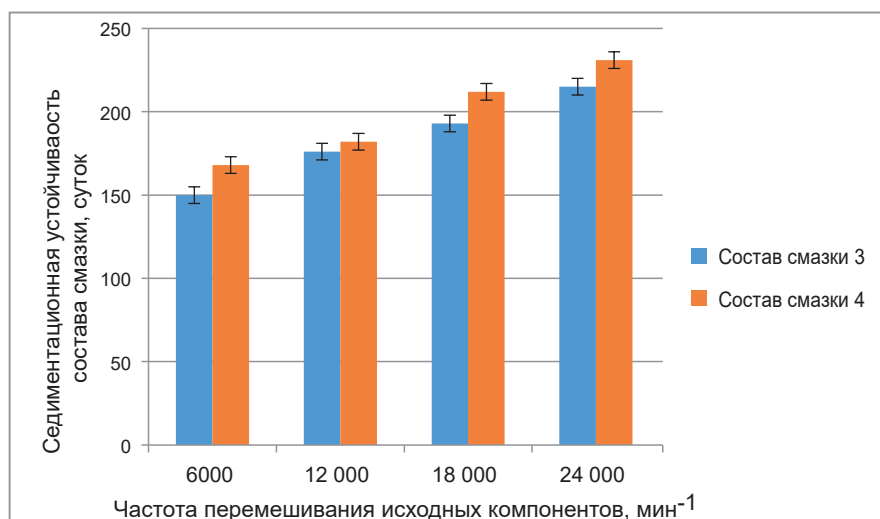


Рис. 2. Результаты исследований влияния частоты перемешивания исходных компонентов на седиментационную устойчивость приготавливаемой смазки

Выводы

В результате проведения исследований установлено, что с целью существенного увеличения СУ составов смазок для литья силуминов на основе выбранных компонентов необходимо подогреть предварительно исходные компоненты до температуры не ниже 80 °С и перемешать их при частоте вращения лопаток диспергатора не менее 6000 мин⁻¹. Оптимальный режим получения смазки с СУ более 200 сут наблюдается при следующих показателях: температура подогрева – не менее 90 °С, время перемешивания – 5 мин, частота перемешивания – 18 000 мин⁻¹.

ЛИТЕРАТУРА

1. Михальцов А. М., Розум В. А., Пивоварчик А. А. Водоэмульсионные смазки для пресс-форм литья под давлением // Литье и металлургия. 2005. № 4. С. 104–106.
2. Пивоварчик А. А., Михальцов А. М. Смываемость разделительных покрытий при изготовлении отливок из алюминиевых сплавов методом литья под давлением // Литье и металлургия. 2018. № 1. С. 78–83.
3. Пивоварчик Е. В., Михальцов А. М. Смазка для изготовления песчано-смоляных стержней по нагреваемой оснастке // Литье и металлургия. 2018. № 1. С. 69–74.
4. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Суббота А. А. Газотворность разделительных покрытий для пресс-форм литья алюминиевых сплавов под давлением // Литье и металлургия. 2010. № 4. С. 85–89.

5. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Розум В. А. Разработка водоэмульсионных смазок для пресс-форм литья под давлением // Литейное производство. 2006. № 3. С. 15–16.
6. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Слепнева Л. М. Разработка комплексного компонента на основе кремнийорганических полимеров для пресс-форм литья под давлением // Литье и металлургия. 2008. № 1. С. 129–133.
7. Пивоварчик А. А., Слепнева Л. М., Розум В. А. Разработка разделительных покрытий на основе кремнийорганических материалов для пресс-форм литья под давлением // Литейщик России. 2007. № 1. С. 36–40.
8. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Дятловский С. К. Материалы разделительных покрытий пресс-форм литья алюминиевых сплавов под давлением // Литейщик России. 2012. № 7. С. 38–40.
9. Пивоварчик А. А., Михальцов А. М. Формирование слоя разделительного покрытия на поверхности пресс-формы при литье под давлением // Литье и металлургия. 2015. № 1. С. 62–65.
10. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Исследование адгезионной способности смазок на основе кремнийорганических полимеров для литья под давлением алюминиевых сплавов // Литье и металлургия. 2007. № 1. С. 131–133.
11. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Эрозионная стойкость смазок при изготовлении отливок из алюминиевых сплавов методом литья под давлением // Литье и металлургия. 2008. № 2. С. 47–51.
12. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Накопление разделительных покрытий на рабочей поверхности технологической оснастки при литье под давлением алюминиевых сплавов // Металлургия: Респ. межвед. сб. науч. тр. Минск: БНТУ, 2007. № 31. С. 179–189.

REFERENCES

1. Mikhaltsov A. M., Rozum V. A., Pivovarchyk A. A. Vodojemul'sionnye smazki dlja press-form lit'ja pod davleniem [Water emulsion lubricants for injection molding molds]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2005, no 4, pp. 104–106.
2. Pivovarchyk A. A., Mikhaltsov A. M. Smyvaemost' razdelitel'nyh pokrytij pri izgotovlenii otlivok iz aljuminievyh splavov metodom lit'ja pod davleniem [Washability of separation coatings in the manufacture of castings from aluminum alloys by injection molding]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 1, pp. 78–83.
3. Pivovarchyk E. V., Mikhaltsov M. A. Smazka dlja izgotovlenija peschano-smoljanyh sterzhnej po nagrevaemoj osnastke [Lubricants for the manufacture of sand-smoothed rods by hydraulic tooling]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 1, pp. 69–74.
4. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Subbota A. A. Gazotvornost' razdelitel'nyh pokrytij dlja press-form lit'ja aljuminievyh splavov pod davleniem [Gasification of separation coatings for die-casting molds of aluminum alloys under pressure]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 4, pp. 85–89.
5. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Rozum V. A. Razrabotka vodojemul'sionnyh smazok dlja press-form lit'ja pod davleniem [Development of water-based lubricants for injection molds]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2006, no. 3, pp. 15–16.
6. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Slepnova L. M. Razrabotka kompleksnogo komponenta na osnove kremnijorganicheskikh polimerov dlja press-form lit'ja pod davleniem [Development of a complex component based on organosilicon polymers for injection molds]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 1, pp. 129–133.
7. Pivovarchyk A. A., Slepnova L. M., Rozum V. A. Razrabotka razdelitel'nyh pokrytij na osnove kremnijorganicheskikh materialov dlja press-form lit'ja pod davleniem [Development of separation coatings on the basis of organosilicon materials for die-casting molds]. *Litejshhik Rossii = Foundry of Russia*, 2007, no. 1, pp. 36–40.
8. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Dyatlovsky S. K. Materialy razdelitel'nyh pokrytij press-form lit'ja aljuminievyh splavov pod davleniem [Materials of separation coatings of die-casting molds of aluminum alloys under pressure]. *Litejshhik Rossii = Foundry of Russia*, 2012, no. 7, pp. 33–40.
9. Pivovarchyk A. A., Mikhaltsov A. M. Formirovanie sloja razdelitel'nogo pokrytija na poverhnosti press-formy pri lit'e pod davleniem [Forming a layer of the separation coating on the surface of the mold during injection molding]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 1, pp. 62–65.
10. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A. Issledovanie adgezionnoj sposobnosti smazok na osnove kremnijorganicheskikh polimerov dlja lit'ja pod davleniem aljuminievyh splavov [Study adhesiveness greases based on silicone polymers for injection molding of aluminum alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2007, no. 1, pp. 131–133.
11. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A. Jerozionnaja stojkost' smazok pri izgotovlenii otlivok iz aljuminievyh splavov metodom lit'ja pod davleniem [Erosion resistance of lubricants in the manufacture of castings from aluminum alloys by injection molding]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 2, pp. 47–51.
12. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A. Nakoplenie razdelitel'nyh pokrytij na rabochej poverhnosti tehnologicheskoy osnastki pri lit'e pod davleniem aljuminievyh splavov [Accumulation of separation coatings on the working surface of the tooling when casting aluminum alloys under pressure]. *Metallurgiya: Respublikanskij mezhdovedstvennyi sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific works*, Minsk, BNTU Publ., 2007, vyp. 31, pp. 179–189.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-36-40>
УДК 621.74:517.977

Поступила 09.07.2020
Received 09.07.2020

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМИСТОГО ЧУГУНА

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. М. ИЛЮШЕНКО, В. А. ПУМПУР, В. М. АНДРИЕНКО, П. Ю. ДУВАЛОВ,
Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11.
E-mail: info@itm.by. Тел.: +375 29 650-46-43

Описаны результаты экспериментальных исследований по определению влияния легирования и термической обработки на механические свойства высокохромистого чугуна. При легировании расплава никелем, молибденом и марганцем, а также при термической обработке закалкой изучены удельный износ, предел прочности при изгибе полученных образцов, их твердость и микротвердость. Выполнен сравнительный анализ влияния легирующих элементов и способов термической обработки. При легировании Ni, Mo и Mn наибольший удельный износ имеют литые образцы, не подвергавшиеся термической обработке. Установлено, что наибольшую прочность при изгибе имеют закаленные образцы, легированные Ni, значительно меньшую твердость и микротвердость – литые образцы, не подвергавшиеся термической обработке. Определен примерный состав хромистого чугуна для дальнейших исследований по увеличению его износостойкости. Результаты исследований используются в процессе изготовления деталей дробильно-размольного оборудования.

Ключевые слова. Износостойкий хромистый чугун, легирование хромистых чугунов, термическая обработка, механические свойства

Для цитирования. Марукович, Е. И. Влияние легирующих элементов и термической обработки на механические свойства хромистого чугуна / Е. И. Марукович, В. М. Ильюшенко, В. А. Пумпур, В. М. Андриенко, П. Ю. Дувалов // *Литье и металлургия*. 2020. №3. С. 36–40. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-36-40>.

INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS AND HEAT TREATMENT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF CHROMIUM CAST IRON

E. I. MARUKOVICH, V. M. ILYUSHENKO, V. A. PUMPUR, V. M. ANDRIENKO, P. Yu. DUVALOV, Institute
Technology of Metal of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Byalynitskogo-Biruli str.
E-mail: info@itm.by. Tel.: +375 29 650-46-43

The results of experimental studies to determine the effect of alloying and heat treatment on the mechanical properties of the high-chromium cast iron are described. When alloying the melt with nickel, molybdenum and manganese, as well as during heat treatment by quenching, specific wear, tensile strength in bending of the obtained samples, their hardness and microhardness were studied. A comparative analysis of the influence of alloying elements and heat treatment methods has been performed. When alloying Ni, Mo, and Mn, cast specimens that have not undergone heat treatment have the highest specific wear. It was established that the hardened Ni alloyed samples have the greatest bending strength. It was found that cast samples that were not subjected to heat treatment have much lower hardness and microhardness. The approximate composition of chromium cast iron was determined for further studies to increase its wear resistance. The research results are used in the manufacturing process of parts for crushing and grinding equipment.

Keywords. Wear-resistant chrome cast iron, alloying of chrome cast iron, heat treatment, mechanical properties.

For citation. Marukovich E. I., Ilyushenko V. M., Pumpur V. A., Andrienko V. M., Duvalov P. Yu. Influence of alloying elements and heat treatment on the mechanical properties of chromium cast iron. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 36–40. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-36-40>.

В связи с необходимостью экономии сырьевых ресурсов все большую актуальность приобретают технологии, повышающие механические свойства литых деталей из износостойких белых хромистых чугунов. Поиск путей повышения эксплуатационных характеристик в значительной степени связан с различными методами подготовки расплавов, их легированием, затвердеванием и последующей термической обработкой литых деталей.

Высокой износостойкостью обладает высокохромистый чугун. В высокохромистых чугунах, содержащих более 3,6 % углерода, при кристаллизации выпадают крупные заэвтекктические карбиды, которые сравнительно легко выкрашиваются. Поэтому для повышения твердости в них вводят элементы, способствующие переохлаждению аустенита, такие, как никель (Ni), молибден (Mo), ванадий (V), вольфрам (W), титан (Ti), ниобий (Nb).

До настоящего времени за рубежом ведущими научными школами и учеными проводятся исследования комплексного влияния легирующих элементов и термообработки на структуру и эксплуатационные свойства износостойких хромистых чугунов [1–3] с целью их дальнейшего применения в машинах и различном оборудовании. К примеру, целью научной работы [1] являлось улучшение механических свойств существующего материала футеровки мельницы из высокохромистого белого чугуна (ВХБЧ) путем измельчения зерна. Было обнаружено, что добавление ниобия изменяет морфологию эвтекктических карбидов от пластинчатой и стержнеобразной формы до изотропной. Вначале увеличение количества Nb привело к повышению твердости, а дальнейшее увеличение – к снижению твердости ВХБЧ. Кроме того, добавление Nb привело к значительному улучшению прочности на разрыв как литых, так и термически обработанных сплавов. После термической обработки наблюдалось общее снижение прочности на разрыв.

Ученые малайзийской научной школы провели сравнительный анализ износостойких свойств высокохромистого чугуна и стали Гадфильда [2]. Сравнивали износостойкие свойства двух различных дробилок, используемых для измельчения сырья цементной промышленности. Испытание на износ проводили при различных нагрузках. Результаты исследований показали, что абразивный износ хромистого чугуна ниже, чем стали Гадфильда, благодаря присутствию карбидов M_7C_3 в матрице высокохромистого чугуна.

Совместные исследования канадских и австралийских ученых [3] посвящены измельчению микроструктуры заэвтекктических чугунов с высоким содержанием хрома. Исследования проводили на основе дополнительного легирования высокохромистых заэвтекктических чугунов карбидообразующими элементами: ванадием, ниобием, бором и молибденом. Оценивали эффективность каждого элемента в улучшении износостойкости. Было установлено, что наилучшие общие характеристики показали V и Nb, и что изменения износостойкости сплавов по отношению к добавленным карбидообразующим элементам в основном вызваны изменениями твердости за счет измельчения микроструктуры.

Цель настоящей научно-исследовательской работы – изучение раздельного влияния легирующих элементов никеля, молибдена, марганца и термической обработки на механические свойства чугуна ИЧХ18ВМ базового состава (см. таблицу).

Химический состав образцов

Марка чугуна	Содержание элементов, %								
	C	Cr	Ni	Mn	V	Mo	Si	W	Ti
ИЧХ18ВМ	3,45	18,7	0,34	0,348	0,21	0,43	Следы	Следы	Следы

Для проведения лабораторных исследований механических свойств отливали образцы необходимой формы и размеров. Расплав чугуна ИЧХ18ВМ готовили в индукционной печи ИСТ-0,25/032И1 в количестве 150 кг. Были отлиты три группы по 72 образца из чугуна ИЧХ18ВМ, легированные никелем в количестве 0,33; 0,55; 0,71 и 0,9%; молибденом в количестве 0,36; 0,45; 0,75 и 0,9% и марганцем в количестве 0,32; 0,59; 1,03 и 1,43 %.

Химический состав полученных образцов определяли с помощью спектрографа ДРС-8 и фотоэлектрического регистратора фотометра МФ-4. Содержание углерода определяли химическим способом по ГОСТ 22536.1–88 с использованием трубчатой печи СУОЛ-0,25.1/12,5-У1 УХЛ 4,2 и газоанализатора ГОХ-1.

Термическая обработка отлитых образцов заключалась в их закалке или закалке с отпуском. Все образцы загружали в лабораторную печь СНОЛ-1,6.2.0.0,8/9-М1 и осуществляли их равномерный нагрев до температуры 960 °С в течение 5 ч. После выдержки в печи при температуре 960 °С в течение 1 ч образцы быстро извлекали на воздух, где охлаждали для получения мартенситной структуры основы. Часть закаленных образцов подвергали низкотемпературному отпуску для снятия внутренних напряжений, который заключался в нагреве образцов до температуры 200 °С в течение часа и последующей выдержке 15 мин при данной температуре, после чего печь отключали.

Исследования износостойкости образцов из чугуна ИЧХ18ВМ проводили по методике, описанной в работе [4]. Испытания на прочность при изгибе выполняли на испытательной машине ИР-5143–200–11, измерения твердости – по методу Роквелла на приборе ТК-14–250, а микротвердости по Виккерсу – на приборе KASON-59-HV.

Проведены исследования влияния термической обработки на удельный часовой износ $m_{\text{и}}$, г/(ч·см²), образцов из ИЧХ18ВМ при легировании никелем, молибденом и марганцем (рис. 1).

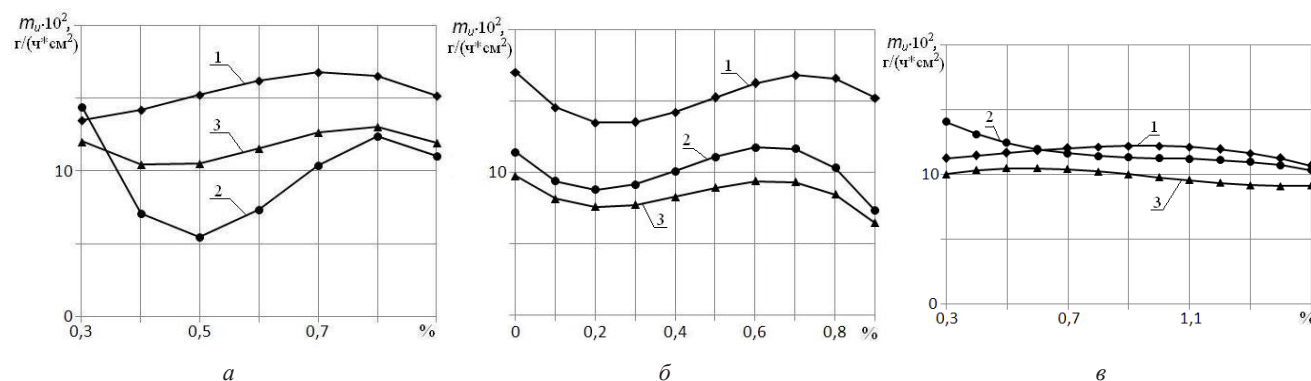


Рис. 1. Влияние содержания Ni (а), Мо (б) и Mn (в) на износ литых (1), закаленных (2) и закаленно-отпущенных (3) образцов из ИЧХ18ВМ

Как видно из рисунка, наибольший часовой износ имеют литые образцы, не подвергавшиеся термической обработке, что говорит об эффективности ее применения для увеличения износостойкости. Сравнивая наибольшие и наименьшие значения удельного часового износа, можно сделать вывод о большем влиянии легирования никелем и молибденом по сравнению с марганцем.

Результаты исследований предела прочности образцов на изгиб (рис. 2) показали, что наибольшую прочность при изгибе имеют закаленные образцы (кривые 2), легированные никелем и марганцем в количестве до 0,3% (около 100 и 85 кг/мм² соответственно), а также образцы, легированные молибденом до 0,2%.

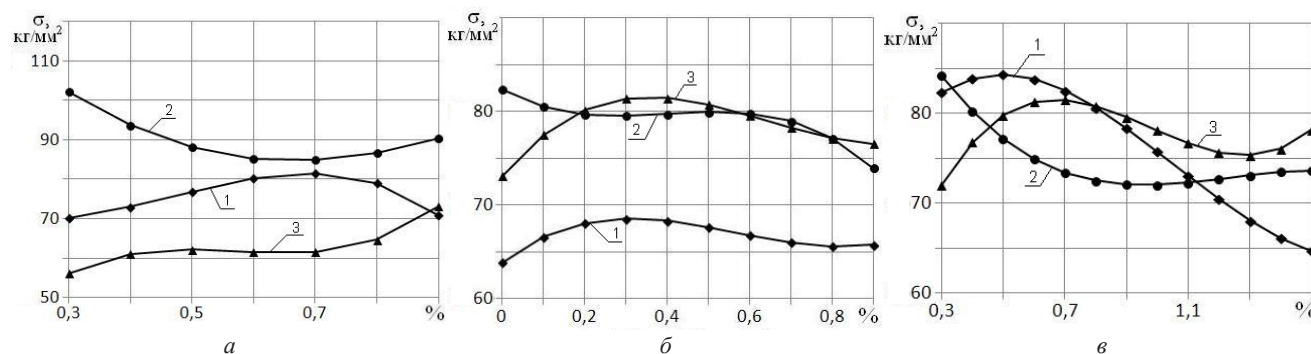


Рис. 2. Влияние содержания Ni (а), Мо (б) и Mn (в) на предел прочности при изгибе литых (1), закаленных (2) и закаленно-отпущенных (3) образцов из ИЧХ18ВМ

Из анализа результатов следует, что термическая обработка имеет первостепенное влияние на прочность при изгибе хромистого чугуна ИЧХ18ВМ, особенно при его легировании никелем или молибденом. Причем применение закаливания без отпуска при легировании чугуна Ni, Мо и Mn в значительных диапазонах является более предпочтительным способом термической обработки для получения заготовок с более высокой прочностью на изгиб. Наибольшая прочность достигается при закаливании чугуна, легированного никелем в пределах 0,3–0,45%, которая выше прочности, полученной во всех остальных экспериментах.

Как известно, механические свойства высокохромистых чугунов зависят, в первую очередь, от формируемой карбидной фазы. Легирующие элементы способны влиять на процесс карбидообразования, что отражается на твердости и микротвердости образцов.

Износостойкость материалов при абразивном изнашивании, как правило, прямо пропорциональна их твердости. Как видно из рис. 3, значительно меньшей твердостью обладают литые образцы (HRC < 58), причем она примерно одинакова при легировании разными элементами и в среднем равна 53–57 HRC.

Твердость закаленных и закаленно-отпущенных образцов в исследуемых диапазонах легирования отличается незначительно (максимум на 8 %) и составляет 61–66 HRC. Причем при легировании марганцем твердость закаленных и закаленно-отпущенных образцов практически одинакова – 65–66 HRC.

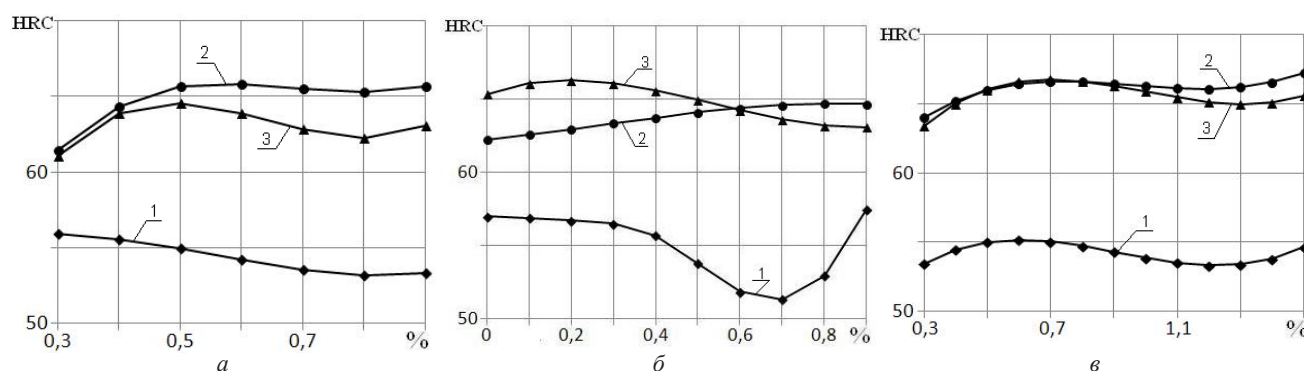


Рис. 3. Влияние содержания Ni (а), Мо (б) и Mn (в) на твердость литых (1), закаленных (2) и закаленно-отпущенных (3) образцов из ИЧХ18ВМ

Из полученных результатов следует, что для литых образцов наибольшая прочность на изгиб ($84,3 \text{ кг/мм}^2$) достигается при легировании Mn в количестве от 0,4 до 0,6 % (см. рис. 2, кривая 1), но твердость такого сплава равна 55 HRC (рис. 3). Наибольшую твердость имеет сплав, легированный Mo в количестве до 0,3 % (рис. 3, б), но при этом прочность на изгиб закаленно-отпущенного сплава составляет от 63,9 до 68,6 кг/мм^2 (см. рис. 2, б), а износостойкость его наименьшая (см. рис. 1, б).

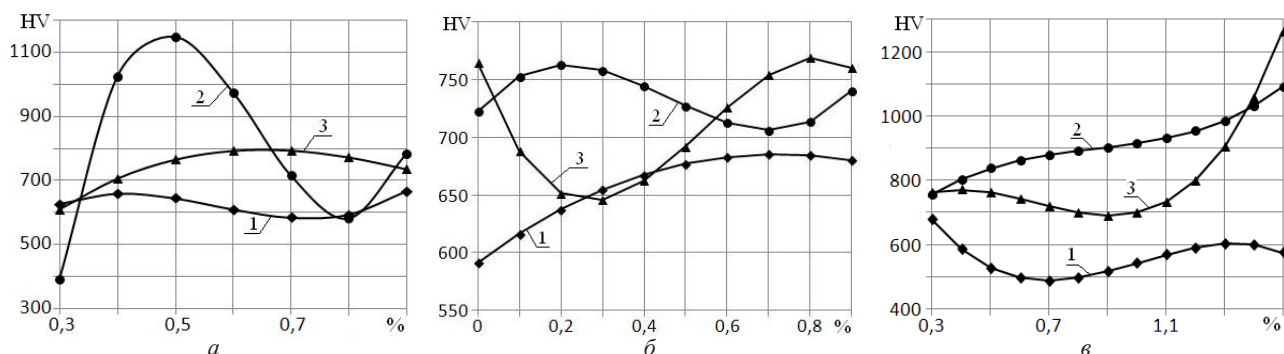


Рис. 4. Влияние содержания Ni (а), Мо (б) и Mn (в) на микротвердость литых (1), закаленных (2) и закаленно-отпущенных (3) образцов из ИЧХ18ВМ

Как известно, уровень свойств карбидной фазы можно оценить по микротвердости. Анализ результатов исследований микротвердости образцов из хромистого чугуна (рис. 4) показал, что у литых образцов, не подвергшихся термообработке (кривые 1), микротвердость наименьшая (от 500 до 690 HV) при легировании марганцем; выше при легировании никелем и молибденом (от 590 до 680 HV); у литых образцов, подвергшихся закаливанию (кривые 2), микротвердость наибольшая (свыше 1100 HV) при легировании никелем в пределах 0,5 % (изменяется синусоидально в диапазоне от 400 до 1150 HV); меньше при легировании марганцем (динамично растет от 750 до 1100 HV) и молибденом (изменяется от 700 до 770 HV); у литых образцов, подвергшихся закаливанию с последующим отпуском (кривые 3), микротвердость достигает наибольших значений при легировании марганцем от 700 HV (при Mn = 0,9 %) до 1250 HV (при Mn = 1,5 %); меньше при легировании никелем (от 600 до 800 HV) и молибденом (от 650 до 770 HV).

Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что:

1) для улучшения механических свойств хромистых чугунов ИЧХ18ВМ наиболее эффективным является легирование расплава никелем в пределах 0,3–0,5 % с последующей термической обработкой получаемых заготовок посредством их закалки;

2) легирование расплава молибденом в диапазоне 0,1–0,3 % приводит к улучшению механических свойств при условии применения закалки и, возможно, закалки с отпуском, так как закаленно-отпущенные заготовки имеют несколько большую прочность на изгиб и твердость, чем закаленные;

3) легирование марганцем в пределах 1,0–1,2 % приводит к повышению твердости и микротвердости хромистого чугуна при условии применения закалки, но его прочность на изгиб становится ниже, даже чем у образцов, не подвергшихся термической обработке.

На основе полученных результатов определен примерный химический состав чугуна ИЧХ18ВМ для проведения дальнейших исследований по повышению его износостойкости.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Maja M.E., Maruma M.G., Mampuru L.A., Moema S.J.** Effect of niobium on the solidification structure and properties of hypoeutectic high-chromium white cast irons // *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 2016. Vol. 38. No. 10, P. 981–986.
2. **Atabaki Mehdi Mazar, Jafari Sajjad, Abdollah-pour Hassan** Abrasive Wear Behavior of High Chromium Cast Iron and Hadfield Steel – A Comparison // *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2012. Vol. 19(4). P. 43–50.
3. **Chung R.J., Tang X., Li D.Y., Hinckley B., Dolman K.** Microstructure refinement of hypereutectic high Cr cast irons using hard carbide-forming elements for improved wear resistance // *Journal Wear*. 2013. No. 301. P. 695–706.
4. **Марукович, Е. И.** Изучение износостойкости деталей из хромистых чугунов, полученных литьем в кокиль / Е. И. Марукович, В. М. Ильюшенко, П. Ю. Дувалов, А. И. Калентионюк, К. Э. Барановский // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: X Междунар. науч.-техн. конф. Минск: ФТИ НАН Беларуси, 16–18 сент. 2015. С. 52–57.*

REFERENCES

1. **Maja M.E., Maruma M.G., Mampuru L.A., Moema S.J.** Effect of niobium on the solidification structure and properties of hypoeutectic high-chromium white cast irons. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*, 2016, Vol. 38, no. 10, pp. 981–986.
2. **Atabaki Mehdi Mazar, Jafari Sajjad, Abdollah-pour Hassan.** Abrasive Wear Behavior of High Chromium Cast Iron and Hadfield Steel – A Comparison. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2012, vol. 19(4), pp. 43–50.
3. **Chung R.J., Tang X., Li D.Y., Hinckley B., Dolman K.** Microstructure refinement of hypereutectic high Cr cast irons using hard carbide-forming elements for improved wear resistance. *Journal Wear*. 2013, no. 301, pp. 695–706.
4. **Marukovich E.I., Ilyushenko V.M., Duvalov P.J., Kalentionok A.I., Baranovski K.E.** Izuchenie iznosostoykosti detaley iz khromistykh chugunov, poluchennykh lityom v kokil [Study of the wear resistance of parts made of chrome cast iron obtained by casting in a chill mold]. *Sovremennyye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov = Modern methods and technologies for the creation and processing of materials*, Minsk, FTI of NAS of Belarus Publ., 2015, pp. 52–57.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-41-47>
УДК 669.14.018

Поступила 12.08.2020
Received 12.08.2020

ПРИМЕНЕНИЕ КЛАССИЧЕСКИХ ЧИСЛЕННЫХ МЕТОДОВ В РАСЧЕТАХ РЕЖИМОВ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ НЕПРЕРЫВНОГО СЛИТКА

В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ,

Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: maruko46@mail.ru

И. А. ТРУСОВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65

В настоящей работе приведены подходы к расчетному анализу процессов затвердевания и охлаждения непрерывнолитых заготовок с целью совершенствования и разработки технологических режимов в условиях современных машин непрерывного литья с применением метода конечных элементов (МКЭ).

Рассмотрено применение современных численных методов при затвердевании и охлаждения заготовок на машинах непрерывного литья заготовок. Обосновано использование метода конечных элементов при использовании расчетных и экспериментальных данных для разработки и совершенствования технологии разлива.

Ключевые слова. Затвердевание и охлаждение, непрерывнолитая заготовка, математическое моделирование, метод конечных элементов.

Для цитирования. Тимошпольский, В. И. Применение классических численных методов в расчетах режимов затвердевания непрерывного слитка / В. И. Тимошпольский, Е. И. Марукович, И. А. Трусова // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 41-47. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-41-47>.

APPLICATION OF CLASSICAL NUMERICAL METHODS IN THE CALCULATION OF SOLIDIFICATION MODES OF A CONTINUOUS INGOT

V. I. TIMOSHPOLSKY,

E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metal of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Byalynitskogo-Biruli str. E-mail: maruko46@mail.ru

I. A. TRUSOVA, Belarusian National Technical University, 65, Nezavisimosti Ave., Minsk, Belarus

This paper presents approaches to the computational analysis of solidification and cooling processes of continuously cast billets in order to improve and develop technological modes in the conditions of modern continuous casting machines using FEM.

The application of modern numerical methods for solidification and cooling of workpieces on continuous casting machines is considered. The use of the finite element method is justified when using computational and experimental data for the development and improvement of casting technology.

Keywords. Solidification and cooling, continuous casting, mathematical modeling, finite element method.

For citation. Timoshpolsky V. I., Marukovich E. I., Trusova I. A. Application of classical numerical methods in the calculation of solidification modes of a continuous ingot. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 41-47. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-41-47>.

В настоящее время при решении прикладных задач высокотемпературных теплофизических процессов в металлургии и машиностроении широкое распространение получают современные методы, базирующиеся на двух подходах. В первом из них для описания температурного поля исследуемых объектов используют дифференциальные уравнения в частных производных для некоторой произвольной бесконечно малой области. В последующем уравнения заменяются конечно-разностными соотношениями, для решения которых разработаны весьма эффективные вычислительные методы [1, 2]. Впервые численный метод конечных разностей для решения нелинейной задачи при нагреве тел классической формы излучением использован Ю. А. Самойловичем [3] в конце 50-х годов. В дальнейшем были предприняты попытки решения и успешно решены сложные нелинейные задачи теории нагрева, плавления,

охлаждения, затвердевания и кристаллизации, в том числе при непрерывной разливке слитков и заготовок, результаты которых систематизированы в многочисленных работах [см. например, 6–11]).

Второе направление основано на использовании вариационного экстремального принципа и в данном случае решение минимизирует определенный функционал, представляющий собой интеграл от неизвестных значений температуры на различных участках объекта. При этом изучаемая непрерывная функция заменяется набором дискретных значений, поле которых строится на множестве кусочно-непрерывных функций, определяемых для некоторых участков объекта (подобластей), называемых конечными элементами. Реализация второго направления базируется на применении математического аппарата теории матриц, обладающего высокой степенью универсальности в отношении решения большинства современных задач математической физики [12, 13].

К настоящему времени при исследовании высокотемпературных процессов усложнение физической постановки решаемых задач теплопроводности, термоупругости и гидродинамики и, главным образом, необходимость расчетного анализа тепловой обработки изделий сложной геометрической формы определили целесообразность более широкого использования второго метода решения – метода конечных элементов (МКЭ).

В настоящей работе приведены подходы к расчетному анализу процессов затвердевания и охлаждения непрерывнолитых заготовок с целью совершенствования и разработки технологических режимов в условиях современных машин непрерывного литья с применением МКЭ.

Математическая формулировка задачи в конкретном случае включает в себя уравнение теплопроводности для двух пространственных измерений поперечного сечения заготовки (x, y):

$$\rho c_{эф}(T) \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right), \quad (1)$$

где ρ, λ – соответственно плотность и теплопроводность заготовки.

Так называемая эффективная теплоемкость учитывает скрытую теплоту затвердевания:

$$c_{эф}(T) = \begin{cases} c_0 & \text{при } T < T_{сол}, \\ c_0 - L \frac{\partial \psi}{\partial T} & \text{при } T_{сол} \leq T \leq T_{лик}, \\ c_0 & \text{при } T > T_{лик}. \end{cases}$$

Уравнение нестационарной теплопроводности (1) дополняется граничными и начальными условиями:

$$\pm \lambda \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha (T_{пов} - T_{ср}) \quad \text{при } x = 0; l_1, \quad (2)$$

$$\pm \lambda \frac{\partial T}{\partial y} = \alpha (T_{пов} - T_{ср}) \quad \text{при } y = 0; l_2,$$

$$T(x, y, 0) = T_{нач} = \text{const} \quad \text{при } t = 0. \quad (3)$$

На первом этапе с целью выбора рационального количества разбиения рассматриваемой области на конечные элементы и обоснования выбора МКЭ выполнены сравнительные расчеты охлаждения стальной пластины для случаев разбиения исходной области на элементы в количестве 3×3 ; 5×5 ; 7×7 и 10×10 и дано сопоставление вычислений по методу МКЭ с точным решением, приведенным в работе Г. П. Иванцова [14]. Результаты сопоставительных расчетных данных приведены в работе [15], из которой следует, что для всех случаев вычислений очевидно удовлетворительное согласование результатов по точному аналитическому решению с расчетными результатами по МКЭ. Вместе с тем, отмечено, что наименьшая погрешность наблюдается при разбиении расчетной области на количество элементов 5×5 ; 7×7 (табл. 1, 2).

Далее выполнено тестирование на примере нагрева стальной прямоугольной заготовки. Для этого использовано аналитическое решение задачи, приведенное в [14] и табулированное для тел простой формы (плиты, цилиндра неограниченной протяженности) для набора определенных значений критериев Био и Фурье:

$$Bi = \frac{\alpha l}{\lambda} = 0,2; 0,5; 1,0; 2,0; 3,0; 4,0; 6,0 \dots,$$

$$Fo = \frac{at}{l^2} = 0,02; 0,05; 0,1; 0,5; 1,0; 1,5; 2,0 \dots$$

Для расчета принимаем размеры заготовки $0,2 \times 0,4$ м, теплофизические свойства материала (ρ, λ, c_p) являются неизменными, нагрев происходит по закону конвекции Ньютона (коэффициент теплоотдачи

Таблица 1. Результаты расчета охлаждения пластины при $Bi = 2,0$, $\Delta Fo = 0,0125$, размер расчетного элемента 5×5 [12]

Fo	($y = 0$) [14]	Расчет ($y = 0$) МКЭ	δ , %	($y = 1,0$) [14]	Расчет ($y = 1,0$) МКЭ	δ , %
0,05	0,99954	0,99778	0,17	0,64380	0,65635	1,91
0,10	0,98779	0,98355	0,43	0,55361	0,56136	1,38
0,15	0,95813	0,95452	0,37	0,49795	0,50346	1,09
0,20	0,91789	0,91593	0,21	0,45765	0,46170	0,87
0,30	0,83661	0,82844	0,98	0,39841	0,40081	0,60
0,40	0,74225	0,741197	0,04	0,35235	0,35415	0,51
0,50	0,66025	0,66240	0,32	0,31314	0,31477	0,52
0,60	0,58775	0,59077	0,51	0,27868	0,28032	0,58
0,70	0,52335	0,52672	0,64	0,24812	0,24981	0,67
0,80	0,46603	0,46958	0,76	0,22094	0,22267	0,78
0,90	0,41500	0,41863	0,87	0,19765	0,19851	0,83
1,00	0,36956	0,37322	0,98	0,17522	0,17697	0,89

Таблица 2. Результаты расчета охлаждения пластины при $Bi = 2,0$, $\Delta Fo = 0,0125$, размер расчетного элемента 7×7 [12]

Fo	$\Theta(y = 0)$ [14]	Расчет $\Theta(y = 0)$ МКЭ	δ , %	$\Theta(y = 1,0)$ [14]	Расчет $\Theta(y = 1,0)$ МКЭ	δ , %	$\Delta \Theta_1$	$\Delta \Theta_2$
0,05	0,99954	0,99783	0,17	0,64389	0,65636	1,91	0,35574	0,34147
0,10	0,98779	0,98360	0,42	0,55361	0,56138	1,38	0,43418	0,42222
0,15	0,95813	0,95457	0,37	0,49795	0,50348	1,10	0,46018	0,45109
0,20	0,91789	0,91596	0,21	0,45765	0,46163	0,89	0,46024	0,45433
0,30	0,83661	0,82851	0,47	0,39841	0,40086	0,61	0,43820	0,42765
0,40	0,74225	0,74206	0,04	0,35235	0,35420	0,52	0,38990	0,38786
0,50	0,66025	0,66252	0,34	0,31314	0,31469	0,49	0,34711	0,34783
0,60	0,58775	0,59091	0,58	0,27868	0,28039	0,61	0,30907	0,31052
0,70	0,52335	0,52688	0,67	0,24812	0,24990	0,71	0,27523	0,27698
0,80	0,46603	0,46975	0,80	0,22094	0,22278	0,82	0,24509	0,24697
0,90	0,41500	0,41883	0,91	0,19765	0,19863	0,94	0,21735	0,22020
1,00	0,36956	0,37322	1,01	0,17522	0,17612	1,07	0,19434	0,19710

принимая равным $872,25 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{К)}$). Значение температуры в любой точке сечения заготовки определяется по принципу перемножения температурных критериев для пластины с соответствующим размером. Таким образом, для двух плит неограниченной протяженности толщиной $2l_1 = 0,2 \text{ м}$ и $2l_2 = 0,4 \text{ м}$ при коэффициенте теплопроводности стали $\lambda = 29,075 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$ значения критерия Био равны соответственно:

$$Bi_1 = \frac{\alpha l_1}{\lambda} = 3, \quad Bi_2 = \frac{\alpha l_2}{\lambda} = 6.$$

Исходные данные для расчета нагрева заготовки приведены в табл. 3.

Аналогичную задачу решили при использовании МКЭ, схема разбиения на конечные элементы (количество элементов равно 382) приведена на рис. 1.

Результаты расчета температур в контрольных точках сечения заготовки для пяти приведенных в табл. 3 значений критерия $Fo^{(1)}$ и кривые изменения температур в указанных точках, полученные с использованием МКЭ, представлены на рис. 2. Здесь очевидно, что расчетные значения температур в контрольных точках поперечного сечения заготовки практически точно совпадают с кривыми изменения температур t_0 , t_1 и t_2 во времени, полученными с использованием МКЭ при задании $t_{\text{нач}} = 0$, $t_{\text{ср}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$.

Таблица 3. Исходные данные к расчету нагрева прямоугольной заготовки сечением $0,2 \times 0,4 \text{ м}$

$Bi_1 = 3$			$Bi_2 = 6$			θ_0	θ_1	θ_2
$Fo^{(1)}$	$\theta_{\text{ср}}^{(1)}$	$\theta_{\text{пов}}^{(1)}$	$Fo^{(2)}$	$\theta_{\text{ср}}^{(2)}$	$\theta_{\text{пов}}^{(2)}$			
0,08	0,99289	0,47287	0,02	0,9989	0,47260	0,99278	0,47281	0,46924
0,20	0,89480	0,34885	0,05	0,99891	0,34946	0,89382	0,34846	0,31270
0,40	0,68153	0,25384	0,10	0,97496	0,26675	0,66446	0,24748	0,18180
0,80	0,38800	0,14331	0,20	0,85467	0,19713	0,33161	0,12248	0,07649
1,20	0,21969	0,08115	0,30	0,72031	0,15981	0,15824	0,05845	0,03511

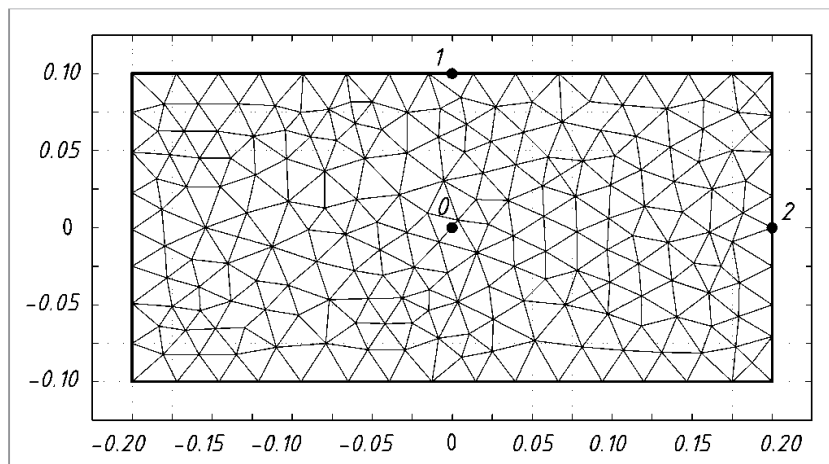


Рис. 1. Схема разбиения на конечные элементы поперечного сечения стальной заготовки размером 0,2×0,4 м

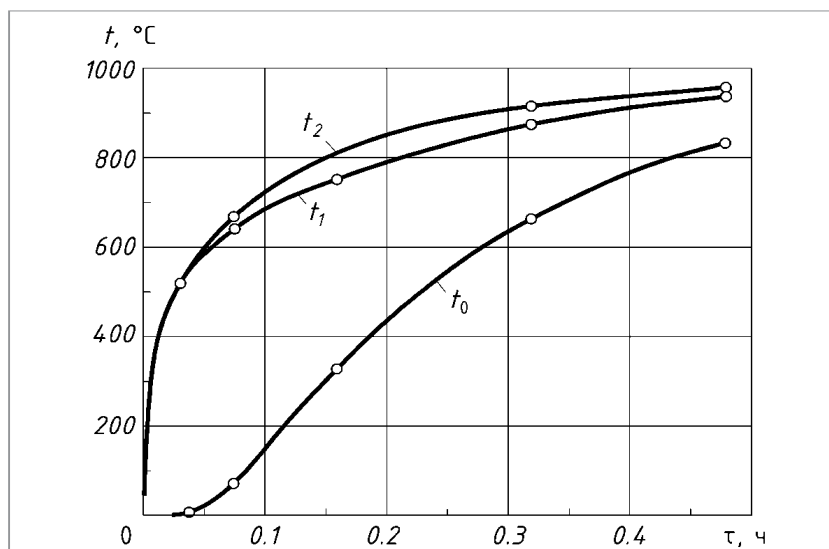
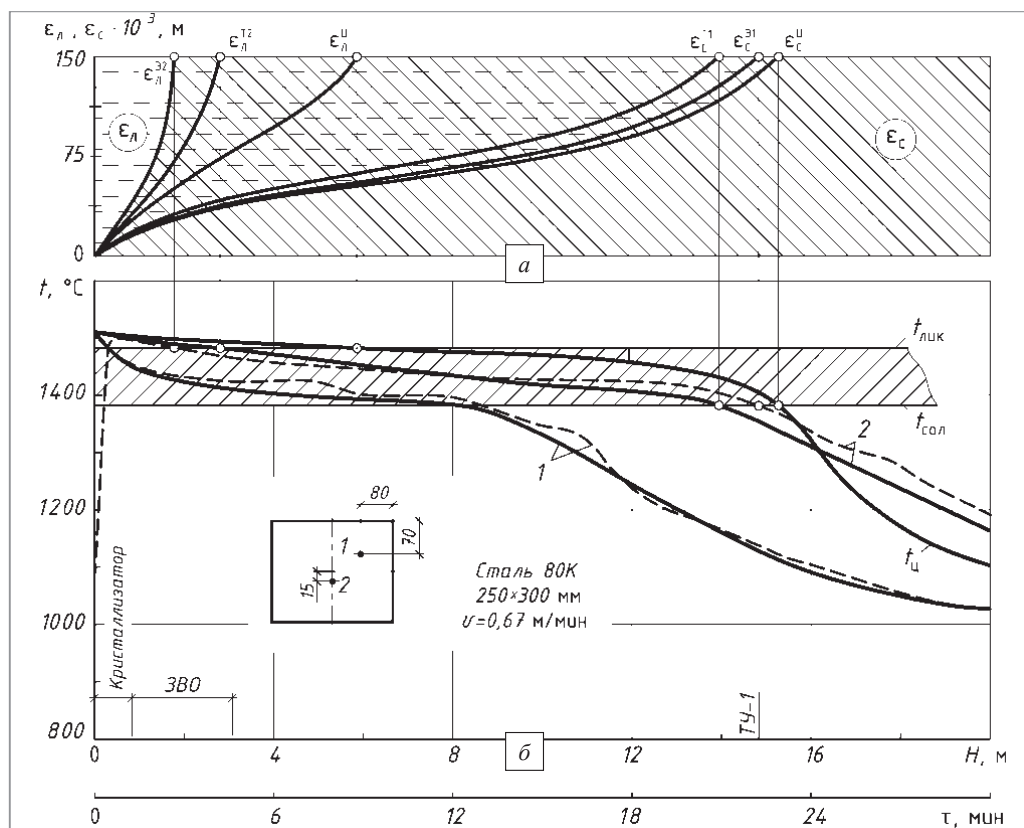


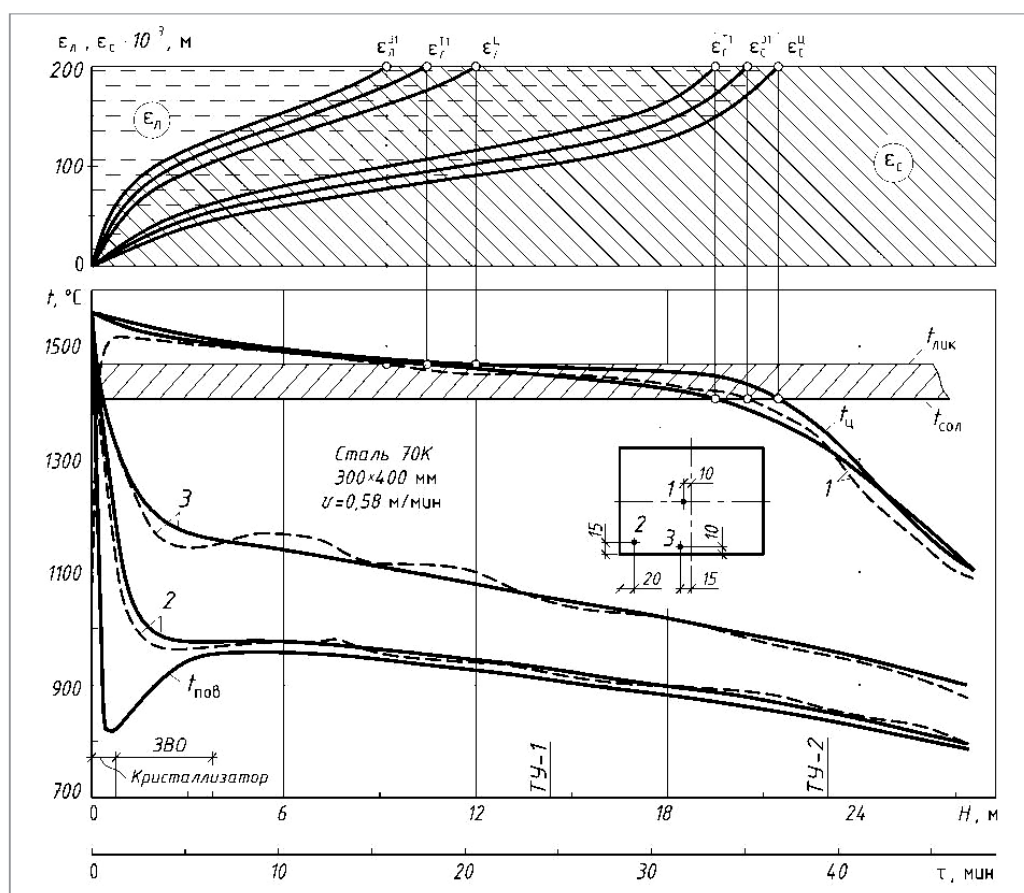
Рис. 2. Сопоставление результатов расчета нагрева стальной заготовки, выполненного с использованием МКЭ (сплошные линии), с аналитическим решением задачи (кружки) для температур t_0 (центр сечения), t_1 и t_2 (посередине широкой и узкой граней, как показано на рис. 1)

На втором этапе при использовании метода конечных элементов выполнены расчеты затвердевания и охлаждения непрерывнолитых заготовок из кордовых и шарикоподшипниковых марок стали различного сечения на основе математической модели (1)–(3), при этом с целью надежности использования МКЭ выполнена параметрическая идентификация по результатам промышленных экспериментов. На рис. 3 показаны результаты вычислений для настройки приведенной выше математической модели на примере затвердевания и охлаждения заготовок кордовых марок стали сечением 250×300 и 300×400 мм. Из рисунка видно вполне удовлетворительное согласование экспериментальных и расчетных данных. Например, для заготовки сечением 250×300 мм (сталь 80К) (рис. 3, а) максимальное расхождение для точки 2, расположенной вблизи центра, составляет около 2,5% и отмечается при прохождении заготовки вдоль МНЛЗ после тянущего устройства (ТУ-1), при этом металлургическая длина составляет 17,5 м. Для точки 1 расхождение расчетных и экспериментальных данных составляет около 8–9%, однако это наблюдается только после выхода заготовки из ЗВО при прохождении ее металлургической длины на уровне 10–11 м, в дальнейшем расхождение составляет около 3%. Продолжительность затвердевания непрерывнолитой заготовки сечением 250×300 мм составляет около 23 мин.

Для заготовки сечением 300×400 мм (сталь 70К) (рис. 3, б) наибольшее расхождение температур наблюдается при прохождении заготовкой зоны вторичного охлаждения (около 3% для точки 3, находящейся вблизи поверхности широкой грани), однако в дальнейшем при охлаждении заготовки на воздухе расхождение составляет 2% и менее. Длительность затвердевания слитка сечением 300×400 мм по расчетным данным составила около 36 мин, металлургическая длина слитка – 21–22 м.



а



б

Рис. 3. Сравнение расчетных (сплошные линии) и экспериментальных (штриховые линии) данных изменения температур и расположение изотерм ликвидуса и солидуса:
а – заготовка сечением 250×300 мм, сталь 80К; б – заготовка сечением 300×400 мм, сталь 70К

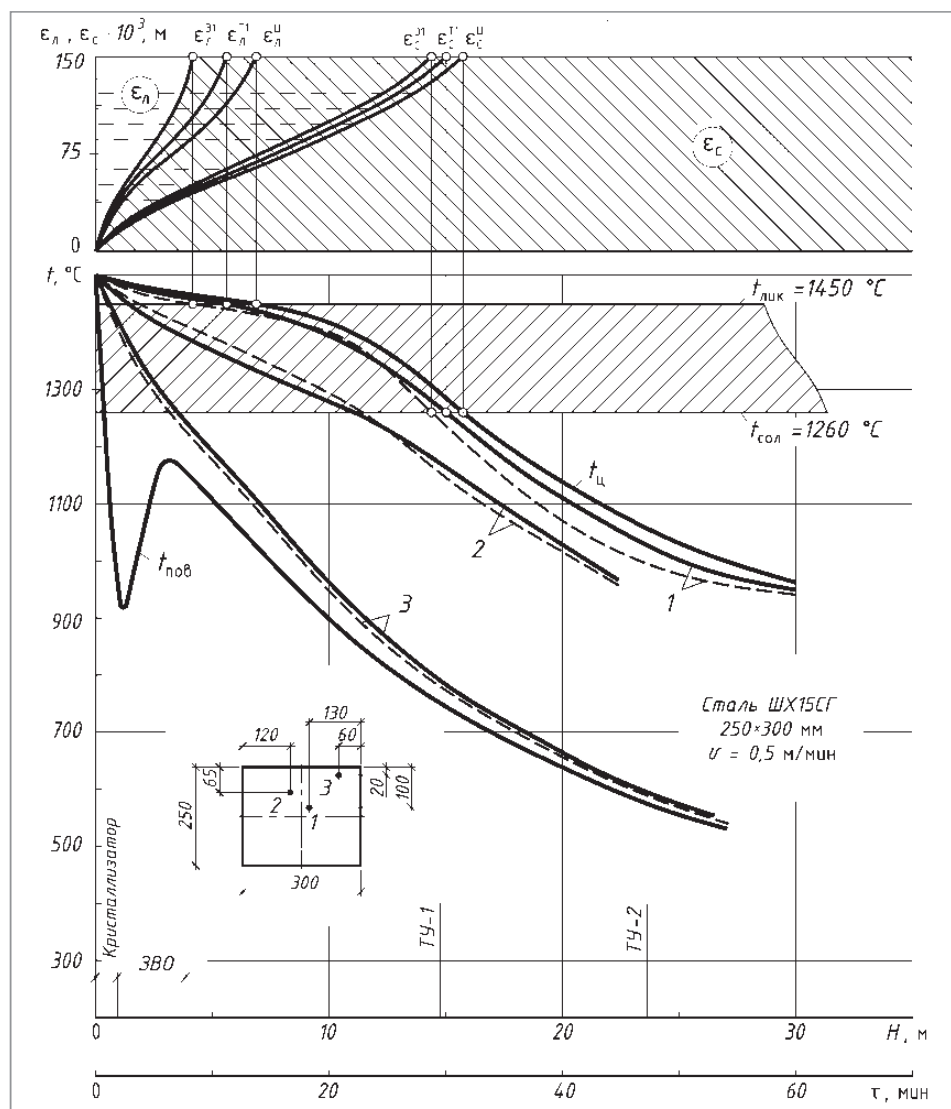


Рис. 4. Сравнение расчетных (сплошные линии) и экспериментальных (штриховые линии) данных изменения температур и расположение изотерм ликвидуса и солидуса в заготовке сечением 250×300 мм, сталь ШХ15СГ

Шарикоподшипниковые стали имеют специфическую особенность, которую необходимо учитывать при расчете процессов затвердевания и охлаждения, обусловленную широким интервалом кристаллизации, также достаточно ограниченными сведениями в технической литературе о температурах солидуса и ликвидуса. В связи с этим первостепенное значение приобретают экспериментальные исследования и сравнение их с результатами расчета. На рис. 4 показано сравнение расчетных и экспериментальных данных при разливке непрерывнолитой заготовки стали ШХ15СГ сечением 250×300 мм со скоростью 0,5 м/мин.

Анализ экспериментальных и расчетных результатов показывает, что продолжительность затвердевания заготовки шарикоподшипниковой стали значительно выше, чем для других марок аналогичного сечения (например, при сравнении с кордовыми марками стали выше в 1,4 раза) и составляет для конкретного случая 32–33 мин. Максимальная погрешность между расчетными и экспериментальными данными составляет 3–4% и наблюдается для точки 1, расположенной близко к центральной части заготовки, в районе между ТУ-1 и ТУ-2.

Таким образом, обоснован выбор метода конечных элементов для расчетов процессов затвердевания и охлаждения непрерывнолитых заготовок, что является основой для разработки и совершенствования технологических процессов разливки на современных МНЛЗ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Саульев, В. К. Интегрирование уравнений параболического типа методом сеток / В. К. Саульев. М.: Физмашгиз, 1960. 324 с.
2. Бахвалов, Н. С. Численные методы / Н. С. Бахвалов, Н. П. Жидков, Г. М. Кобельков. М.: Наука, 1987. 600 с.

3. **Кавадеров, А. В.** Закономерности нагрева пластины и цилиндра одновременно излучением и конвекцией / А. В. Кавадеров, Ю. А. Самойлович // Тр. Всесоюз. НИИ металлургической теплотехники. Свердловск: Среднеуральское книжное изд-во, 1960. С. 44–58.
4. **Самойлович, Ю. А.** О применении метода прогонки для решения задач теплопроводности / Ю. А. Самойлович // Металлургическая теплотехника. Свердловск: Средне-Уральское кн. изд-во, 1965. С. 176–182.
5. **Самойлович, Ю. А.** О приближенных способах расчета затвердевания отливок / Ю. А. Самойлович // ИФЖ. 1966. Т. 11. № 5. С. 597–602.
6. **Самойлович, Ю. А.** Системный анализ кристаллизации слитка / Ю. А. Самойлович. Киев: Наукова думка, 1983. 244 с.
7. Прикладные задачи металлургической теплофизики / В. И. Тимошпольский и др. Мн.: Навука і тэхніка, 1991. 320 с.
8. **Самойлович, Ю. А.** Нагрев стали: справ. пособ. / Ю. А. Самойлович, В. И. Тимошпольский. Мн.: Выш. шк., 1990. 314 с.
9. Промышленные теплотехнологии. В 5-ти т. Т. 5. Моделирование нелинейных процессов / В. И. Тимошпольский и др. Мн.: Выш. шк., 2000. 320 с.
10. Затвердевание стального слитка в изложнице: Методы исследования режимов затвердевания и охлаждения / Ю. А. Самойлович и др. Мн.: Выш. шк., 2003. 223 с.
11. **Марукович, Е. И.** Математическое описание теплофизических процессов при затвердевании непрерывного слитка / Е. И. Марукович и др. // Докл. АН БССР. 1989. Т. XXXIII, № 8. С. 708–711.
12. **Зенкевич, О. К.** Метод конечных элементов в технике / О. К. Зенкевич. М.: Мир, 1975. 318 с.
13. **Сегерлинд, Л. Дж.** Применение метода конечных элементов / Л. Дж. Сегерлинд. М.: Мир, 1979. 392 с.
14. **Иванцов, Г. П.** Нагрев металла / Г. П. Иванцов. М.: Металлургиздат, 1948. 192 с.
15. **Тимошпольский, В. И.** Совершенствование технологии непрерывной разливки сортовых заготовок. Сообщение 2. Расчетный анализ процессов затвердевания и охлаждения непрерывнолитых заготовок / В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова // Сталь. 2019. № 12. С. 12–17.

REFERENCES

1. **Saul'ev V. K.** *Integrirvanie uravnenij parabolicheskogo tipa metodom setok* [Integration of parabolic equations by the grid method]. Moscow, Fizmathgiz Publ., 1960, 324 p.
2. **Bahvalov N. S., Zhidkov N. P., Kobel'kov G. M.** *Chislennye metody* [Numerical methods]. Moscow, Nauka Publ., 1987, 600 p.
3. **Kavaderov A. V., Samojlovich Ju. A.** *Zakonomernosti nagreva plastiny i cilindra odnovenno izlucheniem i konvekcij* [Regularities of heating a plate and a cylinder simultaneously by radiation and convection]. *Trudy Vsesojuznogo NII metallurgicheskoy teploehniki* [Proceedings of the All-Union Research Institute of Metallurgical Heat Engineering]. Sverdlovsk, Sredneural'skoe knizhnoe izdatel'stvo Publ., 1960, pp. 44–58.
4. **Samojlovich Ju. A.** *O primenenii metoda progonki dlja reshenija zadach teploprovodnosti* [On the application of the sweep method to solve heat conduction problems]. *Metallurgicheskaja teploehnika = Metallurgical heating engineering*. Sverdlovsk, Sredne-Ural'skoe knizhnoe izdatel'stvo, 1965, pp. 176–182.
5. **Samojlovich Ju. A.** *O priblizhennyh sposobah rascheta zatverdevanija otlivok* [About approximate methods for calculating the solidification of castings]. *IFZh*, 1966, vol. 11, no. 5, pp. 597–602.
6. **Samojlovich Ju. A.** *Sistemnyj analiz kristallizacii slitka* [System analysis of ingot crystallization]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1983, 244 p.
7. **Timoshpol'skij V. I. et al.** *Prikladnye zadachi metallurgicheskoy teplofiziki* [Applied problems of metallurgical thermal physics]. Minsk, Navuka i tjechnika Publ., 1991, 320 p.
8. **Samojlovich Ju. A., Timoshpol'skij V. I.** *Nagrev stali* [Heating steel]. Minsk, Vyshhejschaja shkola Publ., 1990, 314 p.
9. **Timoshpol'skij V. I. et al.** *Promyshlennye teploehnologii* [Industrial heat technologies]. Minsk, Vyshhejschaja shkola Publ., 2000, 320 p.
10. **Samojlovich Ju. A. et al.** *Zatverdevanie stal'nogo slitka v izlozhnice: Metody issledovanija rezhimov zatverdevanija i ohlazhdenija* [Solidification of a Steel Ingot in a Mold: Research Methods for Solidification and Cooling Modes]. Minsk, Vyshhejschaja shkola Publ., 2003, 223 p.
11. **Marukovich E. I.** *Matematicheskoe opisanie teplofizicheskikh processov pri zatverdevanii nepreryvnogo slitka* [Mathematical description of thermophysical processes during solidification of a continuous ingot]. *Doklady AN BSSR = The Doklady of the Academy of Sciences of the BSSR*, 1989, vol. XXXIII, no. 8, pp. 708–711.
12. **Zenkevich O. K.** *Metod konechnyh jelementov v tehnikе* [Finite element method in engineering]. Minsk, Mir Publ., 1975, 318 p.
13. **Segerlind L. Dzh.** *Primenenie metoda konechnyh jelementov* [Application of the finite element method]. Moscow, Mir Publ., 1979, 392 p.
14. **Ivancov G. P.** *Nagrev metalla* [Metal heating]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1948, 192 p.
15. **Timoshpol'skij V. I., Trusova I. A.** *Sovershenstvovanie tehnologii nepreryvnoj razlivki sortovyh zagotovok. Soobshhenie 2. Raschetnyj analiz processov zatverdevanija i ohlazhdenija nepreryvnolityh zagotovok* [Improvement of the technology of continuous casting of billets. Communication 2. Computational analysis of solidification and cooling of continuously cast billets]. *Stal' = Steel*, 2019, no. 12, pp. 12–17.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-48-55>
УДК 621.762.04

Поступила 15.06.2020
Received 15.06.2020

ОЦЕНКА КАЧЕСТВА ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ БРИКЕТОВ КАК ВИДА ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

О. М. ДЬЯКОНОВ, А. А. ЛИТВИНКО, В. Ю. СЕРЕДА, Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: deaconco@mail.ru

В работе сформулированы основные принципы построения и дано описание технологического процесса горячего брикетирования отходов черных металлов как способа превращения мелкофракционных и тонкодисперсных частиц металла в габаритный полуфабрикат заданных размеров и химического состава. Приведено описание оборудования для осуществления этого процесса с высокоэффективным безокислительным нагревом и полным безопасным обезвреживанием дымовых газов. Представлены результаты плавок горячепрессованных брикетов в различных плавильных агрегатах. Показано, что очищенные от СОЖ брикеты плотностью 6500–7100 кг/м³ являются полноценными заменителями кускового лома. Даны рекомендации и технико-экономическое обоснование целесообразности внедрения процесса горячего брикетирования в производство на предприятиях подшипниковой, машиностроительной и металлургической отраслей с последующим использованием горячепрессованных брикетов для получения литых заготовок собственного назначения.

Ключевые слова. Горячее брикетирование, металл, чугун, сталь, стружка, брикет, плавка, технология, режимы, оборудование, внедрение, производство.

Для цитирования. Дьяконов, О. М. Оценка качества горячепрессованных брикетов как вида шихтовых материалов / О. М. Дьяконов, А. А. Литвинко, В. Ю. Середа // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 48–55. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-48-55>.

ESTIMATION OF QUALITY OF HOT PRESSED BRIQUETTES AS A TYPE OF METALLURGICAL CHARGE MATERIALS

O. M. D'JAKONOV, A. A. LITVINKO, V. JU. SEREDA, Belarusian National Technical University, 65, Nezavisimosti Ave., Minsk, Belarus. E-mail: deaconco@mail.ru

The basic principles of construction are formulated in the work and a description of the technological process of hot briquetting of ferrous metal waste as a way of converting fine metal particles into a dimensional semi-finished product of a given size and chemical composition is given. The description of equipment for the implementation of this process with highly efficient non-oxidizing heating and complete safe neutralization of flue gases is given. The results of melting of hot-pressed briquettes in various melting units are presented. It is shown that briquettes cleaned from coolant with a density of 6500–7100 kg/m³ are full-fledged substitutes for bulk scrap. Recommendations and a feasibility study on the feasibility of introducing the hot briquetting process into production at the enterprises of the bearing, machine-building and metallurgical industries, followed by the use of hot-pressed briquettes to produce cast billets for their own purposes, are given.

Keywords. Hot, briquetting, metal, cast iron, steel, shavings, briquette, smelting, technology, modes, equipment, implementation, production.

For citation. D'jakonov O. M., Litvinko A. A., Sereda V. Ju. Estimation of quality of hot pressed briquettes as a type of metallurgical charge materials. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 48–55. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-48-55>.

Непрерывное совершенствование рециклинга отходов черных металлов горячим прессованием, разработка новых способов и устройств для его осуществления позволяют в настоящее время говорить о целесообразности внедрения этого высокоэффективного технологического процесса в производство. Решение данной проблемы состоит в полном и экологически безопасном удалении из металлоотходов жидкой фазы (СОЖ) с последующим их брикетированием до плотности 6,5–7,1 г/см³, что в принципе эквивалентно превращению дисперсных и загрязненных частиц металла в габаритный кусковой лом. При этом себестоимость процесса горячего брикетирования не должна превышать себестоимость холодного. Рациональное построение технологического процесса состоит в выполнении следующих технологических операций [1–4]:

- сепарирование стружки с целью удаления концевых отходов и других твердых предметов (резцов, болтов, гаек и др.), дробление, приготовление шихты смешиванием компонентов;
- нагрев стружки до температур неполной горячей деформации (750–800 °С) в защитной атмосфере продуктов термической возгонки масляной компоненты СОЖ;
- пиролиз углеводородных соединений с целью получения углеродного покрытия, предохраняющего металл от окисления на выходе из печи и выполняющего роль смазки в процессе горячего прессования;
- сжигание масла, обладающего высокой теплотворной способностью, совместно с природным газом;
- каталитическое дожигание СО, очистка и обезвреживание дымовых газов методом «мокрой очистки» в скруббере Вентури;
- подача и засыпка мелкофракционной стружки в пресс-форму при минимальных потерях тепла (не более 50 °С);
- прессование на гидравлическом прессе под давлением 470–500 МПа в пресс-форме с подвижной матрицей, активизирующей действие боковых сил трения, направленных в сторону действующего усилия прессования.

Определенные требования предъявляются также и к технологическому оборудованию. Нагревательная установка должна быть герметичной и теплоизолированной, способной обеспечить подачу нагретого металла в пресс-форму в соответствии с производительностью брикетировочного пресса. В связи с тем что нагрев стружки связан с процессом термической возгонки и удаления СОЖ, целесообразно применение комбинированного нагрева: вначале в камере газопламенного нагревателя для удаления воды и легких фракций масла (450–500 °С), затем в индукционном нагревателе для полного удаления масла и доведения температуры металла до температуры горячего прессования (750–800 °С). Камера газопламенного нагревателя сообщается с проходным каналом стружки и загрузочным окном, через которое газы удаляются дымососом в установку «мокрой» очистки. Сжигание масляной компоненты СОЖ осуществляется в той же камере и поддерживается дополнительным вдуванием в печь горячего воздуха. Индукционный нагрев, сочетаемый с конвективным теплообменом в горячем муфеле, эффективен как для магнитных, так и немагнитных или парамагнитных материалов. Загрузочное устройство, принимающее нагретый металл на выходе из печи, должно находиться в позиции, обеспечивающей практически мгновенную подачу металла в пресс-форму брикетировочного пресса.

Суть способа «мокрой» газоочистки (дымовых газов, выходящих из печи) заключается в смачивании и коагуляции пылевых частиц или поглощении газов жидкими реагентами (принцип сорбции). Жидкость перемещается в противоход движению газа. Главное преимущество этой технологии – возможность уловить частицы размером 3–5 мкм (для скрубберов ШВ с подвижной насадкой – до 0,5–0,1 мкм). Коэффициент очистки достигает значения 99 %. Аэрозоли улавливаются до 99,9 %.

Оборудование мокрой очистки включает в себя канал с сеткой для каталитического дожигания оксида углерода (СО), насадочный скруббер Вентури, канал для грязной сточной воды, систему фильтрации масла и поддержания уровня воды в канале, дымосос и трубу для выброса очищенного газа.

Основные типы загрязнения, выделяющиеся в процессе горения, – оксиды углерода (СО), серы (SO₂) и азота (NO и NO₂), остатки углеводородов (преимущественно CH₄), сажистый углерод (С). Оксид углерода подвергается каталитическому дожиганию на воздухе при температурах 700–1000 °С. Сажистый углерод (сажа) и другие твердые частицы не преодолевают водный заслон скруббера и вместе с водой удаляются в канал сточной воды, образуя осадок на дне канала в виде шлама. Газообразные остатки углеводородов конденсируются, стекают в канал и скапливаются на поверхности воды в виде масла.

В качестве сорбентов в насадке скруббера используются сода, суспензия извести, соединения аммиака, суспензия доломита, кальцинированная вода, карбонат натрия и др. Эти соединения связывают вредные вещества в солевые образования. Для каждой СОЖ выбор сорбентов и технологии очистки индивидуальный. Очищенный газ (СО₂ и Н₂О) выбрасывается в атмосферу через трубу с помощью дымососа.

Сбор масла с поверхности воды производится с помощью плавающего поплавка насосной установкой. Порошкообразный осадок (главным образом сажистый углерод) отгружается в отвал или используется в металлургических брикетах.

Экономическая эффективность горячего брикетирования обеспечивается снижением затрат электроэнергии на работу брикетировочного пресса вследствие снижения сопротивления металла деформированию в 2,0–2,2 раза. Стоимость природного газа, расходуемого на нагрев шихты, в 10–12 раз ниже стоимости электроэнергии, а содержание масляной компоненты СОЖ в составе шихты обеспечивает снижение

расхода природного газа до 30 %. Формирование пироуглеродного покрытия (смазки) на поверхности частиц металла снижает работу деформационного уплотнения стальной и чугуновой стружки на 10–15 %. Выделение твердого углерода сокращает общее количество печных газов и упрощает задачу их полного сжигания. Углеродный слой, образующийся на поверхности стружки, предохраняет ее от окисления на выходе из печи, при загрузке в пресс и горячем прессовании вплоть до получения готовых брикетов. Свободный углерод выполняет роль пластификатора стружки при горячем прессовании, снижает межчастичное трение, способствует повышению плотности прессовки.

Экономическая эффективность горячего брикетирования многократно возрастает с использованием порошков шламов в составе стружки, а также легирующих добавок при получении композиционных шихтовых материалов заданного химического состава. В состав шихты могут входить мелкофракционные отсеивы ферросплавов, флюсовые и шлакообразующие добавки: кокс, известь, оксиды железа, алюминий, кремний, колотая стальная и чугуновая дробь и др. Плотные и высокопрочные брикеты с заранее установленным и востребованным химическим составом реализуются по более высокой отпускной стоимости.

Оценку качества горячепрессованных брикетов проводили по результатам плавов, проведенных в различных плавильных агрегатах на трех заводах: ОАО «МПЗ», ОАО «МТЗ» и ОАО «БМЗ».

На ОАО «МПЗ» установка горячего брикетирования была установлена в кузнечном цехе завода. Процесс брикетирования осуществляли на гидравлическом прессе Б6238 горизонтального исполнения, спаренного с вертикальной муфельной печью. Технические характеристики горячепрессованных брикетов из стружки подшипниковой стали ШХ15СГ приведены в табл. 1.

Таблица 1. Технические характеристики горячепрессованных брикетов из стружки подшипниковой стали ШХ15СГ

Материал	Размеры брикета		Плотность, кг/м ³	Масса, кг	Содержание масла, осыпаемость по СТБ 2026–2010
	диаметр, мм	высота, мм			
Сталь ШХ15СГ	150	90–100	6800–7100	11,0–12,5	Отсутствуют

Сравнительные плавки с полным или частичным использованием брикетов из стружки стали ШХ15СГ проводили в РМЦ завода в индукционной печи ИСТ-0,4 (табл. 2). Техническая характеристика печи: емкость – 0,4 т, потребляемая мощность – 237 кВт, температура – 1600 °С, удельный расход электроэнергии – 690 кВт·ч/т. Схема питания печи: через преобразователь повышенной частоты ОТМ 250–2400 Гц.

Таблица 2. Результаты плавов горячепрессованных брикетов из стружки стали ШХ15СГ на ОАО «МПЗ»

Номер плавки	Вид металлоотходов	Содержание масла, %	Масса, кг	Доля в металлозавалке, %	Время плавки, мин	Выход годного, %
1	Кусковой лом	0	400	100	90	95
2	Брикеты	0	400	100	93	94
3	Стружка	4	400	100	71	83
4	Брикеты	0	120	100	32	94
5	Стружка	4	120	100	41	79
6	Брикеты	0	120	30		
	Стружка	0	280	70		
	Всего по плавке № 6	0	400	100	47	95

Время плавов (90–93 мин) и выход годного (94–95 %) у брикетов и кускового лома практически одинаковые (плавки № 1, 2, 4), у стружки выход годного (79–83 %) крайне неудовлетворителен (плавки № 3, 5). В то же время шихта, состоящая из обезжиренной сухой стружки (70 %) и горячепрессованных брикетов (30 %), дает хороший результат по продолжительности плавки (47 мин) при штатном выходе годного (95 %, плавка № 6).

Анализ результатов, полученных на ОАО «МПЗ», показал, что горячепрессованные брикеты из стружки стали ШХ15СГ являются полноценными заменителями концевых отходов и лома той же марки стали. Таким образом, их применение в подшипниковом производстве является импортозамещением дорогостоящей подшипниковой стали, тем более, что коэффициент полезного использования металла на заводе крайне низок ($K=0,51$).

Как показали опытные плавки и экономические расчеты, наиболее эффективным использованием горячепрессованных брикетов из стружки и шламов подшипниковых сталей на ОАО «МПЗ» является их электрошлаковый переплав. Плавки проводили на установке ЭШП инструментального цеха. Брикеты из стружки стали ШХ15СГ сваривали в электрод, который переплавляли в заготовку крупногабаритного кольца роликосферического подшипника 3640. Метал разливали в двухсторонний медный водоохлаждаемый кристаллизатор. В результате двухстороннего направленного отвода тепла структура отливки получалась плотной, без каких-либо пустот, рыхлости и усадочной раковины. Электрошлаковый переплав обеспечил прямое попадание в пределы допуска всех химических элементов стали ШХ15СГ. Далее заготовку кольца подшипника 3640 подвергали операциямковки (нагрев, осадка, обкатка на оправке), термической и механической обработке по действующей на заводе технологии. Все без исключения испытания физико-механических свойств, химический и металлографический анализы на карбидную неоднородность и величину зерна стали не выявили никаких расхождений с аналогичными испытаниями заготовок колец подшипников, закупаемых в настоящее время у завода «ДНЕПРОСПЕЦСТАЛЬ» (г. Запорожье, Украина).

На ОАО «МТЗ» плавки проводили с использованием горячепрессованных чугуновых брикетов (СЧ20) в ЛЦ2 на высокочастотной индукционной печи ИТПЭ-0,4 емкостью 0,4 т. Партия брикетов в количестве 0,5 т была изготовлена на установке горячего брикетирования в лаборатории обработки металлов давлением НИЦ ОГТ. Технические характеристики брикетов и результаты плавки приведены в табл. 3, 4.

Т а б л и ц а 3. Технические характеристики горячепрессованных брикетов из чугуновой стружки СЧ20

Материал	Размеры брикета		Плотность, кг/м ³	Масса, кг	Содержание масла, осыпаемость по СТБ 2026–2010
	диаметр, мм	высота, мм			
Чугун СЧ 20	60	25–30	6300–6700	0,46–0,5	Отсутствуют

Т а б л и ц а 4. Результаты плавки горячепрессованных брикетов из чугуновой стружки СЧ20 на ОАО «МТЗ»

Состав шихты	Количество, кг			Время плавки, мин			Выход годного жидкого металла, кг					
	номер плавки			номер плавки			номер плавки					
	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
Брикеты СЧ20 горячепрессованные	60,0	180,0	59,0	110,0	125,0	105,0	364,0	Шлак и скрап 24,0	334,0	Шлак и скрап 35,0	360,0	Шлак и скрап 26,0
Чугун передельный	120	—	122,0									
Возврат	140,0	140,0	141,0									
Лом стальной	64,0	64,0	66,0									
FeMn	1,0	1,0	—									
FeSi	6,5	6,5	6,0									
Графит	2,5	5,5	2,5									

Оценку качества плавления брикетов проводили в сравнении с первичным чушковым чугуном и ломом чугуна. Время плавки, затраты электроэнергии, угар и безвозвратные потери металла оказались сопоставимыми со штатными параметрами плавки чушкового чугуна. Повышенное шлакообразование соответствовало исходной степени окисленности стружки. При заливке проб на отбел влияния доли брикетов в металлозавалке не выявлено: глубина отбела – 13–15 мм по клиновидной пробе. Установлено, что высокая плотность и прочность чугуновых брикетов, возможность корректировки расплава введением в состав брикетов дополнительных элементов (отсева кокса, колотой чугуновой и стальной дробы и др.) с учетом угара в процессе плавления являются чрезвычайно важными и практически необходимыми достоинствами технологии горячего брикетирования.

Расчет себестоимости 1 т горячепрессованных брикетов из чугуновой и стальной стружки с учетом полной экологической безопасности технологического процесса показал, что горячее брикетирование не дороже холодного независимо от марки чугуна и стали, а по всем остальным показателям значительно его превосходит. В связи с этим специалистами завода была признана целесообразность внедрения технологии горячего брикетирования не только чугуновой, но и стальной стружки всех марок стали при общем годовом стружкообразовании 12,5 тыс. т.

На ОАО «БМЗ» в плане освоения новых видов металлошихты выполняли работы по разработке технологии производства легированных марок стали с использованием горячепрессованных брикетов из стружки стали ШХ15СГ, изготовленных на ОАО «МПЗ». В ЭСПЦ-2 на ДСП-100 № 3 (100-тонная дуговая сталеплавильная печь) проведена серия балансовых плавов для расчета баланса металла и определения расходных коэффициентов металлошихты. Усредненные значения входного контроля проб опытных брикетов и требования СТБ 2026–2010 приведены в табл. 5.

Таблица 5. Входной контроль горячепрессованных брикетов из стружки стали марки ШХ15СГ

Наименование документа	Химический состав, %						Геометрические параметры, м		Физические параметры	
	Cr	Ni	Cu	Si	S	P	D	h	m, кг	ρ , кг/м ³
Входной контроль	1,5	0,13	0,22	0,4	0,03	0,016	0,15	0,054	6,5–6,8	6800–7100
СТБ 2026–2010 (6Б1)	0,4–1,8	н.б. 0,4	–	н.б. 0,6	–	–	Не регламент.		2–50	н.м 5000

Брикеты загружали взамен эквивалентного количества лома категории Б1–3 согласно шихтовки технологической карты марки стали 45Х (табл. 6). В качестве сравнительных плавов были выбраны плавки с использованием в металлошихте легированного лома категории Б1–3 в количестве 30–40 т. Параметры плавов, расход металлошихты, электроэнергии и газов, выход годного металла приведены в табл. 7, 8.

Таблица 6. Шихтовка балансовых плавов

Номер плавки	Шихта по видам лома, т						
	категория А	категория АП	категория Б 1, 2, 3	категория Б оборот.	брикеты Б6	чугун НЛМК	всего, т
33049	85,3		19,9		10,0		115,2
33050	85,3		10,8	10,0	9,6		115,7
33051	75,5	9,8	10,3	10,2	10,1	4,9	120,8
33052	70,2	14,7	10,1		20,0	5,0	120,0
Сравнительная	40–50	15–20	30–40			5,0	120,0

Таблица 7. Длительность плавов, температура

Номер плавки	Время в ДСП, мин		Температура металла перед выпуском, °С	Температура металла после выпуска, °С
	общее	под током		
33049	71	49	1643	1498
33050	78	48	1673	1523
33051	68	45	1676	1540
33052	71	44	1672	1544
Среднее	72	47	1666	1526
Сравнительная	76	46	1653	1517

Таблица 8. Расход металлошихты, выход годного металла, расход электроэнергии и газов

Номер плавки	Итого металлошихты, т	Масса годного, т	Активы электроэнергии, кВт·ч	Удельная электроэнергия на шихту, кВт·ч/т	Природный газ, м ³	Кислород, м ³	
						горелок	дутия
33049	115,2	99,9	47420	411,63	822	1567	1346
33050	115,7	106,7	45920	396,88	777	1476	1160
33051	121,2	106,7	46965	387,5	891	1705	1511
33052	120,0	97,0	44968	374,73	822	1558	1259
Среднее	118,0	102,57	46318,25	392,68	828	1576,5	1319
Сравнительная	115,7	102,3	47615,62	412,17	977,2	1909,8	1211,1

Из табл. 5 следует, что опытный материал соответствует типовым требованиям СТБ 2026–2010 для брикетов из стальной стружки категории 6Б1. Общая продолжительность балансовых плавов без учета простоев изменялась от 68 до 78 мин и в среднем составила 72 мин. Продолжительность балансовых плавов под током изменялась от 44 до 49 мин и в среднем составила 47 мин. Температура металла перед выпуском из ДСП изменялась от 1643 до 1676 °С и в среднем составила 1660 °С.

Расход активной электроэнергии изменялся от 44968 до 47420 кВт·ч и в среднем составил 46318,25 кВт·ч. Удельный расход электроэнергии на 1 т годной стали при проведении серии балансовых плавов изменялся от 430,36 до 474,67 кВт·ч/т и в среднем составил 452,19 кВт·ч/т. Расход природного газа/кислород горелок/кислород дутья изменялся от 777/1476/1160 до 891/1705/1511 м³ и в среднем составил 828/1576,5/1319 м³ соответственно.

На основании полученных данных определяли расходные коэффициенты металлошихты по каждой плавке по следующим выражениям:

по жидкому металлу

$$K = \frac{M_{\text{шихты}}}{M_{\text{жидк}}},$$

по годной заготовке

$$K = \frac{M_{\text{шихты}}}{M_{\text{годн}}},$$

где K – расходный коэффициент; $M_{\text{шихты}}$ – масса шихты, т; $M_{\text{годн}}$ – масса годного металла, т.

Расходные коэффициенты металлошихты и выход годного приведены в табл. 9.

Таблица 9. Расходные коэффициенты металлошихты и выход годного

Номер плавки	Итого металлошихты, т	Масса жидкого в ковше, т	Масса годного, т	K по жидкому металлу	K по годной заготовке	Выход жидкого, %	Выход годного из шихты, %
33049	115,2	101,0	99,9	1,141	1,153	87,7	86,7
33050	115,7	103,0	106,7	1,123	1,084	89,0	92,2
33051	121,2	101,0	106,7	1,2	1,136	83,3	88,0
33052	120,0	110,0	97,0	1,091	1,237	91,7	80,8
Среднее	118,0	103,8	102,6	1,139	1,152	87,9	86,9
Сравнительная	115,7	106,1	102,3	1,09	1,131	91,7	88,4

Таким образом, все перечисленные параметры плавов с использованием горячепрессованных брикетов из стружки стали ШХ15СГ соответствуют плавкам штатной технологии. Однако по расходу ферросплавов, содержанию хрома и марганца некоторые отклонения от штатной технологии все же присутствуют.

Расходы феррохрома (FeCr850) и ферромарганца (FeMn78), добавленных на плавку в процессе выплавки и ковшевой обработки на «печь-ковше», приведены в табл. 10. Расход присаживаемого феррохрома на плавку в среднем составил: на выпуске – 0,99 т; на «печь-ковше» – 0,241 т; суммарный – 1,231 т. Расход присаживаемого ферромарганца на плавку в среднем составил: на выпуске – 0,605 т; на «печь-ковше» – 0,455 т; суммарный – 1,06 т.

Таблица 10. Расход феррохрома (FeCr850) и ферромарганца (FeMn78), добавленных на плавку в процессе выплавки и ковшевой обработки на «печь-ковше»

Номер плавки	Присадка на выпуске, т			Присадка на «печь-ковше», т			Итого
	феррохром (FeCr850)	ферромарганец (FeMn78)	сумма	феррохром (FeCr850)	ферромарганец (FeMn78)	сумма	
33049	1,015	0,165	1,18	0,29	0,045	0,335	1,515
33050	0,810	0,135	0,945	0,155	0,06	0,215	1,16
33051	1,13	0,17	0,3	0,2	0,11	0,31	0,61
33052	1,005	0,135	1,14	0,32	0,24	0,56	1,7
Среднее	0,99	0,151	1,141	0,241	0,114	0,355	1,496
Сравнительная	1,064	0,116	1,18	0,189	0,152	0,341	1,521

Суммарный расход ферросплавов на опытных плавках выше, чем на сравнительных и составил 2,696 т в сравнении с 2,357 т на плавках штатной технологии.

Химический состав металла по расплавлению приведен в табл. 11.

Т а б л и ц а 11. Химический состав металла по расплавлению

Номер плавки	Химический состав металла, %					
	C	Si	Mn	P	S	Cr
33049	0,1022	0,0029	0,0419	0,0093	0,05	0,1073
33050	0,1557	0,0068	0,1477	0,0071	0,043	0,1544
33051	0,1083	0,0019	0,0406	0,0047	0,04	0,1372
33052	0,0822	0,0143	0,046	0,007	0,044	0,1528

На балансовых плавках содержание хрома по расплавлению изменялось от 0,1073 до 0,1544% и в среднем составило 0,1379%, на сравнительных в среднем – 0,142%. На балансовых плавках содержание марганца по расплавлению изменялось от 0,0406 до 0,1477% и в среднем составило 0,0691%, на сравнительных в среднем – 0,1175%. Таким образом, содержание хрома и марганца на балансовых плавках с использованием брикетов либо ниже, либо соответствует штатной технологии с использованием легированного лома категории Б1–3.

Анализ результатов испытаний, проведенных на ОАО «БМЗ», показал, что использование горячепрессованных брикетов из стружки стали ШХ15СГ в металлошихте следует ограничить до 15% от массы металлошихты на плавку. Для того чтобы снять это ограничение, необходимо ввести в состав брикетов некоторое дополнительное количество феррохрома (FeCr850) и ферромарганца (FeMn78), например, в виде отсева продуктов дробления металлургических слитков (фракция до 10 мм).

Аналогичные результаты были получены при выплавке стали марки 40Х. Сравнение основных технико-экономических показателей опытных плавов и плавов по существующей технологии приведено в табл. 12, 13.

Т а б л и ц а 12. Основные технико-экономические параметры опытных плавов в ДСП-100 № 3 ОАО «БМЗ» стали марки 40Х

Номер плавки	Лом А, т	Лом АП, т	Лом А об., т	Лом Б об., т	Брикеты ШХ15СГ, т	Итого металлошихты, т	Масса жидкого в ковше, т	Выход годного, %
30799	85,1	0	10	0	25	120,1	105	87,43
30800	82,7	0	10,2	0	27,4	120,3	107	88,94
30801	94,5	15,5	10	0	0	120	108	90,0
30802	95	15,4	10	0	0	120,4	116	96,35
30803	105,6	0	0	10,6	0	116,2	110	94,66
Среднее	92,58	6,18	8,04	2,12	10,48	119,4	109,2	91,48

Т а б л и ц а 13. Временные и температурные показатели, расход электроэнергии и кислорода при выплавке стали марки 40Х

Номер плавки	Общее время плавки, мин	Время под током, мин	Электроэнергия, кВт·ч		Кислород, м³		Температура стали на выпуске, °С
			общая	удельная на 1 т жидкой стали	общий	удельный на 1 т жидкой стали	
30799	88	52	47187	449,4	3162	30,11	1663
30800	75	51	49951	466,83	3339	31,21	1652
30801	70	45	45001	416,68	2771	25,66	1645
30802	67	46	45641	393,46	2633	22,7	1640
30803	75	51	47075	427,95	2628	23,89	1650
Среднее	75	49	46971	412,7	2677	24,08	1650
Сравнительная	68	51	48208	423,62	3307	29,06	1650

Из табл. 12, 13 видно, что технологический процесс выплавки стали марки 40Х с использованием горячепрессованных брикетов из стружки стали ШХ15СГ в основном протекает в штатном режиме.

Средний расходный коэффициент по сравнению с базовой шихтовкой увеличился от 1,08 до 1,13. Общая продолжительность плавки и время под током в среднем составили 75 и 49 мин, что находится на уровне штатной технологии. Удельный расход электроэнергии на 1 т жидкого металла при использовании брикетов изменялся от 393,46 до 466,83 кВт·ч/т и в среднем составил 412,7 кВт·ч/т при сравнительном показателе 423,62 кВт·ч/т. Расход природного газа и кислорода в горелках за время проведения опытных плавки в среднем составил соответственно 828 и 2667 м³ на одну плавку, что также соответствует плавкам штатной технологии. Однако, так же как и для стали марки 45X, технологический процесс выплавки стали марки 40X требует корректировки химического состава расплава. Наиболее эффективным решением этой задачи является повышение процентного содержания легирующих элементов в составе брикета, например, с использованием мелкофракционных отсеков продуктов дробления слитков ферросплавного производства.

Выводы

1. Горячее брикетирование – это способ превращения мелкофракционных металлоотходов в габаритный кусковой полуфабрикат заданного химического состава.
2. В настоящее время создана установка (пресс-автомат) для осуществления этого процесса с полным и безопасным обезвреживанием дымовых газов методом «мокрой» очистки.
3. Установка горячего брикетирования является высокопроизводительным и экономически высокоэффективным оборудованием, гарантирующим стабильность размеров и качество брикетов.
4. Для подшипниковых заводов, спецификой которых является низкий коэффициент полезного использования металла, рекомендуется технология электрошлакового переплава горячепрессованных брикетов, сваренных в электрод, переплавляемый в заготовку крупногабаритного кольца подшипника.
5. Для машиностроительных заводов, располагающих собственным плавильным оборудованием и значительным количеством отходов черных металлов, целесообразно внедрение процесса горячего брикетирования с целью повышения качества брикетов и решения экологической проблемы, связанной с переплавом металлоотходов.
6. Для металлургических производств использование горячепрессованных брикетов с заданным и гарантированным химическим составом, удешевленных включением мелкофракционных отсеков ферросплавов, порошков шламов, колотой стальной и чугунной дроби и других наполнителей, приведет к значительному снижению себестоимости выпускаемой продукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дьяконов, О. М. Комплексная переработка стружки и металлодержащих шламов / О. М. Дьяконов. Минск: Технология, 2012. 262 с.
2. Марукович Е. И., Пантелеенко Ф. И., Дьяконов О. М., Литвинко А. А., Середа В. Ю. Получение высококачественного металлургического сырья из отходов металлообрабатывающего производства // Тр. 27-й Междунар. науч.-техн. конф. «Литейное производство и металлургия 2019. Беларусь», 2019. С. 70–88.
3. Способ брикетирования металлической стружки и устройство для его осуществления: пат. 2266969 Российская Федерация, МПК7 С 22В 1/248, 7/00 / О. М. Дьяконов; заявитель О. М. Дьяконов. – № 2003134886/02; заявл. 03.12.2003; опубл. 10.05.2005 // Официальный бюл. Росс. агентства по патентам и товарным знакам / Федеральный ин-т пром. собственности. – 2005. – № 36. – С. 28.
4. Способ брикетирования металлической стружки и устройство для его осуществления: пат. 8755 Респ. Беларусь, МПК7 С 22В 1/248 / О. М. Дьяконов; заявитель О. М. Дьяконов. – № а 20031051; заявл. 17.11.2003; опубл. 30.06.2005 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2006. – № 6 – С. 102.

REFERENCES

1. D'jakonov O. M. *Kompleksnaja pererabotka struzhki i metallosoderzhashhih shlamov* [Complex processing of chips and metal-containing sludge]. Minsk, Tehnologija Publ., 2012, 262 p.
2. Marukovich E. I., Panteleenko F. I., D'jakonov O. M., Litvinko A. A., Sereda V. Ju. Poluchenie vysokokachestvennogo metallurgicheskogo syr'ja iz othodov metalloobrabatyvajushhego proizvodstva [Obtaining high-quality metallurgical raw materials from metalworking waste.]. *Trudy 27-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2019, Belarus'»* [Proceedings of the 27th International Scientific and Technical Conference «Foundry and Metallurgy 2019, Belarus'»], pp. 70–88.
3. D'jakonov O. M. *Sposob briketirovanija metallicheskoj struzhki i ustrojstvo dlja ego osushhestvlenija* [Method for briquetting metal chips and device for its implementation]. Patent No. 2266969 Rossija, MPK7 S 22V 1/248, 7/00.
4. D'jakonov O. M. *Sposob briketirovanija metallicheskoj struzhki i ustrojstvo dlja ego osushhestvlenija* [Method for briquetting metal chips and device for its implementation]. Patent No. 8755 Belarus', MPK7 S 22V 1/248.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-56-58>
УДК 669.21

Поступила 10.06.2020
Received 10.06.2020

ПЛАКИРОВАННЫЙ АРМАТУРНЫЙ ПРОКАТ

Е. С. ОВЧИННИКОВ, И. А. ОВЧИННИКОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская область, Беларусь, ул. Промышленная, 37.

Преждевременное разрушение железобетонных конструкций, подвергаемых агрессивному воздействию окружающей среды, является серьезной проблемой как с технической, так и с экономической точки зрения. Арматура из углеродистой стали, заложённая в бетон, обычно не подвержена коррозии из-за образования защитной ионно-оксидной пленки, которая пассивирует сталь в условиях сильных щелочей в порах бетона. Однако эта пассивность может быть нарушена хлоридами, проникающими через бетон, или из-за карбонизации, достигающей поверхности арматуры. Затем начинается коррозия.

Примером решения данной проблемы является замена при строительстве обычной стальной арматуры на плакированную. Через близко расположенные поверхности раздела двух твердых металлов атомы диффундируют между собой с различной скоростью при высокой температуре, определенном давлении. Тем самым, создается металлургическая связь между двумя твердыми металлами, целостность или «прочность» которых зависит от «чистоты» границы раздела между двумя металлами и атомов, составляющих эту «переходную зону» или связь.

В статье исследуется плакированный арматурный прокат с целью определения возможности производства в условиях стана 320 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». Для изучения нового вида арматуры были проведены такие виды исследований, как определение химического состава, микроструктуры, механических свойств. Определены основные преимущества данного вида продукции.

Ключевые слова. Плакирование, коррозия, арматурный прокат, нержавеющая сталь, углеродистая сталь, защита от коррозионного разрушения, эффект Киркендалла.

Для цитирования. Овчинников, Е. С. Плакированный арматурный прокат / Е. С. Овчинников, И. А. Овчинникова // Литейная металлургия. 2020. № 3. С. 56–58. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-56-58>.

CLAD ROLLED REINFORCING BARS

E. S. OVCHINNIKOV, I. A. OVCHINNIKOVA, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC»,
Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya Str.

Premature destruction of reinforced concrete structures exposed to aggressive environmental influences is a serious problem, both from a technical and economic point of view. Carbon steel reinforcing bar embedded in concrete is usually not subject to corrosion due to the formation of a protective ion-oxide film that passivates the steel under conditions of strong alkalis in the concrete pores. However, this passivity can be disrupted by chlorides penetrating the concrete, or by carbonation reaching the surface of the reinforcing bar. Then the corrosion begins.

An example of a solution to this problem is the replacement of conventional steel reinforcement with clad steel during construction. Through the closely spaced interface of two solid metals, the atoms diffuse with each other at different speeds, at a high temperature, and at a certain pressure. This creates a metallurgical bond between two solid metals, the integrity or «strength» of which depends on the «purity» of the interface between the two metals and on the atoms that make up this «transition zone» or bond.

The article investigates plated rebar, to determine the possibility of production in a mill 320 OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC». To study the new type of reinforcing bars, special types of research were conducted as determining the chemical composition, microstructure, and mechanical properties. The main advantages of this type of product are defined in the article.

Keywords. Cladding, corrosion, rolled reinforcing bars, stainless steel, carbon steel, protection from corrosion destruction, the Kirkendall effect.

For citation. Ovchinnikov E. S., Ovchinnikova I. A. Clad rolled reinforcing bars. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 56–58. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-56-58>.

Одним из важных вопросов в строительной отрасли является сохранение эксплуатационных характеристик железобетонных конструкций в средах с повышенной коррозионной нагрузкой. Преждевременное разрушение железобетонных конструкций, таких, как мосты, путепроводы и другие сооружения, подвергаемые агрессивному воздействию окружающей среды, является серьезной проблемой как с технической, так и с экономической точки зрения.

Данная проблема впервые была решена в США с помощью замены обычной стальной арматуры на плакированную арматуру. Термин «плакирование» – это покрытие поверхностей деталей равномерным слоем другого металла посредством сильного сжатия и пластической деформации.

Данная технология применена при строительстве мостов не только в морском климате, но и при строительстве сооружений на реках и озерах, в странах, использующих соляные реагенты в зимний период. Примером таких сооружений является мост через канал Северная Голландия в Канаде, мост Большой Бельт в Дании, срок службы которого составляет 100 лет.



Рис. 1. Плакированная арматура

Принцип производства плакированной арматуры состоит в том, что заранее очищенную от окалины заготовку помещают в квадратную трубу из нержавеющей стали, которую обжимают в пресс-форме, приваривают края и нагревают в печи, после чего прокатывают на стане (рис. 1). Полученная продукция аттестовывается по американскому стандарту AASHTO.

На ОАО «БМЗ» – управляющая компания «БМК» были предоставлены образцы плакированной арматуры с целью исследования возможности производства данного вида продукции в условиях стана 320. Для изучения нового вида арматуры были проведены исследования химического состава, микроструктуры, механических свойств.

Химический состав сердцевины в арматурном прокате соответствует стали 20 по ГОСТ 1050–88, плакирующего слоя аналогичен стали марки 04X18H10 по ГОСТ 5632–72.

Основной слой в арматурном прокате из стали 20 после прокатки имеет феррито-перлитную структуру. Нержавеющая сталь плакированного слоя относится к аустенитному классу сталей, размер зерна составляет от 15 до 31 мкм (рис. 2).

На границе раздела стали 20 и нержавеющей стали обнаружена светлая полоса толщиной до 80 мкм, направленная в сторону стали 20, а именно выявлено обезуглероживание стали 20 за счет диффузии углерода в нержавеющую сталь. Образованные поры со стороны нержавеющей стали указывают на взаимное проникновение легирующих элементов из одного слоя в другой. Диффузии углерода легирующих элементов и образование микропор связаны с эффектом Киркендалла. Эффект Киркендалла – неравенство встречных диффузионных потоков атомов разных компонентов. При вакансионном механизме диффузии в тех участках твердого раствора, откуда уходят наиболее быстро диффундирующие атомы, появляются избыточные вакансии и возникает диффузионная пористость (рис. 3).

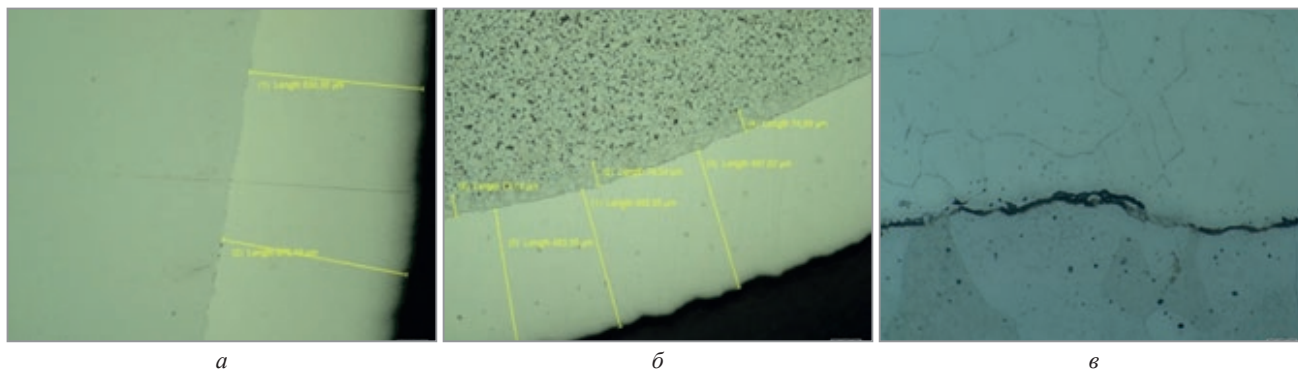


Рис. 2. Полированный образец (а). $\times 100$; травление в реактиве «Nital» (б). $\times 100$; выявленные границы зерен нержавеющей аустенитной стали (в). $\times 1000$

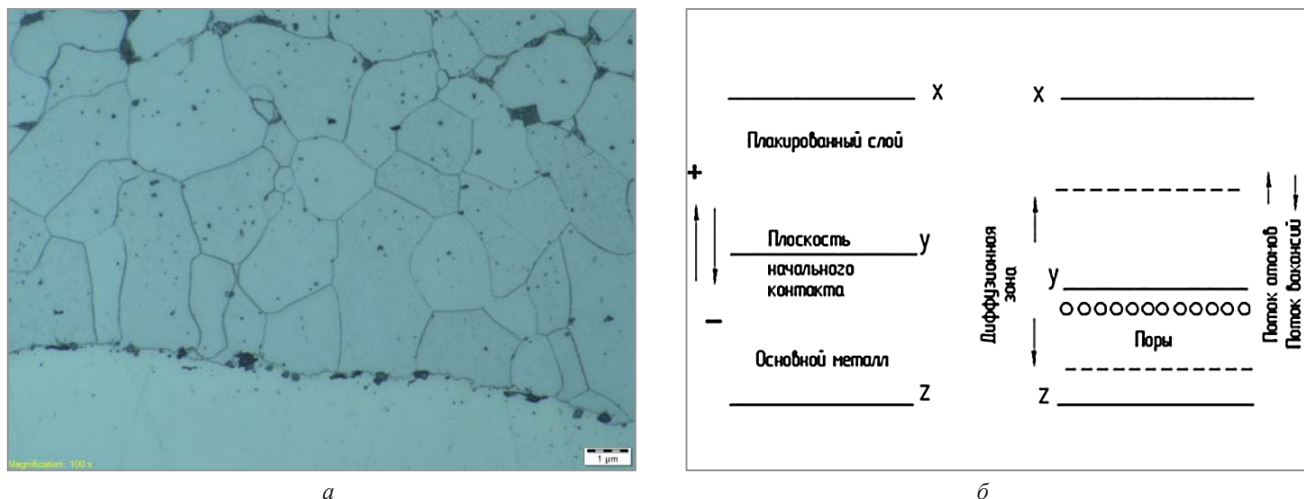


Рис. 3. Диффузионные микропоры в микроструктуре проката (а). $\times 100$; схематическое изображение эффекта Киркендалла (б)

Микрорентгеноструктурный анализ выполняли на сканирующем электронном микроскопе с целью определения концентрации легирующих элементов от поверхности плакированного слоя к средней зоне арматуры (рис. 4).

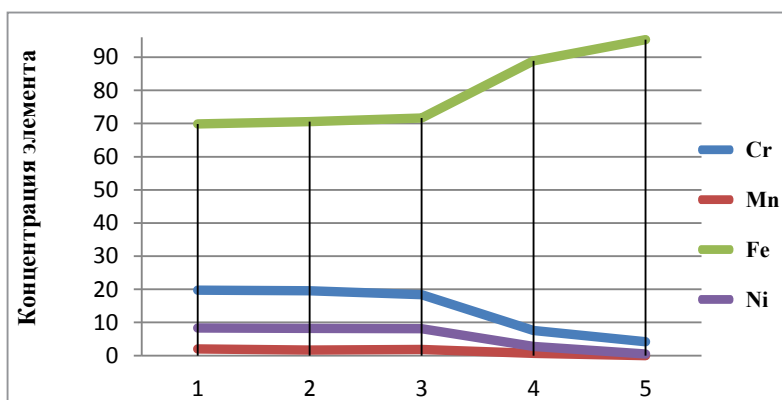


Рис. 4. Изменение содержания Fe, Cr, Mn и Ni в переходной зоне плакированной двухслойной стали, полученной прокаткой

Сравнение механических свойств арматуры с плакированным слоем и аналогичной стальной арматуры приведено в таблице.

Механические свойства арматуры

Тип арматуры	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Модуль упругости, ГПа	Предельная деформация, %
Плакированная, 15.9 mm	448	697	116	14
Стальная	530	685	—	11

Выводы

Основными преимуществами плакированных сталей в сравнении с гомогенными являются сочетание комплекса свойств, не достижимых при применении рядовых сталей; увеличение надежности и долговечности конструкций; значительное снижение или полное исключение ремонтных работ при эксплуатации конструкций.

Специалисты ОАО «БМЗ—управляющая компания «БМК» пришли к выводу о наличии возможности изготовления плакированного арматурного проката в условиях завода.

Технология производства плакированного арматурного проката является инновационной и на территории стран СНГ такой вид продукции не производят.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-59-61>
УДК 669

Поступила 29.07.2020
Received 29.07.2020

ИЗГОТОВЛЕНИЕ МЕТАЛЛОКОРДА КОНСТРУКЦИИ 7x7x0,22 НА КАНАТНЫХ МАШИНАХ ТИПА RIR-15

О. М. МАТВЕЕВ, В. В. ШАПОВАЛОВ, И. В. МУЗЫЧЕНКО, О. А. ШТАРКИНА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская область, Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: tech2.plus@bmz.gomel.by. Тел.: + 375-23-3456236.

С момента появления армирующего материала для автомобильных шин и резинотехнических изделий, каким является металлокорд, можно наблюдать его постоянное развитие. Ужесточение конкуренции среди производителей шин делает приоритетным направление по разработке новых и уникальных видов данной продукции с улучшенными техническими характеристиками. В статье излагается тенденция развития производства металлокорда для крупно- и сверхкрупногабаритных шин в Беларуси начиная с 2007 г. и по настоящее время.

Цель данного проекта – обеспечить поставки металлокорда больших диаметров для ОАО «Белшина» в необходимом объеме. Рассматривается решение проблемы выполнения объемов поставок металлокорда при ограниченном количестве оборудования с сохранением качества выпускаемой продукции. В процессе работы была разработана альтернативная схема изготовления металлокорда, осуществлен подбор технологических параметров настройки и свивки, проведена модернизация канатного оборудования.

Ключевые слова. Металлокорд, конструкция, ротационная размотка, канатная машина, крупно- и сверхкрупногабаритная шина, полуфабрикат, модернизация.

Для цитирования. Матвеев, О. М. Изготовление металлокорда конструкции 7x7x0,22 на канатных машинах типа RIR-15 / О. М. Матвеев, В. В. Шаповалов, И. В. Музыченко, О. А. Штаркина // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 59-61. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-59-61>.

PRODUCTION OF METAL CORD CONSTRUCTION SIZE 7x7x0,22 ON ROOT MACHINES TYPE RIR –15

O. M. MATVEEV, V. V. SHAPOVALOV, I. V. MUZYCHENKO, O. A. STARKINA, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin City, Belarus, Gomel region, 37, Promyshlennaya Str.
E-mail: tech2.plus@bmz.gomel.by. Tel.: +375-23-3456236.

Since the appearance of the reinforcing material for automobile tires and rubber products, such as metal cord, you can observe its constant development. Tougher competition among the tire manufacturers makes it a priority to develop new and unique types of these products with improved technical characteristics. The article describes the development trend in the production of metal cord for large and super – large tires in Belarus since 2007 and up to the present.

The purpose of this project is to ensure the delivery of large – diameter metal cord to Belshina OJSC in the required volume. The solution to the problem of fulfilling the volume of deliveries of metal cord with a limited number of equipment while maintaining the quality of products is considered. In the process of work, an alternative scheme for manufacturing metal cord was developed, the selection of technological parameters for tuning and twisting was carried out, and the rope equipment was modernized.

Keywords. Metal cord, construction, rotational unwinding, root machine, large and super- large tires, semi-finished product, modernization.

For citation. Matveev O. M., Shapovalov V. V., Muzychenko I. V., Starkina O. A. Production of metal cord construction size 7x7x0,22 on root machines type RIR –15. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 59-61. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-59-61>.

Основными производителями крупно- и сверхкрупногабаритных шин (КГШ, СКГШ) в странах дальнего зарубежья являются Michelin Group (55 % мирового рынка крупногабаритных шин сверхбольшой грузоподъемности), Bridgestone Corp., Goodyear Tire & Rubber Co., Semperit и др.; в странах СНГ – ОАО «Белшина» (Беларусь) [1]. Эти предприятия-производители крупногабаритных шин – потенциальные потребители металлокорда, изготавливаемого ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК». Однако европейские и японские производители КГШ и СКГШ имеют собственные производственные

мощности для производства металлокорда для данных шин, которые полностью удовлетворяют их потребности в корде.

С целью повышения конкурентоспособности выпускаемых ОАО «БЕЛАЗ» – управляющая компания холдинга «БЕЛАЗ-ХОЛДИНГ» карьерных самосвалов большой грузоподъемности в Республике Беларусь осуществляются государственный инновационный проект по созданию производства на ОАО «Белшина» цельнометаллокордных шин радиальной конструкции с посадочным диаметром до 63 дюймов и реконструкция подготовительного цеха [2]. Одним из главных элементов программы является разработка и освоение производства на ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК» металлокорда, необходимого для производства шин КГШ и СКГШ.

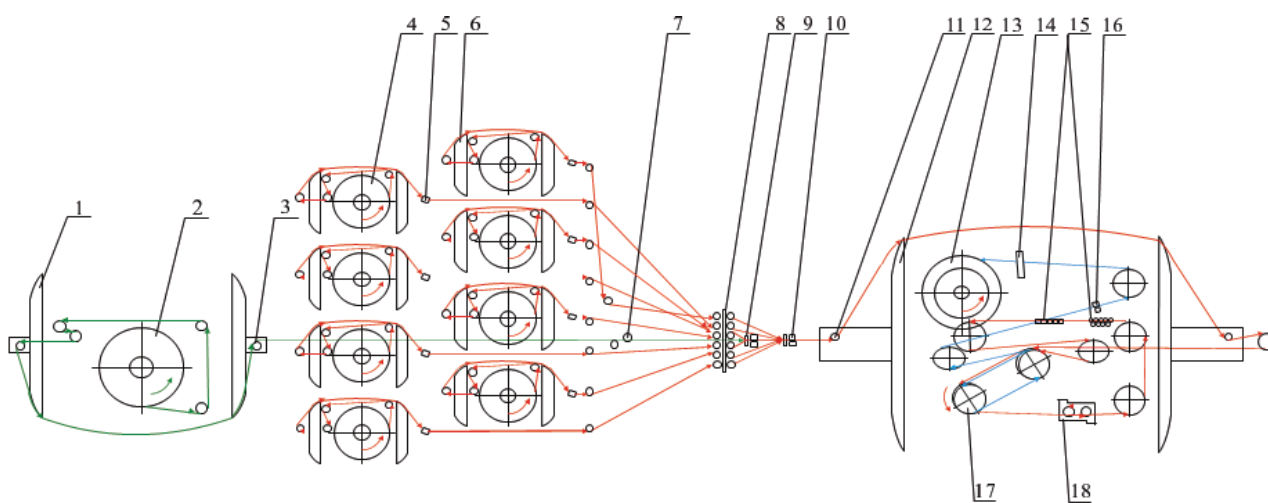
Начиная с 2007 г. для ОАО «Белшина» осуществляется производство крупно- и сверхкрупногабаритных шин, в которые заложены следующие конструкции металлокорда: $7 \times 7 \times 0,22 + 0,15$ (50Л22/15), $7 \times (3+9+15 \times 0,175) + 0,20$ НТ (190Л18/20 НТ), $7 \times 7 \times 0,25 + 0,15$ НТ (50Л25/15 НТ), $7 \times (3+9 \times 0,245) + 0,20$ НТ (85Л25/20 НТ), $7 \times (3+9 \times 0,35) + 0,22$ НТ (85Л35/22 НТ), $7 \times (3+9 \times 0,20) + 0,18$ НТ (85Л20/18 НТ), $7 \times (3+9+15 \times 0,245) + 0,245$ НТ (190Л25/25 НТ). Металлокорд для КГШ и СКГШ обладает повышенной прочностью за счет большого количества сплетенных латунированных нитей, их число варьируется от 50 до 190 [3].

Существующее канатное оборудование – канатовьющая машина DTAF № 1 не позволяет обеспечить все потребности ОАО «Белшина» во всех конструкциях металлокорда. Поэтому возникла необходимость для проведения инженеринговых работ по освоению производства металлокорда-полуфабриката $7 \times 7 \times 0,22$ для КГШ и СКГШ на канатных машинах типа RiR-15, которые, согласно техническим данным завода-изготовителя, предназначены для свивки проволок диаметром от 0,175 до 0,40 мм.

Для освоения свивки металлокорда конструкции $7 \times 7 \times 0,22 + 0,15$ специалистами предприятия разработана технологическая схема свивки пряди $7 \times 0,22$ (с диаметром прядей 0,66 мм) и металлокорда-полуфабриката $7 \times 7 \times 0,22$, включающая передовые наработки, внедренные на ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК» [4].

В ходе реализации проекта освоения производства металлокорда-полуфабриката $7 \times 7 \times 0,22$ на канатных машинах типа RiR-15 были выполнены следующие основные этапы:

- подготовлено оборудование для изготовления металлокорда по измененной технологии свивки на канатных машинах типа RiR-15: разработаны конструкция стабилизатора с охлаждением (см. рис., поз. 7), конструкция распределительного шаблона с установкой преформаторов (поз. 8), изменена конструкция ролика торсиона;
- проведена модернизация канатных машин типа RiR-15, в ходе которой дополнительно на канатную машину были установлены усиленный редуктор, стабилизатор натяжения с дополнительным охлаждением.



Канатная машина типа RiR-15:

1 – лопаточные колеса (тазы) узла крутки пряди (сердечника); 2 – катушка питания с прядью (сердечником); 3 – обводной ролик; 4 – катушка питания; 5 – фильера; 6 – лопаточные колеса (тазы) ротационной размотки; 7 – стабилизатор натяжения с охлаждением; 8 – распределительный шаблон с преформаторами; 9 – собирающая фильера; 10 – плашкодержатель; 11 – обводной ролик; 12 – лопаточные колеса (тазы) главного модуля свивки корда; 13 – приемная катушка; 14 – укладчик; 15 – рихтовальное (правильное) устройство; 16 – плашкодержатель контрольный; 17 – вытяжной кабестан (галеты); 18 – торсион

- разработана технология изготовления металлокорда – полуфабриката 7х7х0,22 на канатных машинах RIR-15 (модернизированных) и пряди 7х0,22 на канатных машинах Ri10R18 с подбором отношения частоты вращения ротационной размотки к главному приводу [5];
- изготовлен металлокорд – полуфабрикат 7х7х0,22;
- проведены испытания металлокорда на соответствие требованиям потребителя;
- изготовлены партии металлокорда 7х7х0,22+0,15 для ОАО «Белшина»;
- переработаны партии у потребителя.

В процессе работы изготовленный металлокорд, по данным испытаний Центральной заводской лаборатории, соответствует требованиям спецификации.

Уже к началу февраля 2020 г. на модернизированных канатных машинах типа RiR-15 освоено производство металлокорда типа 7х7х0,22 с измененными параметрами настройки, изготовлены для ОАО «Белшина» партии металлокорда данной конструкции.

Выводы

Специалистами ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК» предложены технологические схемы изготовления конструкции металлокорда 7х7х0,22+0,15. Активное внедрение разработанной технологии свивки металлокорда-полуфабриката 7х7х0,22 позволит обеспечить потребности рынка в данном типе металлокорда.

ЛИТЕРАТУРА

1. Румянцев С.В. Компания Мишлен – один из крупнейших мировых производителей шин // Уголь, май, 2019 г. С. 56.
2. Государственный комитет по науке и технологиям. ГПИР на 2016-2020 годы. www.gknt.gov.by.
3. Худoley Ю.Л., Рябцев О.А., Паназович В.С. Освоение производства металлокорда для крупно- и сверхкрупногабаритных шин на РУП «БМЗ» // Литье и металлургия. 2009. № 2. С. 164-166.
4. Бирюков Б.А., Феоктистов Ю.В., Игнатьев С.Н. Расчеты параметров свивки металлокорда. Минск: Белоргстанкопромиздат, 1996. 128 с.
5. Худoley Ю.Л. Техника и технология изготовления двухслойных спиральных конструкций металлокорда 2+7 и 3+9 с различными шагами свивки по слоям в одну технологическую операцию // Литье и металлургия. 2004. № 3. С. 172-175.

REFERENCES

1. Rumjancev S.V. Kompanija Mishlen – odin iz krupnejshih mirovyh proizvoditelej shin [Michelin is one of the world's largest tire manufacturers]. *Ugol' = Coal*, 2019, p. 56.
2. www.gknt.gov.by.
3. Hudoley Ju.L., Rjabcev O.A., Panazovich V.S. Osvoenie proizvodstva metallokorda dlja krupno- i sverhkrupnogabaritnyh shin na RUP «BMZ» [Mastering the production of steel cord for large and oversized tires at RUE «BMZ»]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 2, pp. 164–166.
4. Birjukov B.A., Feoktistov Ju.V., Ignat'ev S.N. Raschety parametrov svivki metallokorda [Calculations of steel cord lay parameters]. Minsk, Belorgstankopromizdat Publ., 1996, 128 p.
5. Hudoley Ju.L. Tehnika i tehnologija izgotovlenija dvuslojnyh spiral'nyh konstrukcij metallokorda 2+7 i 3+9 s razlichnymi shagami svivki po slojam v odnu tehnologicheskiju operaciju [Technique and technology for the manufacture of two-layer spiral structures of steel cord 2 + 7 and 3 + 9 with different lay steps in layers in one technological operation]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2004, no. 3, pp. 172–175.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-62-66>
УДК 543.423.1

Поступила 12.08.2020
Received 12.08.2020

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МАССОВОЙ ДОЛИ ОКСИДОВ КАЛИЯ И НАТРИЯ В ПЫЛИ ФИЛЬТРОВ ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ МЕТОДОМ АТОМНО-ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОМЕТРИИ С ИНДУКТИВНО-СВЯЗАННОЙ ПЛАЗМОЙ

В. А. МАКАРОВ, Т. К. САВОСТЕЕНКО, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская область, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: hlmp.czl@gomel.by

Разработана методика выполнения измерения массовой доли оксидов калия и натрия в пыли фильтров электросталеплавильных печей методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (АЭС-ИСП). Исследованы возможности атомно-эмиссионных спектрометров серии iCAP для определения калия и натрия в пыли фильтров электросталеплавильных печей.

Предложен способ перевода оксидов калия и натрия в раствор. Калибровка спектрометра проводилась по водным растворам с известной концентрацией калия и натрия. Для приготовления градуировочных растворов использовались химически чистые соли калия и натрия. Подобраны аналитические линии калия и натрия, свободные от спектральных наложений.

Получена хорошая корреляция градуировочных графиков. Разработанная методика применяется для определения массовой доли оксидов калия и натрия в пыли фильтров электросталеплавильных печей. Проведена валидация методики. Повторяемость результатов сопоставлена с показателями повторяемости стандартизированной методики. Спектрометры серии iCAP могут быть использованы при определении массовой доли оксидов калия и натрия в пыли газоочистки.

Ключевые слова. Атомно-эмиссионная спектроскопия с индуктивно-связанной плазмой, пыль фильтров электросталеплавильных печей, оксиды калия и натрия.

Для цитирования. Макаров, В. А. Определение массовой доли оксидов калия и натрия в пыли фильтров электросталеплавильных печей методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой / В. А. Макаров, Т. К. Савостеенко // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 62-66. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-62-66>.

DETERMINATION OF THE MASS FRACTION OF POTASSIUM AND SODIUM OXIDES IN THE DUST OF ELECTRIC FURNACE FILTERS BY ATOMIC EMISSION SPECTROMETRY WITH INDUCTIVELY COUPLED PLASMA

V. A. MAKAROV, T. K. SAVOSTEENKO, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin
City, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: hlmp.czl@gomel.by

A method of measuring the mass fraction of potassium and sodium oxides in the dust filters of electric arc furnaces by atomic emission spectrometry with the inductively coupled plasma (AES-ICP) was developed. Possibilities of atomic emission spectrometers of iCAP series for determination of potassium and sodium in dust of filters of electric arc furnaces are investigated.

A method for converting potassium and sodium oxides into solution is proposed. Calibration of the spectrometer was carried out on aqueous solutions with a known concentration of potassium and sodium. For the preparation of calibration solutions, chemically pure potassium and sodium salts were used. Analytical lines of potassium and sodium free from spectral overlays are selected.

A good correlation of calibration graphs is obtained. The developed technique is used to determine the mass fraction of potassium and sodium oxides in the dust filters of electric furnaces. Validation of the methodology was carried out. The repeatability of the results was compared with the repeatability of the standardized methodology. iCAP series spectrometers can be used to determine the mass of potassium and sodium oxides in gas cleaning dust.

Keywords. Atomic emission spectrometry with the inductively coupled plasma, dust filters steel arc furnaces, potassium and sodium oxides.

For citation. Makarov V.A., Savosteenko T.K. Determination of the mass fraction of potassium and sodium oxides in the dust of electric furnace filters by atomic emission spectrometry with inductively coupled plasma. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 62-66. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-62-66>.

Соединения щелочных металлов являются распространенной примесью в сырьевых материалах для производства цемента. В связи с высокой летучестью они возгоняются в высокотемпературной и конденсируются в холодной части печной системы и, многократно циркулируя, накапливаются в обжигаемом материале. Иногда концентрация щелочесодержащих примесей в материалах печной системы может достигать 5–13 % и, следовательно, превосходить суммарное содержание основных оксидов Al_2O_3 и Fe_2O_3 , оказывая значительное влияние на технологические процессы. С одной стороны, они являются минерализаторами, ускоряя низкотемпературные процессы клинкерообразования, а с другой – ингибиторами высокотемпературных процессов, затрудняя синтез алита. Соединения щелочных металлов приводят к значительным нарушениям процесса обжига клинкера, вызывая образование наростов и настывлей в цепных и циклонных теплообменниках, колец в различных участках вращающейся печи, изменяя фракционный состав и активность клинкера [1]. Чтобы исключить накопление щелочесодержащих примесей в клинкере, необходимо использовать сырьевые материалы с содержанием оксидов калия и натрия не выше 1 %.

В процессе выплавки стали в электрических дуговых печах в газоочистных установках накапливается отход производства – пыль газоочистных установок (ГУ). В последнее время появились разработки, которые позволяют использовать пыль ГУ в производстве цемента. Использование шлакообразующих смесей при выплавке определенных марок стали, в состав которых входят оксиды калия и натрия, приводит к тому, что их часть с воздушным потоком попадает в газоочистную установку и смешивается с пылью ГУ. В результате концентрация щелочных оксидов в пыли ГУ может достигать 2–5 %.

В связи с этим перед использованием пыли ГУ в цементном производстве необходимо иметь сведения о содержании в ней оксидов калия и натрия. В настоящее время отсутствуют методики выполнения измерений оксидов калия и натрия в железосодержащих отходах, к которым относится пыль ГУ. Наиболее применимыми для решения данной задачи являются методы, изложенные в ГОСТ 23581.10-79 «Руды железные, концентраты и агломераты. Методы определения оксидов калия и натрия». Данный документ устанавливает пламенно-фотометрический и атомно-абсорбционный методы выполнения измерений оксидов калия и натрия. Однако рабочий диапазон методик ограничен 2 %, тогда как в пыли ГУ массовая доля оксидов калия и натрия может достигать 5 %.

Из сказанного выше очевидна потребность в разработке методики, способной обеспечить проведение измерения массовой доли оксидов калия и натрия в пыли ГУ, которая будет простой в выполнении и требующей минимальное количество материальных затрат. Наиболее перспективным в данном случае является метод АЭС-ИСП, позволяющий обеспечить отсутствие межэлементных влияний; линейность графиков в большом интервале концентраций; минимальное количество затрачиваемых реактивов и материалов.

Разработку методики проводили на ИСП-спектрометрах iCAP 6300 Radial и iCAP 7400 Radial с программным обеспечением «iTeve». Для проведения измерения применяли атомные линии калия и натрия, используемые в атомно-абсорбционном методе, соответственно для определения калия использовали линию 766,490 нм, для натрия – 589,592 нм (ГОСТ 23581.10-79).

Измерения проводили при следующих параметрах спектрометра:

наблюдение плазмы	радиальное
расход потока распыления, л/мин	0,55
мощность плазмы, Вт	1150

Выбранные атомные линии хорошо исследованы и характеризуются наименьшим влиянием от соседних атомных линий, но они использовались при проведении измерений в материалах с примесными содержаниями кальция, кремния и цинка. В пыли ГУ их содержание может составлять 30 % и выше, поэтому дополнительно проводили исследование межэлементного влияния на выбранные атомные линии калия и натрия путем измерения раствора пыли ГУ. Исследуя фрагменты полных спектров (рис. 1, 2), сделали вывод об отсутствии межэлементного влияния.

Для приготовления градуировочных растворов использовали хлорид калия и натрия с квалификацией «хч».

Линейность градуировочных графиков калия и натрия была доказана путем построения градуировочной зависимости по пяти градуировочным растворам. Градуировочный график показал приемлемую корреляцию, которая составила более 0,999, в конечном результате количество градуировочных растворов сократили до трех.

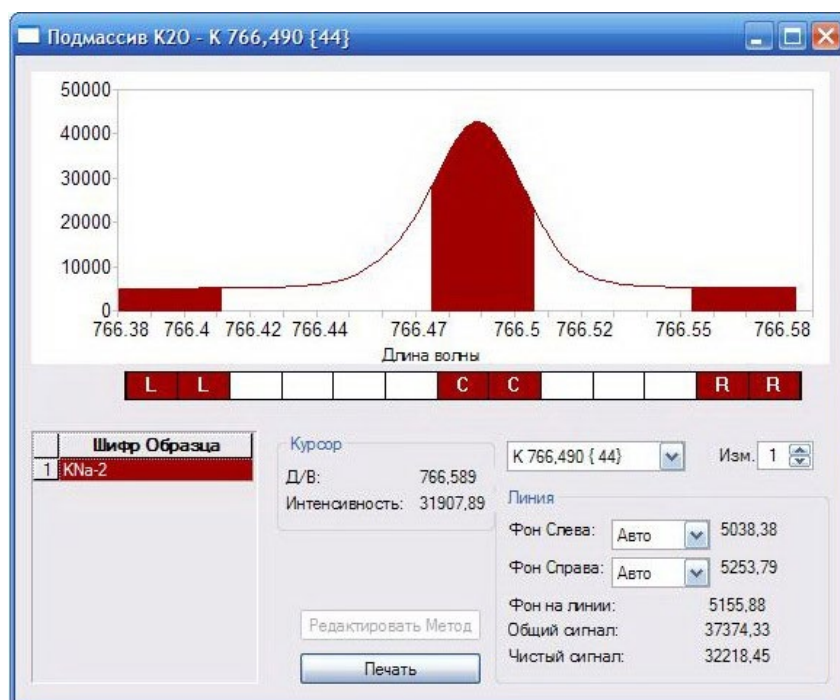


Рис.1. Фрагмент полного спектра для линии K 766,490

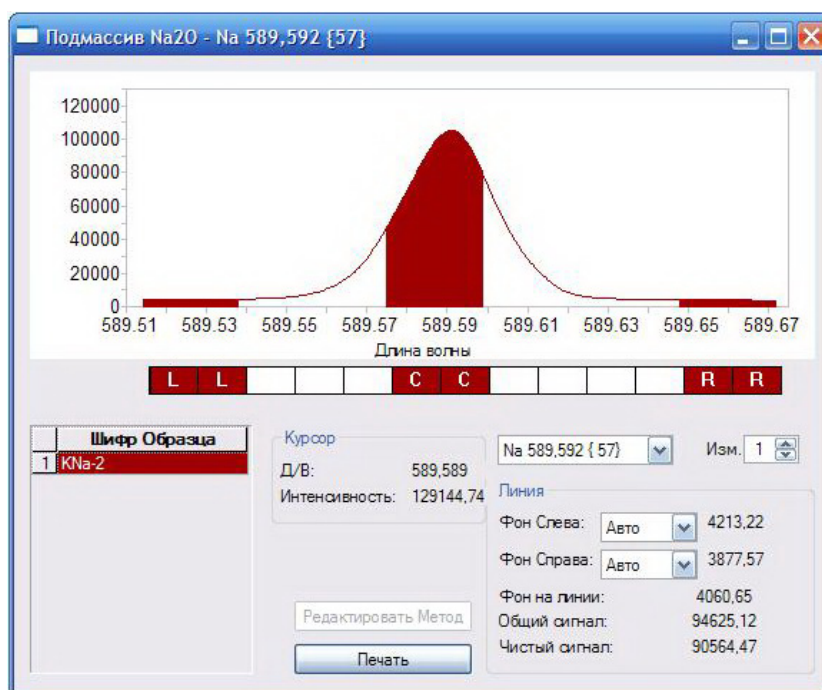


Рис. 2. Фрагмент полного спектра для линии Na 589,592

Массовую долю оксидов калия и натрия в градуировочных растворах рассчитывали по формулам, приведенным в табл. 1. Для пересчета калия и натрия в их оксиды использовали стехиометрические коэффициенты.

Таблица 1. Формулы для расчета массовых долей оксидов калия и натрия в градуировочных растворах

	Раствор № 1	Раствор № 2	Раствор № 3
Массовая доля оксидов калия (натрия), %	0,8 <i>m</i>		1,2 <i>M</i>

Примечание: *m*, *M* – соответственно минимум и максимум измерительного диапазона оксида калия (натрия),%.

Градуировочные графики (рис. 3, 4) показали хорошую корреляцию, которая составила более 0,999, что является показателем правильности градуировки спектрометра.

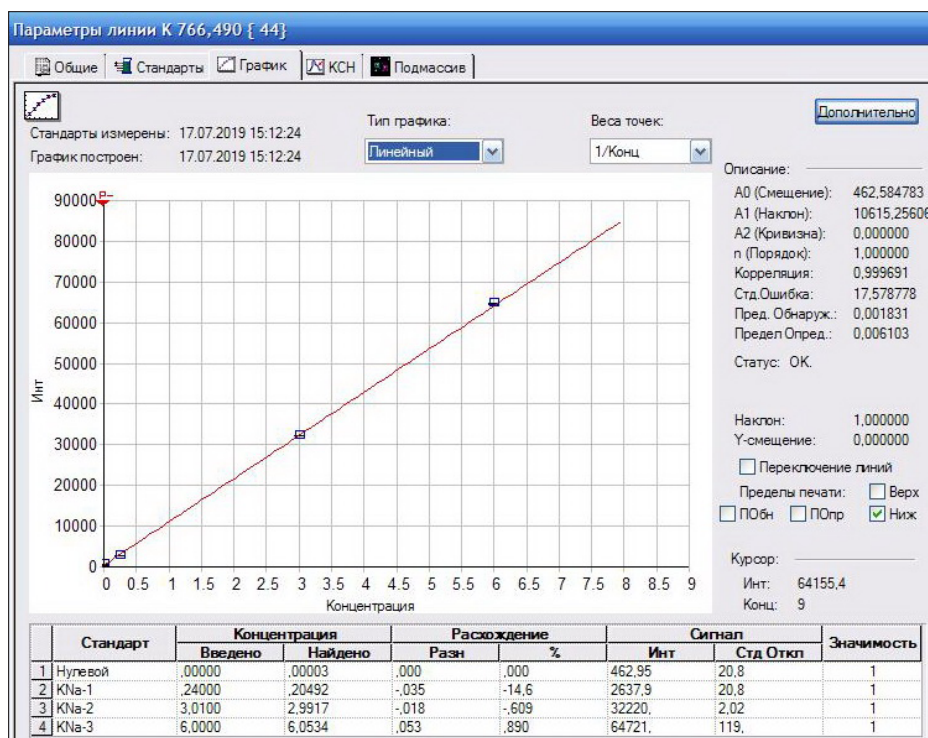


Рис. 3. Градуировочный график для линии калия

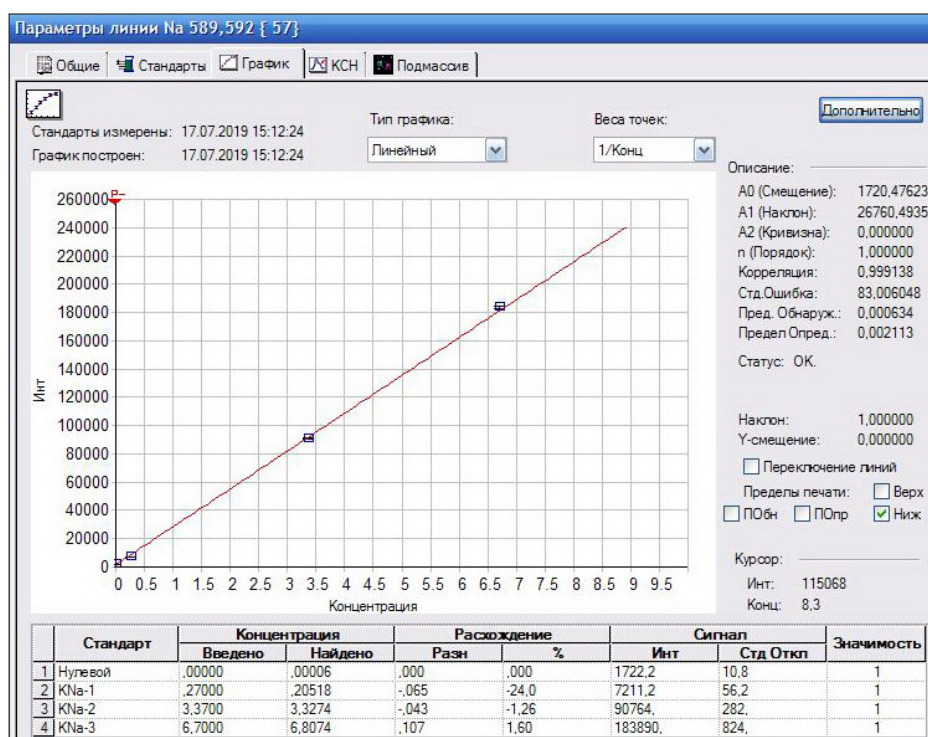


Рис. 4. Градуировочный график для линии натрия

Для перевода оксидов калия и натрия в раствор навеску пробы пыли ГУ массой 0,5 г обрабатывали при нагревании и постоянном перемешивании водой в течение 15 мин. Затем полученную суспензию переводили в мерную колбу вместимостью 100 см³. Полученный раствор отфильтровывали. Предел количественного обнаружения при принятой схеме растворения составил 0,01 %.

Показатели точности и правильности метода были получены из эксперимента, организованного и подвергнутого анализу в соответствии с СТБ ИСО 5725-1 – СТБ ИСО 5725-6-2002. В качестве образцов для эксперимента использовали образцы пыли ГУ с различным содержанием оксидов калия и натрия. Показатели точности и расширенной неопределенности разработанной методики приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2. Показатели точности и расширенной неопределенности

Определяемый элемент	Диапазон измерений, %	Стандартное отклонение повторяемости S_r , %	Предел повторяемости r , %	Стандартное отклонение воспроизводимости S_R , %	Предел воспроизводимости R , %	Расширенная неопределенность результатов измерений U , %, для уровня доверия 95 %
Калий	От 0,5 до 1,0	0,023	0,07	0,023	0,07	0,05
	Свыше 1,0 до 5,0	0,093	0,26	0,099	0,28	0,19
Натрий	От 0,5 до 1,0	0,022	0,06	0,022	0,06	0,04
	Свыше 1,0 до 5,0	0,092	0,26	0,092	0,26	0,19

Выводы

Таким образом, разработка метода измерения оксидов калия и натрия методом АЭС-ИСП позволяет проводить испытания с минимальным количеством реактивов в течение короткого промежутка времени. Использование синтетических градуировочных образцов позволяет проводить испытания в любых измерительных диапазонах. Точность получаемых результатов сопоставима с точностью методов, изложенных в ГОСТ 23581.10–79 «Руды железные, концентраты и агломераты. Методы определения оксидов калия и натрия».

ЛИТЕРАТУРА

1. **Классен В.К.** Влияние щелочных солей на клинкерообразование и качество цемента/ В.К. Классен, Е.П. Ермоленко // II Междунар. семинар-конкурс молодых ученых и аспирантов, работающих в области вяжущих веществ, бетонов и сухих смесей. СПб, 2011. С 62–68.

REFERENCES

1. **Klassen V.K., Ermolenko E.P.** *Vliyanie shhelochnyh soley na klinkeroobrazovanie i kachestvo cementa* [The influence of alkaline salts on clinker formation and cement quality]. *II Mezhdunarodnyy seminar-konkurs molodyh uchenykh i aspirantov, rabotajushhih v oblasti vjzhushhih veshhestv, betonov i suhih smesey: sbornik dokladov, Sankt-Peterburg* [II International seminar-competition for young scientists and graduate students working in the field of binders, concretes and dry mixes: collection of reports.]. Sankt-Peterburg, 2011, pp. 62-68.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-67-70>
УДК 669.74.21

Поступила 13.08.2020
Received 13.08.2020

МОДЕРНИЗАЦИЯ КАНАТНОЙ МАШИНЫ С ЦЕЛЬЮ УЧЕТА ДЛИНЫ МЕТАЛЛОКОРДА НА ЭТАПЕ ЕГО ОКОНЧАТЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА

С. Ф. БРЕЗГУН, А. С. НЕГРУ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин,
Гомельская область, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: avt.plus@bmz.gomel.by

Для достижения точности и стабильности учета длины металлокорда на этапе его изготовления необходимо выполнить модернизацию существующего канатовьющего оборудования. В результате модернизации внедрен новый алгоритм работы канатовьющего оборудования, изменена система учета длины металлокорда, использовано новейшее оборудование и технологии. Внедрены бесконтактная система передачи электрической энергии и беспроводная система передачи данных на базе инфракрасного канала.

Применение новейших технологий и собственных достижений позволило получить совершенно новый тип канатовьющей машины, способной производить металлокорд согласно требованиям спецификации потребителя.

Ключевые слова. Канатовьющая машина, длина, металлокорд, мерительный ролик, инфракрасный канал, коэффициент свивки, количество импульсов, передача информации.

Для цитирования. Брезгун, С. Ф. Модернизация канатной машины с целью учета длины металлокорда на этапе его окончательного производства / С. Ф. Брезгун, А. С. Негру // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 67-70. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-67-70>.

MODERNIZATION OF THE CABLE CAR IN ORDER TO TAKE INTO ACCOUNT THE LENGTH OF THE METAL CORD AT THE STAGE OF ITS FINAL PRODUCTION

S. F. BREZGUN, A. S. NEGRU, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin City,
Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: avt.plus@bmz.gomel.by

To achieve accuracy and stability in measuring the length of the metal cord at the stage of its manufacture, it is necessary to modernize the existing rope-twisting equipment. The upgrade introduced a new algorithm for rope-twisting equipment, changed the length accounting system of the steel cord, used the latest equipment and technology. A contactless electric power transmission system and a wireless data transmission system based on an infrared channel have been introduced.

The use of the latest technologies and our own innovations allowed us to obtain a completely new type of rope-twisting machine that can produce metal cord according to the requirements of the consumer's specification.

Keywords. Rope-twisting machine, length, metal cord, measuring roller, infrared channel, twist coefficient, number of pulses, information transmission.

For citation. Brezgun S. F., Negru A. S. Modernization of the cable car in order to take into account the length of the metal cord at the stage of its final production. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 67-70. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-67-70>.

Металлопродукция, производимая в метизных цехах ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», является одним из самых востребованных продуктов на мировом рынке благодаря ее высокому качеству и своевременным срокам поставки. Для достижения высоких параметров, которыми обладает производимая метизными цехами металлопродукция, используются сложная и наукоемкая технологическая цепочка и высокотехнологичное производственное оборудование. На различных этапах производства металлическая заготовка проходит разные стадии обработки, в результате чего достигается окончательный результат в виде металлокорда либо проволоки необходимого диаметра с заданными, согласно спецификации, технологическими параметрами. Одним из основных технологических параметров на окончательной стадии производства металлокорда является длина металлокорда, намотанного

на технологическую катушку. Для достижения высокой точности и стабильности учета длины металлокорда на намоточной катушке на стадии его производства необходимо располагать промышленным оборудованием, объединяющим в своем составе не только научные достижения мировых производителей канатовящего оборудования, но и свои собственные идеи, и рационализаторские предложения. Ярким примером такой интеграции явилась модернизация канатовящих машин типа DV3TIR, разработанных и произведенных немецкой компанией Barmag.

Канатовящая машина типа DV3TIR, разработанная компанией Barmag в 1989 г., предназначалась для производства металлокорда и имела в качестве средства автоматического управления технологическим процессом интегрированный в схему управления программируемый логический контроллер (ПЛК), архитектура которого была разработана на базе микроконтроллера Z80. На момент создания данной канатовящей машины компанией Barmag использование ПЛК для управления технологическим процессом являлось самой передовой технологией построения системы автоматизации промышленного оборудования. Однако, несмотря на всю прогрессивность технической реализации системы автоматизации при проектировании канатной машины DV3TIR, спустя несколько лет изменение технологии производства металлокорда, а также ужесточение требований к технологическим параметрам привели к необходимости изменения технических возможностей канатовящего оборудования. Одним из основных недостатков в технологии работы канатовящей машины явилось отсутствие технологии точного учета длины металлокорда, что не позволило использовать данный тип оборудования при производстве окончательной продукции с заданной точностью длины на намоточной катушке. Поэтому для получения заданной длины металлокорда, согласно установленным спецификацией данным, требовалось выполнять дополнительный контроль длины металлокорда методом его частичной перемотки на перемоточных машинах, что приводило к дополнительным затратам и не исключало 100%-ной гарантии несоответствия отклонения длины металлокорда от заданного значения.

Для модернизации канатовящих машин типа DV3TIR специалистами предприятия совместно с подрядными организациями был разработан новый алгоритм работы канатовящей машины, внедрено новейшее оборудование и технологии. Основная цель модернизации состояла в разработке и внедрении технического решения, позволяющего производить металлокорд на канатовящих машинах DV3TIR, с заданной точностью длины на намоточной катушке. Изначально система учета длины произведенной продукции, реализованная на канатовящих машинах DV3TIR, основывалась на косвенном методе, учет произведенной продукции рассчитывали с использованием количества оборотов роторного вала и коэффициента свивки металлокорда:

$$L = l \cdot n \cdot K_{\text{св}},$$

где L – измеряемая длина металлокорда, м; l – длина отрезка несвитой проволоки за один оборот роторного вала; n – количество оборотов роторного вала; $K_{\text{св}}$ – коэффициент свивки, показывающий насколько изменилась длина проволоки после ее свивки в металлокорд; данный коэффициент определяется соотношением механических шкивов и меняется в зависимости от производимой конструкции металлокорда. Еще одним недостатком в существующем методе учета длины являлось отсутствие возможности учета длины отрезка металлокорда, удаленного в результате выполнения операции сварки. Таким образом, стало очевидным, что данная система несовершенна и требует полной замены на альтернативную с учетом имеющихся недостатков.

Для выполнения модернизации канатовящих машин типа DV3TIR выбран метод непосредственного учета длины с использованием мерительного ролика как наиболее надежный, обладающий простотой в реализации и последующем техническом обслуживании. Данный метод нашел широкое применение в машиностроении и металлургии для контроля длин и линейных перемещений и известный как «метод обкатывания роликом» [1].

Метод измерения с использованием в качестве средства измерения мерительного ролика основан на весьма простом принципе: мерительный ролик определенного диаметра приводится в движение за счет движения по его поверхности без скольжения металлокорда. Длина пройденного участка металлокорда по поверхности ролика определяется выражением:

$$L = \pi \cdot D \cdot n,$$

где L – измеряемая длина металлокорда, м; π – математическая постоянная, равная отношению длины окружности к ее диаметру; n – количество оборотов ролика.

Таким образом, задача измерения длины стального металлокорда сводится к точному измерению диаметра мерительного ролика, обеспечению его минимального износа для уменьшения процесса

накопления погрешности измерения в течение времени, обеспечению отсутствия скольжения металлического троса по поверхности ролика, считыванию количества совершенных оборотов мерительным роликом, вычислению и отображению результатов измерения.

Вторым важным моментом в системе измерения длины производимого металлокорда являлось определение длины удаленного отрезка металлокорда при выполнении технологической операции удаления дефектного отрезка и автоматического добавления металлокорда необходимой длины, равной ранее удаленной длине. Так как дефектный отрезок, как правило, образуется вследствие возникновения обрыва одной или нескольких нитей металлокорда, то место образования и длина дефектного участка могут находиться в различных пределах: как в начале наматываемой катушки, так и в ее конце. В момент удаления дефектного участка металлокорда вращение мерительного ролика отсутствует, вращается только технологическая катушка. Диаметр катушки и, как следствие, длина окружности меняются в зависимости от ее наполнения металлокордом, поэтому выполнять измерения длины удаленного металлокорда, используя диаметр катушки и количество совершенных оборотов, в данном случае невозможно. Для измерения количества удаленного металлокорда и последующего его автоматического добавления внедрено следующее техническое решение:

1. На одну из осей, удерживающих намоточную катушку, установлен металлический диск с четырьмя равномерно разделенными секторами по всей длине окружности диска. При вращении намоточной катушки металлический диск вращается синхронно с намоточной катушкой.

2. Для подсчета количества совершенных оборотов намоточной катушкой вдоль металлического диска установлены два индуктивных датчика, реагирующих на наличие металлического объекта. Таким образом, в процессе вращения намоточной катушки происходит поочередное формирование электрических импульсов с обоих датчиков в момент прохождения металлической части сектора вдоль активной зоны индуктивного датчика. Следовательно, за один полный оборот намоточной катушки каждый из датчиков четыре раза формирует логический сигнал в виде прямоугольных электрических импульсов. Для определения направления вращения катушки (идет процесс наматывания либо разматывания металлокорда) определяется, какой из двух датчиков формирует прямоугольные импульсы первым. Теперь при выполнении технологической операции удаления дефектного участка металлокорда ПЛК подсчитывает количество импульсов, зарегистрированных индуктивным датчиком в момент вращения намоточной катушки. Полученное число будет зарегистрировано в памяти ПЛК и после окончания процесса удаления дефектного отрезка металлокорда и запуска канатовьюющей машины в работу ПЛК компенсирует недостающий отрезок металлокорда путем обратного отсчета сохраненного в памяти значения количества зарегистрированных импульсов.

Третья, не менее важная техническая задача, которую необходимо было решить для реализации проекта модернизации канатной машины, – это передача информации, полученной от индуктивных и прочих датчиков без использования проводной связи. Так как канатовьюющая машина типа DV3TIR имеет намоточный узел, расположенный внутри вращающихся частей, передача электрического сигнала посредством электрического кабеля становится невозможной, т. е. работа электронных датчиков и систем автоматизации, расположенных внутри намоточного устройства, невозможна, если не будет найдено решение, как передать электрическую энергию для обеспечения питания электронных устройств и как передать электрический сигнал от электронных устройств в ПЛК для его дальнейшей обработки. Для решения вопроса, связанного с передачей электрической энергии в узел намотки через вращающийся вал, была разработана система, состоящая из двух трансформаторов. Каждый трансформатор состоит из двух независимых обмоток, намотанных медным изолированным проводником на круглом стальном каркасе. Одна из обмоток трансформатора устанавливается на вращающийся вал и является подвижной. Между собой подвижные обмотки трансформатора соединены медным изолированным проводником, проходящим внутри вращающегося вала. Вторая обмотка трансформатора крепится к неподвижной части (станине), зазор между двумя обмотками трансформатора составляет 3 мм. Таким образом, посредством двух вращающихся трансформаторов происходит передача электрической энергии от источника, расположенного в электрическом шкафу, к потребителю, расположенному внутри вращающихся частей канатовьюющей машины.

Последним нерешенным вопросом, влияющим на проведение модернизации, остался вопрос передачи информации от индуктивных датчиков, расположенных внутри вращающегося узла намотки, в ПЛК. Для решения данного вопроса было разработано и изготовлено индивидуальное устройство, обеспечивающее беспроводную передачу информации на основе инфракрасного канала. Способ передачи данных

на основе инфракрасного канала не требует для своего функционирования проводных соединений, не чувствителен к электрическим помехам (в отличие от радиоканала), имеет достаточно низкое потребление электрической энергии, что являлось немаловажным, так как максимальная мощность, которую обеспечивает разработанная система вращающихся трансформаторов, составляет 3 Вт. К недостаткам в работе инфракрасного канала передачи данных можно отнести расположение источников инфракрасного излучения в зоне прямой видимости, а также наличие запыленности воздуха в зоне работы инфракрасных излучателей. Для исключения негативных особенностей передачи данных на основе инфракрасного канала расположение источников инфракрасного излучения было выполнено в зоне прямой видимости на расстоянии 0,5 м друг от друга, также был разработан регламент очистки оптических элементов инфракрасных излучателей и автоматический контроль наличия связи между двумя устройствами беспроводной передачи данных. В качестве микропроцессорного устройства для обработки информации, поступающей от датчиков, расположенных в узле намотки, ее кодирования и преобразования в виде пакета данных с возможностью передачи по инфракрасному каналу, применен микроконтроллер PIC16F628A. Применение микроконтроллера в устройствах беспроводной передачи данных позволило расширить возможности обработки полученных данных, проверки их достоверности после передачи по инфракрасному каналу, расширению функций самодиагностики самого прибора, а также контролю состояния подключенных к микроконтроллеру датчиков и формированию аварийных сообщений.

Таким образом, благодаря совместным усилиям технических специалистов метизного производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» и специалистов подрядных организаций проведена модернизация канатовьющих машин типа DV3TIR с интеграцией в существующую технологию новых технических и технологических идей, что позволило получить совершенно новый тип канатовьющей машины, способной производить металлокорд согласно требованиям спецификации потребителя.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Иванов Б. Н.** Измерение линейных размеров методом обкатывания роликом. М.: Машиностроение, 1973. 144 с.

REFERENCES

1. **Ivanov B. N.** *Izmerenie linejnyh razmerov metodom obkatyvanija rolikom* [Measurement of linear dimensions by the rolling method]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1973, 144 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-71-78>
УДК 621.98.04

Поступила 15.06.2020
Received 15.06.2020

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГИБКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

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

В статье рассмотрены вопросы получения высокопрочных сталей. На основании исследования микроструктуры был сделан вывод о воздействии температуры на исследуемую сталь. Для проверки влияния процесса сварки на изучаемую сталь измеряли твердость сварного шва и зоны термического влияния. В дальнейшем сварной шов проверяли рентгенотелевизионным контролем на предмет дефектов сварного соединения.

Для анализа возможности свободной гибки с локальным нагревом были проведены эксперименты по отпуску образцов с целью выявления его оптимальной температуры, при котором не происходит образование трещин в исследуемых сталях после гибки. Проведены эксперименты по изгибу изучаемых сталей после локального нагрева линии гибки.

Проведено сопоставление результатов обмера твердости сварного шва, а также образцов, полученных после отпуска и локального нагрева линии гибки. Построены графики падения твердости изучаемой стали в зависимости от температуры отпуска, а также падения твердости по мере удаления от линии локального нагрева. Проведены эксперименты по изгибу со сжатием высокопрочных сталей с применением подложки.

Полученные в ходе экспериментов образцы исследовали рентгенотелевизионным контролем на предмет определения дефектов линии гибки. Рассчитана величина сжимающих напряжений, действующих на изгибаемый образец.

Ключевые слова. Микроструктура стали, твердость сварного шва, изгиб с локальным нагревом, изгиб со сжатием.

Для цитирования. Томило, В. А. Исследование процесса гибки высокопрочных сталей / В. А. Томило, М. Л. Нестерович // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 71–78. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-71-78>.

RESEARCH OF HIGH STRENGTH STEELS BENDING

V. A. TAMILA, M. L. NESTEROVICH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti Ave. E-mail: maxim03021992@gmail.com

The article deals with the issues of obtaining high-strength steels. A conclusion about the effect of the temperature on the steel was drawn based on the research of the microstructure. To check the effect of the welding process on the steel under study, the hardness of the weld and the zone of thermal influence were measured. The weld was checked by X-ray television control for defects in the weld joint.

To analyze the possibility of free bending with local heating experiments on tempering samples were conducted in order to identify its optimum temperature at which no cracking occurs in the steels after bending. Bending experiments were carried out after local heating.

A comparison of the results of measuring the hardness of the weld, as well as samples obtained after tempering and local heating of the bending line were made. Graphs of the drop in hardness of the studied steel depending on the tempering temperature, as well as the drop in hardness as it moves away from the local heating line, are constructed. Bending experiments with compression of high-strength steels were performed using a substrate material.

The samples obtained during the experiments were examined by X-ray for defects in the bending line. The value of compressive stresses acting on bent sample is calculated.

Keywords. Microstructure of steel, hardness of weld, bending with local heating, bending with compression.

For citation. Tamila V. A., Nesterovich M. L. Research of high strength steels bending. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 71–78. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-71-78>.

Введение

В настоящее время при изготовлении усиленных элементов кузовов автомобилей широкое применение нашли высокопрочные стали типа Miilux Protection. Особенность данных сталей заключается в их механических свойствах: твердости – 320–560 НВ, пределе текучести $\sigma_T = 800–1250$ МПа и пределе прочности $\sigma_B = 1000–1600$ МПа [1]. Такие механические свойства в стали возможно получить несколькими способами:

наклепом (нагартовкой); подбором химического состава и оптимальной термической обработки; термомеханической обработкой.

С целью выявления специфики изготовления исследуемой стали Miilux Protection 500 были изучены химический состав и механические свойства (табл. 1), а также проведен анализ микроструктуры (рис. 1).

Таблица 1. Химический состав и механические свойства стали Miilux Protection 500

C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Mo, %	Ni, %	Cu, %	P, %	S, %	Al, %	Ti, %	V, %	B, %
0,272–0,288	0,27–0,52	1,24–1,27	0,31	0,004–0,034	0,04–0,07	0,01–0,011	0,010–0,011	0,003–0,005	0,034	0,040–0,041	0,007–0,009	0,002
Предел текучести σ_T , МПа				Предел прочности σ_B , МПа				Твердость HB				
1250				1600				480–560				

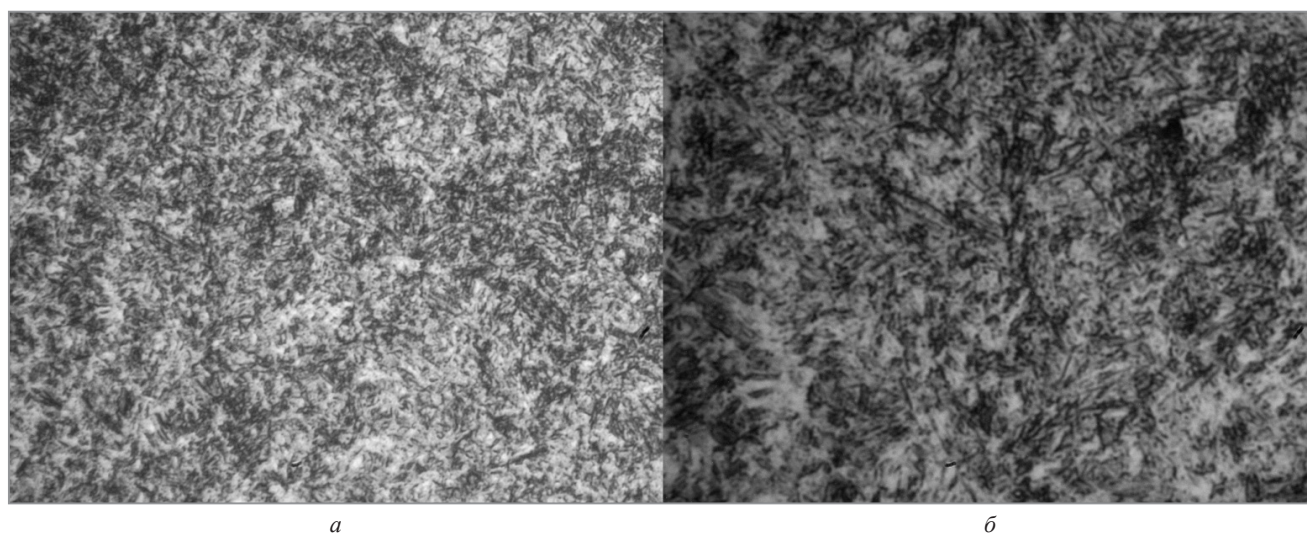


Рис. 1. Микроструктура стали Miilux Protection 500: а – $\times 200$; б – $\times 500$

Структура стали Miilux Protection 500 имеет игольчатый вид, что с учетом механических свойств характерно для мартенситных сталей. Получить мартенситную структуру возможно в процессе термической и термомеханической обработки.

При применении стали Miilux Protection 500 на производстве приходится прибегать к сварному варианту изготовления деталей. Это связано с тем, что, по рекомендациям производителя, во избежание образования трещин вдоль линии гибки такую сталь возможно изгибать при соблюдении отношения радиуса кривизны пуансона к толщине материала $\frac{r}{S} = (6-8)$ и отношения расстояния между кромками матрицы к толщине материала $\frac{W}{S} = (15-19)$ [1]. Для усиленных элементов кузовов автомобилей это недопустимо – радиус в детали становится в разы больше толщины материала, что влияет на общую жесткость изогнутых элементов. Однако сварка таких элементов также влечет за собой негативные явления: увеличение трудоемкости сборки, снижение стойкости кузова по сварному шву, необходимость в проектировании и изготовлении большого количества сборочно-сварочных приспособлений и оснастки. При этом снижение стойкости элементов кузова по сварному шву является определяющим для конечной массы изделия, так как в связи с этим приходится прибегать к приварке усилителей с тыльной стороны (рис. 2).

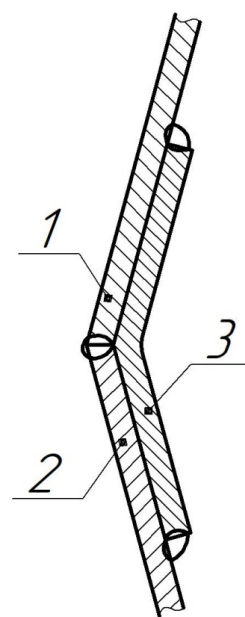


Рис. 2. Схема приварки усилителей при сборке кузовов автомобилей:

1, 2 – детали из стали Miilux Protection 500;
3 – усилитель сварного шва

Как отмечалось выше, сталь Miilux Protection 500 имеет структуру, которую возможно получить в процессе термической или термомеханической обработки. Качество такой обработки (термической или термомеханической), как правило, определяется твердостью в сочетании с микроструктурой, полученной в ходе фазовых превращений. Тогда при сварке исследуемых сталей сварной шов и зона термического влияния будут иметь механические свойства, отличные от основного металла. Это связано с тем, что при горении сварочной дуги происходит выделение большого количества тепла, что приводит к изменению структуры металла в зоне термического влияния. Для анализа снижения твердости по сварному шву и в зоне термического влияния в условиях ОАО «МЗКТ» были сварены между собой три пластины из стали Miilux Protection 500. Схема сварки показана на рис. 3. Сварку осуществляли по рекомендациям поставщика стали.

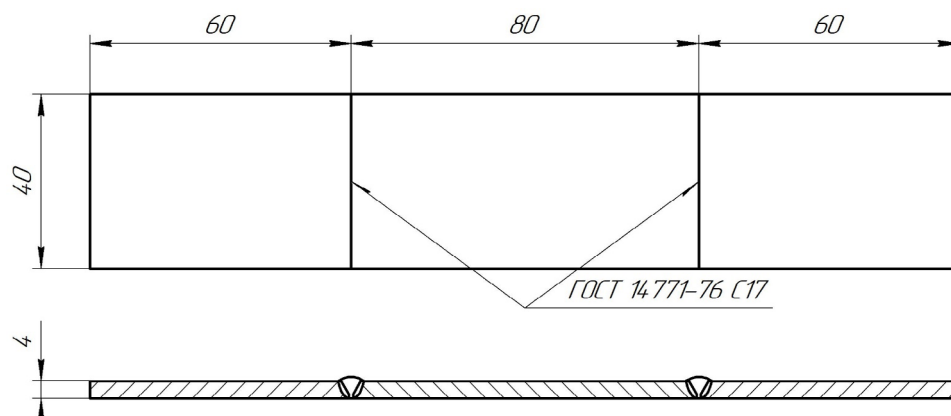


Рис. 3. Схема сварки пластин из стали Miilux Protection 500

После подготовки сваренного образца производили обмер твердости сварных швов и околошовных зон на расстоянии до 15 мм (рис. 4, табл. 2).



Рис. 4. Сваренный образец из стали Miilux Protection 500

Т а б л и ц а 2 . Твердость сварных швов в образце

Номер сварного шва	Сварной шов, НВ	ЗТВ ₅ (в обе стороны), НВ	ЗТВ ₁₀ , НВ	15 мм от сварного шва, НВ
1	288–295	339–356	431–455	492–513
2	276–294	339–351	434–449	486–499

Из таблицы видно, что приведенные ранее суждения верны, и при сварке пластин из стали Miilux Protection 500 прослеживается снижение твердости, связанное с изменением структуры металла в зоне термического влияния из-за воздействия сварочной дуги. Снижение твердости наблюдается на ширине зоны термического влияния до 10 мм в обе стороны, далее выравнивается до состояния поставки.

Однако снижение твердости – не последнее негативное явление, возникающее при сварке сталей Miilux Protection 500. Также возможно появление таких дефектов, как трещины, поры, непровар, нарушение формы шва и т.п. Исправление их возможно, но это увеличивает трудоемкость изготовления деталей. Для проверки качества сварных соединений образец исследовали в условиях ФТИ НАН Беларуси с помощью системы рентгенотелевизионного контроля X-Cube 225 kV (рис. 5).

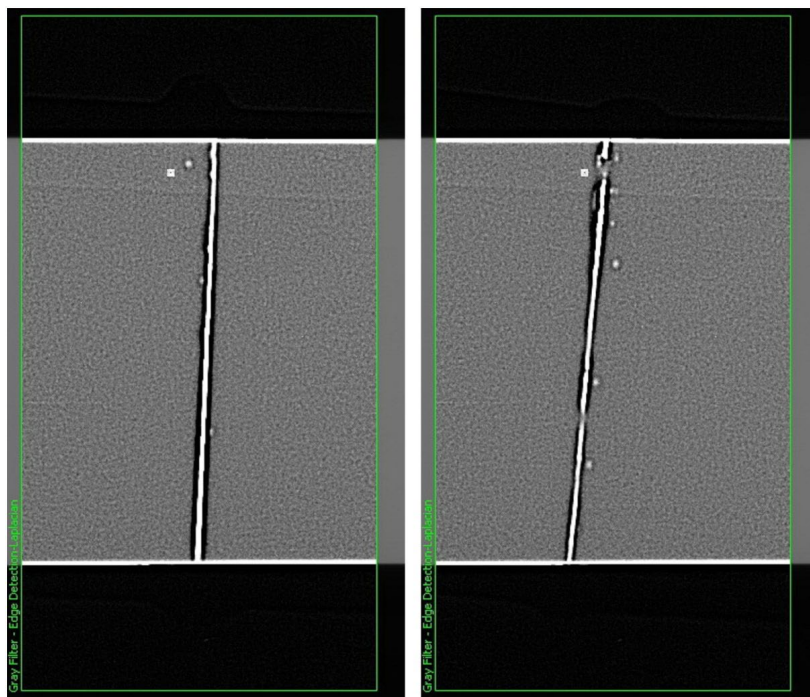


Рис. 5. Рентгенограмма сварных швов

Белые точки, расположенные в зоне сварного шва (рис. 5) – образовавшиеся поры – дефект, который делает сварное соединение неплотным и уменьшает его механическую прочность. Избежать большого количества сварных соединений при сборке усиленных элементов кузовов автомобилей, а, следовательно, образующихся в процессе сварки дефектов, возможно. Для этого необходима замена сварных соединений гнутыми элементами с радиусами, равными толщине материала. Получить такой радиус в детали ($r = s$) возможно при гибке сталей с локальным нагревом (отпуском).

Для анализа возможности гибки сталей Miilux Protection 500 с применением локального нагрева (отпуска) были выбраны шесть образцов размером 4x40x150 мм. Согласно данным производителя, при их нагреве свыше 200 °С изменяются механические свойства. Снижаются предел текучести, прочности, твердость [1]. В ходе эксперимента пять образцов подвергали низкому, среднему и высокому отпуску, после чего фиксировали их твердость. Далее образец в состоянии поставки и образцы, полученные после отпуска, изгибали на листогибочном прессе. Радиус гибки пуансона был равен толщине материала $r = s = 4$ мм, расстояние между кромками матрицы $W = 40$ мм. Результаты обмера твердости гибки образцов на различные углы приведены в табл. 3.

Таблица 3. Изгиб образцов из стали Miilux Protection 500 после их отпуска

Температура отпуска, °С	Твердость НВ	Результат гибки на угол, град			Критический угол изгиба, град
		30	45	90	
-	480–560	Без разрушения	Трещина	Трещина	32
300	406–452	То же	То же	То же	34
400	383–408	То же	То же	То же	37
500	309–316	То же	Без разрушения	То же	62
600	265–277	То же	То же	Без разрушения	-
700	206–215	То же	То же	То же	-

На рис. 6 показаны зависимости падения твердости стали Miilux Protection 500 от температуры ее отпуска. Как видно из таблицы, образец, подвергнутый отпуску при температуре 600 °С, был согнут на угол 90 ° без трещин, причем твердость образца сопоставима с твердостью сварных швов (см. табл. 2). Несколько выше твердость была у образца, отпущенного при температуре 500 °С, а критический угол изгиба, при котором произошло трещинообразование, составил 62 °. Это также следует принять во внимание в случае изгиба деталей с градусной мерой угла до 60 °.

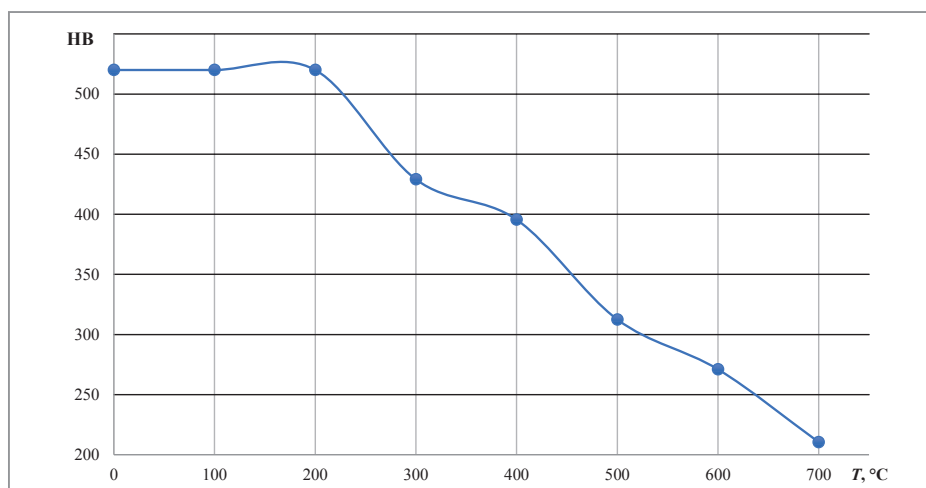


Рис. 6. Зависимость твердости стали Miilux Protection 500 от температуры отпуска

С целью сравнения твердости по линии гибки после локального нагрева с твердостью образца, подвергнутого отпуску при температуре 600 °С в условиях ОАО «МЗКТ», был проведен следующий эксперимент. Два образца из стали Miilux Protection 500 размером 4x40x150 мм предварительно подвергали локальному нагреву от газового резака до температуры 600 ± 10 °С. Нагрев проводили в предполагаемом месте гибки образцов, ширина линии нагрева достигала 10 мм, что ориентировочно равно длине дуги радиуса срединной поверхности после гибки. Температуру фиксировали с помощью оптического пирометра DT-8835 с диапазоном измерений от -50 до 800 °С. Образцы остывали на спокойном воздухе, после чего изгибались на угол 90 °. Радиус гибки пуансона был равен толщине материала $r = s = 4$ мм, расстояние между кромками матрицы $W = 40$ мм, трещины после гибки отсутствовали. Далее в образцах фиксировали твердость с постепенным удалением от радиуса срединной поверхности к краям. Результаты обмера приведены в табл. 4. Изменение твердости в образцах на различном расстоянии от срединной поверхности, а также изменение твердости сварных швов образца (см. табл. 2) показаны на рис. 7.

Таблица 4. Твердость образцов после локального нагрева

Номер образца	Твердость на различных расстояниях от радиуса срединной поверхности HВ					
	по радиусу	5 мм	10 мм	15 мм	20 мм	25 мм
1	279–286	341–350	446–464	488–512	492–516	490–520
2	277–288	339–346	454–462	492–509	488–512	488–514

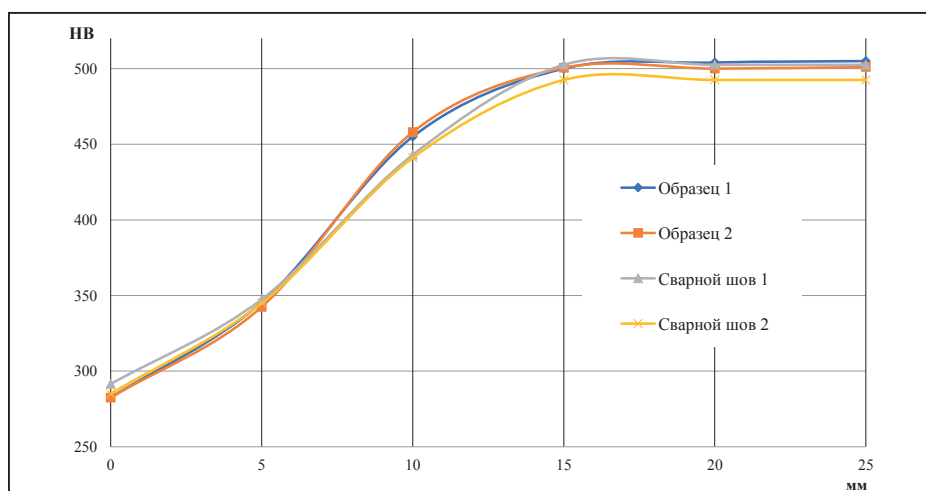


Рис. 7. Твердость стали Miilux Protection 500 в сваренном образце и образцах, полученных после гибки с локальным нагревом

Из таблицы и рисунка следует, что твердость по радиусу срединной поверхности сопоставима с твердостью сварных швов (см. табл. 2), а также с твердостью образца, который подвергали отпуску

при температуре 600 °С (см. табл. 3). При этом твердость на расстоянии до 10 мм от радиуса срединной поверхности сопоставима с твердостью зоны термического влияния сварного шва, а уже далее выравнивается до твердости стали в состоянии поставки.

Исходя из проведенных экспериментов гибки с локальным нагревом стали Miilux Protection 500, можно сделать вывод, что рассмотренный способ изгиба пригоден для замены большого количества сварных соединений при изготовлении усиленных элементов кузовов автомобилей, что положительно скажется на эстетическом виде готового кузова автомобиля и позволит снизить трудоемкость сборки за счет уменьшения зачистки наружных сварных соединений. Однако главный недостаток способа гибки с локальным нагревом, как и у сварного варианта изготовления, – снижение стойкости кузова по линии гибки. В связи с этим приварка усилителя по схеме (см. рис. 2) неизбежна, что не позволит снизить общую массу кузова автомобиля.

В [3, 4] были рассмотрены способы гибки сталей Miilux Protection 500 на радиус, равный толщине материала с применением силовой интенсификации – осевого сжатия. Данный способ гибки позволит сохранить стойкость по линии изгиба, и вместе с тем, снизить массу кузова автомобиля, так как отпадает необходимость приварки усилителя с тыльной стороны (см. рис. 2).

С целью предварительной проверки технологии гибки со сжатием [3,4] в условиях ОАО «МЗКТ» был проведен эксперимент по схеме, приведенной на рис. 8. Суть его заключается в следующем: во фрезерованный паз подложки из листового проката ($S = 12$ мм, сталь 09Г2С ГОСТ 19281–2014, класс прочности 345) устанавливали сегмент из стали Miilux Protection 500. Далее подложку вместе с сегментом укладывали на матрицу листогибочного прессы сегментом вверх и изгибали радиусом пуансона $r = 4$ мм, расстояние между кромками матрицы было равно $W = 60$ мм.

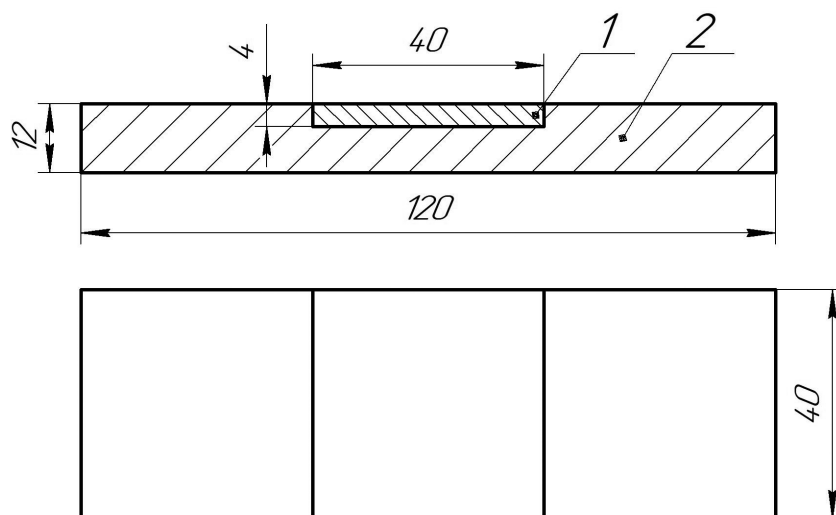


Рис. 8. Схема проведения эксперимента:
1 – сегмент из стали Miilux Protection 500; 2 – подложка из стали 09Г2С

При такой толщине подложки сегмент из стали Miilux Protection 500 изгибается в условиях осевого сжатия, так как радиус нейтрального слоя (при котором произойдет смена знаков тангенциальных напряжений) в подложке равен [5]:

$$r_n = \sqrt{Rr} = \sqrt{16 \cdot 4} = 8 \text{ мм},$$

где R – радиус наружной поверхности подложки после гибки: $R = 16$ мм; r – радиус гибки: $r = 4$ мм.

Радиус на наружной поверхности изгибаемого сегмента также будет равен 8 мм и совпадет с радиусом нейтральной поверхности подложки. В таком случае растягивающие тангенциальные напряжения будут присутствовать только в подложке, что и позволит изгибать сегмент из стали Miilux Protection 500 в условиях осевого сжатия. В результате проведения ряда экспериментов трещин после гибки сегмента с подложкой не наблюдалось. Фотографии изогнутого сегмента и подложки приведены на рис. 9.

Для того чтобы убедиться в отсутствии внутренних трещин (микротрещин) вдоль линии гибки, полученные в результате экспериментов сегменты из стали Miilux Protection 500 исследовали в условиях ФТИ НАН Беларуси с помощью системы рентгентелевизионного контроля X-Cube 225 kV. Фотографии исследования на наличие дефектов вдоль линии гибки приведены на рис. 10.



Рис. 9. Результат эксперимента изгиба сегмента из стали Miilux Protection 500 в условиях осевого сжатия

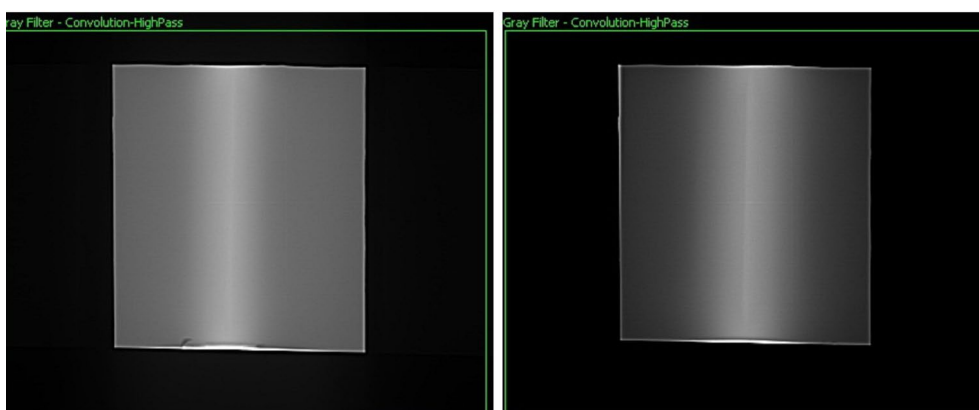


Рис. 10. Рентгенограмма сегментов из стали Miilux Protection 500

Светлая линия на фотографиях – линия гибки, причем дефекты вдоль линии гибки отсутствуют.

В [3,4] отмечалось, что для препятствия образованию трещин вдоль линии гибки к торцам изгибаемой заготовки из стали Miilux Protection 500 необходимо приложить такую сжимающую силу, чтобы образованные от нее сжимающие напряжения достигли напряжений текучести. Однако, как показал эксперимент, в случае изгиба со сжатием стали Miilux Protection 500 величина таких напряжений может быть меньше. Так, в нашем случае, сжимающие напряжения, воздействующие на сегмент, были равны напряжениям, образованным в зоне сжатия подложки. Рассчитать их величину возможно, используя формулу распределения тангенциальных напряжений. Зона сжатия в подложке с учетом расчета радиуса нейтрального слоя будет находиться в пределах $4 \leq \rho \leq 8$. Отсюда [5]

$$\sigma_{\theta} = -\sigma_T \left(\ln \frac{\rho}{r} + 1 \right) = \left| \frac{\rho = 8}{\rho = r = 4} \right| = \begin{matrix} -584,13 \\ -345 \end{matrix} \text{ МПа,}$$

где σ_T – предел текучести стали 09Г2С: $\sigma_T = 345$ МПа по ГОСТ 19281–2014.

Таким образом, для препятствия образованию трещин при изгибе сталей Miilux Protection 500 радиусом, равным толщине материала, достаточно, чтобы вызванные осевой сжимающей силой сжимающие напряжения составили не менее 584,13 МПа.

Выводы

Усиленные элементы кузовов автомобилей из сталей Miilux Protection 500 возможно изготавливать несколькими способами: сварной вариант, изгиб с локальным нагревом, изгиб со сжатием. Причем каждый из способов имеет свои достоинства и недостатки. Так, при сварном варианте изготовления механические свойства шва будут заметно отличаться от свойств металла в состоянии поставки. В таком случае сварной шов становится слабым местом и требует усиления для сохранения своей стойкости.

Изгиб с локальным нагревом позволит значительно сократить трудоемкость изготовления усиленных элементов кузовов автомобилей, а также сделает его вид более эстетичным за счет уменьшения

количества зачищаемых сварных швов. Но при этом линия гибки после локального нагрева также будет требовать усиления, так как термическое воздействие на сталь Miilux Protection 500 приводит к изменению ее механических свойств по аналогии со сварным вариантом изготовления.

Способ же гибки со сжатием является наиболее предпочтительным среди рассмотренных в статье способов получения усиленных элементов кузовов автомобилей. С его помощью возможно получать гнутые детали без трещин, с радиусом, равным толщине материала, что позволит сохранить жесткость и стойкость кузовной детали по линиигиба. В случае применения способа изгиба со сжатием также отпадет необходимость приварки усилителя с тыльной стороны, что позволит снизить массу кузова автомобиля. Однако данный способ может оправдать себя лишь при больших сериях производства автомобилей, так как требует изготовления гибочной оснастки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Официальный сайт Miilux OY [Электронный ресурс] / Защитные стали. – 2020. – Режим доступа: <https://www.miilux.fi/> ru. – Дата доступа: 1.03.2020.
2. **Фиргер, И. В.** Термическая обработка сплавов: справ. Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1982. 304 с.
3. **Клубович, В. В.** Технология гибки высокопрочных сталей / В. В. Клубович, В. А. Томило, М. Л. Нестерович // *Металлургия: респ. межвед. сб. науч. тр.* Минск: БНТУ, 2019. Вып. 40. С. 212-220.
4. **Томило, В. А.** Технология и инструмент для гибки листов из высокопрочных сталей / В. А. Томило, М. Л. Нестерович // *Литье и металлургия.* 2020. № 1. С. 50-55.
5. **Попов, Е. А.** Основы теории листовой штамповки: учеб. пособ. для вузов. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1977. 278 с.

REFERENCES

1. <https://www.miilux.fi/ru>
2. **Firger I. V.** *Termicheskaja obrabotka splavov* [Heat treatment of alloys]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1982, 304 p.
3. **Klubovich V. V., Tomilo V. A., Nesterovich M. L.** *Tehnologija gibki vysokoprochnyh stalej* [Technology for bending high-strength steels]. *Metallurgija: respublikanskij mezhdомstvennyj sbornik nauchnyh trudov* = *Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers*. Minsk, BNTU Publ. 2019, Vyp. 40, pp. 212–220.
4. **Tomilo V. A., Nesterovich M. L.** *Tehnologija i instrument dlja gibki listov iz vysokoprochnyh stalej* [Technology and tools for bending sheets of high strength steels]. *Lit'e i metallurgija* = *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 50-55.
5. **Popov E. A.** *Osnovy teorii listovoj shtampovki* [The basics of sheet metal stamping theory]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977, 278 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-79-83>
УДК 539.2

Поступила 30.05.2020
Received 30.05.2020

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ, МАГНИТОРЕЗОНАНСНЫЕ И АНТИСТАТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТКАНИ С УГЛЕРОДНЫМ ПОКРЫТИЕМ, МОДИФИЦИРОВАННЫМ КЛАСТЕРАМИ МЕТАЛЛОВ

А. Г. АНИСОВИЧ, И. П. АКУЛА, А. П. ЛАСКОВНЕВ, М. И. МАРКЕВИЧ, Н. М. ЧЕКАН,
Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10.
E-mail: anna-anisovich@yandex.ru

Исследованы морфология поверхности, магниторезонансные и антистатические свойства смесовой ткани 07C11-KB производства ООО «Моготекс» с покрытием углерода, легированного кластерами металлов.

Покрyтие наносили методом импульсного катодно-дyгового осаждения в вакууме $3,5 \cdot 10^{-3}$ Па. Установлено, что при нанесении покрытия формируется капельная фаза. Размеры капель достигают 20–25 мкм. Удельное поверхностное сопротивление на ткани 1 сторона / 2 сторона составляет $3,2 \cdot 10^7$ и $1,9 \cdot 10^7$ Ом соответственно. На спектре ЭПР фиксируются широкая спектральная линия с эффективным значением g-фактора $2,27 \pm 0,01$ и шириной 94,4 мТл и узкая спектральная линия с эффективным значением g-фактора $2,04 \pm 0,01$ и шириной 4,3 мТл, что соответствует углеродным кластерам покрытия.

Из соотношения интенсивностей сигналов заполненного резонатора и калибровочного образца следует, что нерезонансное поглощение электромагнитного поля СВЧ в системе ослабляется незначительно.

Ключевые слова. Смесовая ткань, микроскопия, магниторезонансное поглощение, катодно-дyговое осаждение.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Морфология поверхности, магниторезонансные и антистатические свойства ткани с углеродным покрытием, модифицированным кластерами металлов / А. Г. Анисович, И. П. Акула, А. П. Ласковнев, М. И. Маркевич, Н. М. Чекан // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 79–83. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-79-83>.

SURFACE MORPHOLOGY, MAGNETIC RESONANCE AND ANTISTATIC PROPERTIES OF FABRIC WITH CARBON COATING, MODIFIED BY METAL CLUSTERS

A. G. ANISOVICH, I. P. AKULA, A. P. LASKOVNEV, M. I. MARKEVICH, N. M. CHEKAN,
Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich Str.
E-mail: anna-anisovich@yandex.ru

The morphology of the surface, the magnetic resonance and antistatic properties of the 07C11-KV blended fabric manufactured by Mogotex LLC with a carbon coating doped with metal clusters are studied.

The coating was applied by pulsed cathodic-arc deposition in vacuum of $3.5 \cdot 10^{-3}$ Pa. It is established that during the coating a droplet phase is formed. The size of the drops reaches 20 – 25 microns. The result of measuring the surface resistivity on fabric 1 side / 2 side is $3.2 \cdot 10^7$ and $1.9 \cdot 10^7$ Ohm, respectively. On the EPR spectrum are recorded two lines. The first line is a broad spectral line with an effective g-factor of 2.27 ± 0.01 and a width of 94.4 mT. The second line is narrow spectral line with an effective g-factor of 2.04 ± 0.01 and a width of 4.3 mT. This corresponds to carbon coating clusters.

From the ratio of the signal intensities of the filled resonator and the calibration sample, it follows that the non-resonant absorption of the microwave electromagnetic field in the system is slightly attenuated.

Keywords. Blended fabric, microscopy, magnetic resonance, cathode-arc deposition.

For citation. Anisovich A. G., Akula I. P., Laskovnev A. P., Markevich M. I., Chekan N. M. Surface morphology, magnetic resonance and antistatic properties of fabric with carbon coating, modified by metal clusters. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 79–83. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-79-83>.

Введение

Актуальным направлением является разработка и получение тканей с антистатическим эффектом, которые уменьшают накопление зарядов статического электричества на поверхности изделий из нее, непосредственно контактирующих с человеческим телом и дополнительно обеспечивающей защиту от электромагнитных излучений. Данные ткани могут быть использованы для выпуска разнообразного ассортимента одежды и специальных швейных изделий. Часто для достижения требуемых антистатических свойств при изготовлении ткани используется введение углеродных или электропроводящих волокон [1–3]. Антистатическую ткань на основе полиэфирных волокон с тонким дискретным никелевым покрытием марки АРТН по ТУ 6–06–32–531–87 (производитель Всесоюзный научно-исследовательский институт синтетического волокна ВНИИСВ (Россия, г. Тверь)) получают методом химической металлизации из растворов. Однако, как показали научные исследования, наличие в структуре металлизированных нитей или дискретного никелевого покрытия не допускают непосредственного контакта с человеческим телом, повышают массу материала. Аллергия на никель является одним из видов контактной аллергии, приводящей к возникновению экземы после прямого контакта кожи с предметом, который содержит никель. При дальнейшем использовании предметов, содержащих никель и не переносимых организмом, может наблюдаться аллергия и на участках кожи, не имеющих прямого контакта с никелем. Аллергия может наблюдаться и на кобальт, алюминий, цинк, хром, практически отсутствует на золото и серебро. Представляется более целесообразным при производстве антистатических тканей, которые могут соприкасаться с кожей, применять нанесение в два этапа (металлическое, а затем углеродное) [4,5].

Материалы и методики эксперимента

Для исследования использовали ткань 07С11-КВ производства ООО «Моготекс».

В данной работе покрытия наносили на ткань методом импульсного катодно-дугового осаждения в вакууме $3,5 \cdot 10^{-3}$ Па. Покрытие углерода осаждали комбинированным PVD-CVD - методом. Сущность метода заключается в деструкции молекул углеводородного газа высокоэнергетическими ионами углерода, сформированными в высокоточном импульсном катодно-дуговом разряде на поверхности графитовой мишени. Продукты данного взаимодействия осаждаются на ткани в виде аморфного углерода. Образцы ткани устанавливали на расстоянии порядка 30 см от источника катодно-дуговой углеродной плазмы и вращали в течение процесса осаждения со скоростью 2 об/мин [6].

Предварительно перед формированием покрытий поверхность ткани обрабатывали высокоэнергетическими ионами аргона для удаления органических загрязнений в течение 15 мин при следующих параметрах: давление аргона в вакуумной камере – порядка $3,2 \cdot 10^{-2}$ Па, ускоряющее напряжение – 2000 В, ионный ток – 20–40 мА, частота следования импульсов – 2,5 Гц. Процесс подлегирования производили в два этапа. Наносили покрытие из стали 12Х18Н10Т на ткань методом импульсного катодно-дугового осаждения в среде аргона $P = 1,5 \cdot 10^{-2}$ Па. Покрытие осаждали с использованием источника стационарной металлической плазмы, работающего в режиме сепарации. Процесс проводили путем чередования периодов работы источника плазмы (1 мин) и паузы для охлаждения ткани (1 мин), производили 20 циклов.

Затем после этого покрытие углерода осаждали с использованием импульсно-дуговых источников в среде ацетилена при давлении $P = 0,5$ Па; было сделано 10 000 разрядных импульсов.

Исследование морфологии поверхности образцов проводили с использованием растрового электронного микроскопа MIRA-3 (Чехия) с системой микроанализаторов фирмы Oxford Instruments (Великобритания). Прибор позволяет одновременно исследовать морфологию поверхности материала, определить распределение химических элементов исследуемого образца, а также получить изображение объекта в широком диапазоне увеличений.

Для исследования морфологии поверхности волокна также использовали металлографический комплекс на основе инвертированного микроскопа МИ-1 отраженного света [7].

Исследования магнитного резонанса проводили на специализированном малогабаритном анализаторе ЭМР «Минск 22» при комнатной температуре. Рабочая длина волны – 3 см. Максимальное значение индукции магнитного поля – 450 мТл, частота модуляции – 30 кГц. Для калибровки интенсивности сигналов объектов исследования использовался образец из монокристалла рубина ($\text{Al}_2\text{O}_3: \text{Cr}^{3+}$). В процессе измерений дополнительный контроль стабильности работы спектрометра осуществляли путем измерения калибровочного материала – двухвалентного марганца (MgO: Mn^{2+}) [8,9].

Основная часть

На рис. 1 показан элементный состав ткани с углеродным покрытием, подлегированной кластерами металлов.

Как видно из рисунка 1, в углеродном покрытии содержатся кластеры никеля, железа, титана, хрома и циркония.

Поверхность ткани после нанесения покрытия представлена на рис. 2, 3. При нанесении покрытия формируется капельная фаза. Размеры капель достигают 20–25 мкм (рис. 2, *з*). При исследовании в рас-
твовом электронном микроскопе видно (рис. 3), что покрытие не сплошное, имеются повреждения размером до 30 мкм.

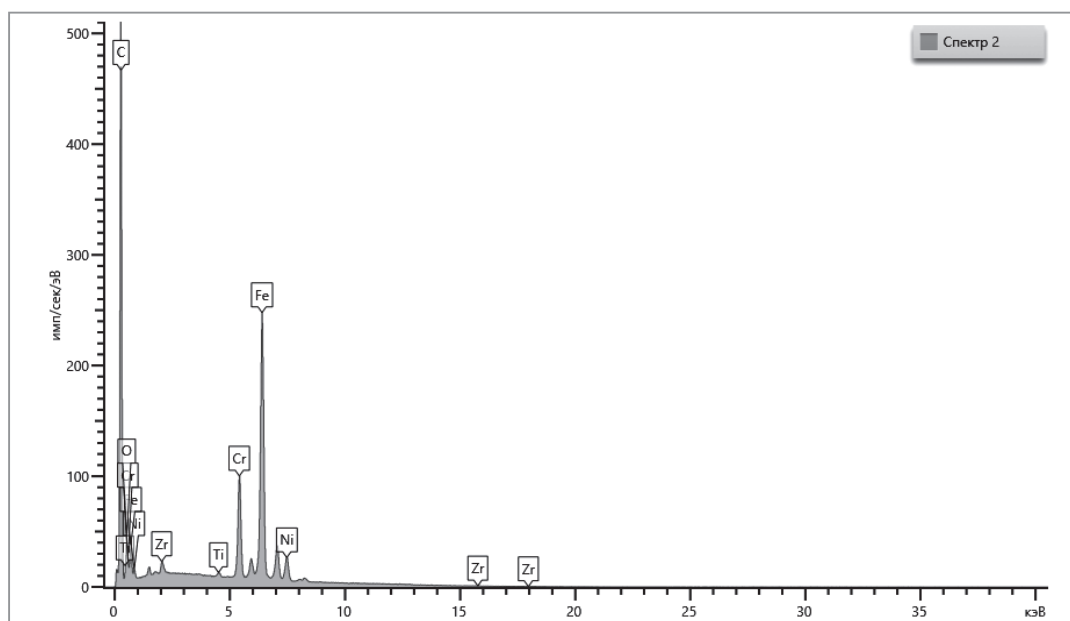


Рис. 1. Результаты определения элементного состава ткани с покрытием

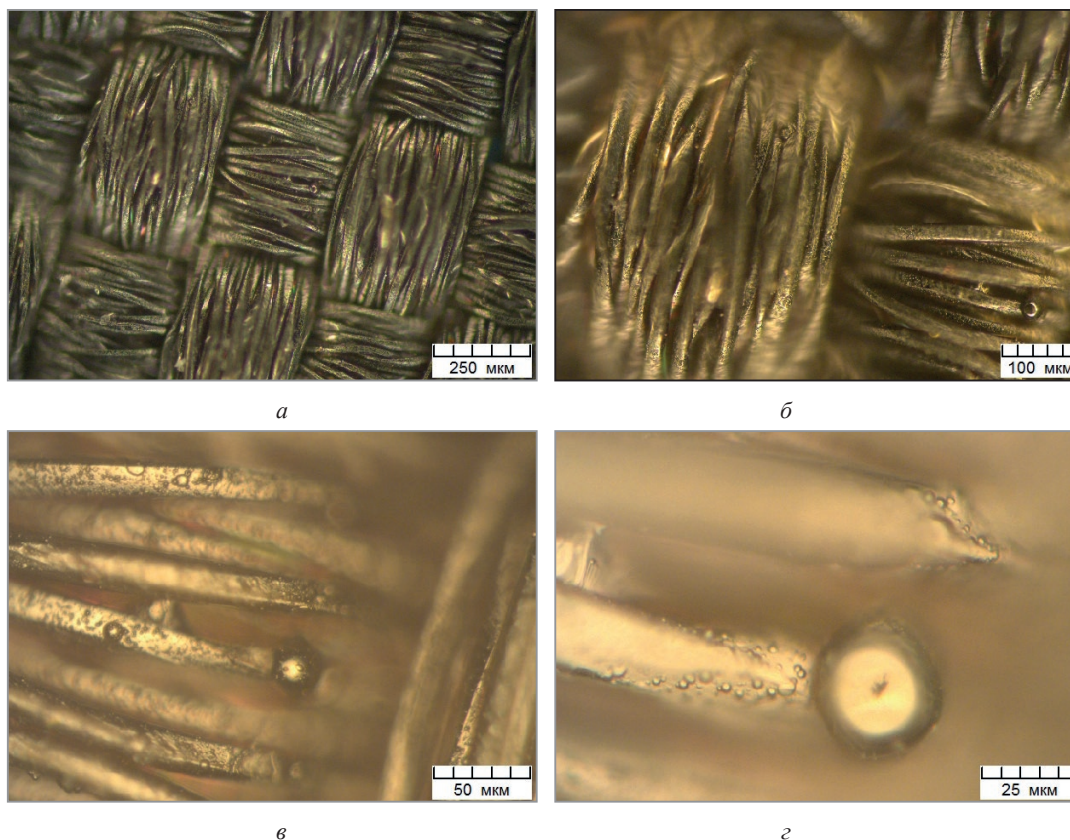


Рис.2. Морфология поверхности ткани с покрытием при различных увеличениях; светопольное освещение

В результате измерения удельное поверхностное сопротивление на ткани 1 сторона / 2 сторона составляет $3,2 \cdot 10^7$ и $1,9 \cdot 10^7$ Ом соответственно, что ниже поверхностного сопротивления по ГОСТ 6433.2–71, которое должно быть не более 10^9 Ом.

На рис. 4 показан спектр магнитного резонанса ткани с нанесенным углеродным покрытием, подлегированном кластерами металлов. На спектре фиксируется широкая, ассиметричная спектральная линия шириной 88,9 мТл, что соответствует высокой концентрации магниторезонансных центров. Резонансное поглощение данного композиционного материала в области низких значений магнитных полей определяется кластерами металлов (железо, никель, хром и др.) Из соотношения интенсивностей сигналов заполненного резонатора и калибровочного образца следует, что нерезонансное поглощение электромагнитного поля СВЧ в системе ослабляется незначительно.

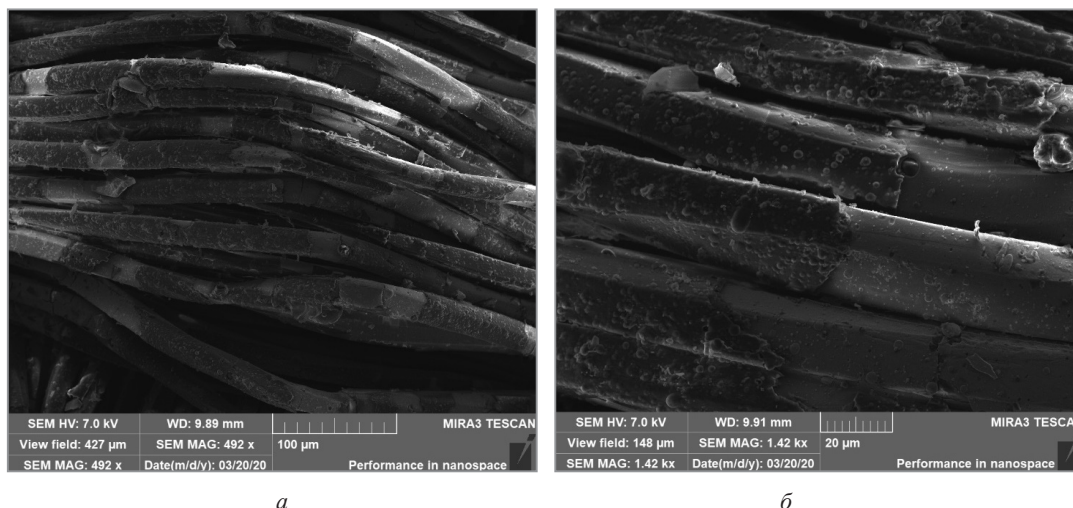


Рис. 3. Морфология поверхности покрытия, легированного кластерами металлов; растровая микроскопия

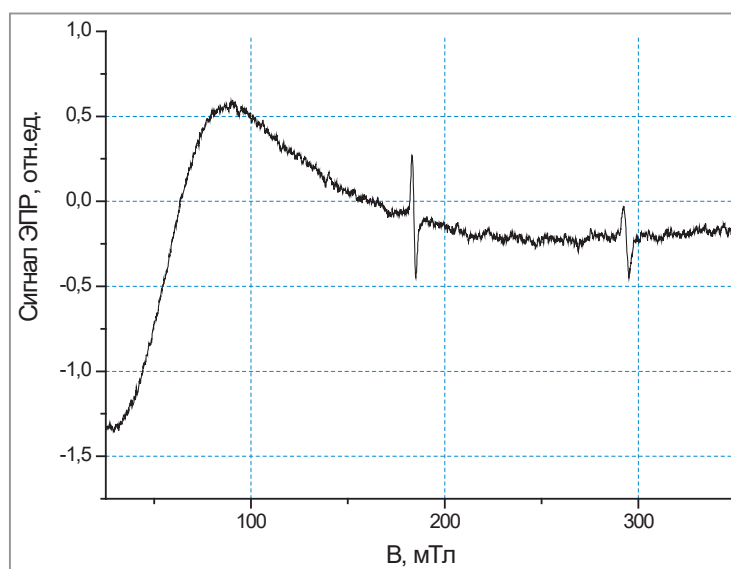


Рис. 4. Спектр ЭПР композиционного материала

Выводы

Приведены результаты исследования структуры, антистатических и магниторезонансных свойств композиционных материалов на основе смесовой ткани, покрытия из стали 12X18H10T с последующим нанесением углерода. Выявлены основные закономерности магниторезонансного поглощения.

Методом ЭПР установлено, что данный композиционный материал обладает резонансным поглощением энергии СВЧ при слабом нерезонансном поглощении.

Показано, что разработанный новый композиционный материал имеет удельное поверхностное сопротивление на ткани 1 сторона / 2 сторона $3,2 \cdot 10^7$ и $1,9 \cdot 10^7$ Ом соответственно.

ЛИТЕРАТУРА

1. Казаков, М.Е., Сахарова Т. П. НПЦ «УВИКОМ»: технологии будущего / М.Е. Казаков, Т. П. Сахарова // Технический текстиль, 2003. № 7. С. 26.
2. Замостоцкий, Е. Г. Комбинированные электропроводящие нити / Е. Г. Замостоцкий, А. Г. Коган. Витебск: ВГТУ, 2012. 169 с.
3. Сапожников, С. В. Перспективность получения и применения электропроводящих текстильных материалов / С. В. Сапожников, В. В. Сафонов // Сб. материалов XXI Междунар. науч.-практ. форума «Smartex–2018». Иваново, 2018. С. 228–232.
4. Mattson, M. P. Molecular functionalization of carbon nanotubes and use as substrates for neuronal growth / M. P. Mattson, R. C. Haddon, A. Rao // J Mol. Neurosci. 2000. Vol. 14(3). P. 175–82.
5. Hu, H. Chemically Functionalized Carbon Nanotubes as Substrates for Neuronal Growth / H. Hu, Y. Ni, V. Montana et al. // Nano Lett, 2004. Vol. 4(3). P. 507–511.
6. Чекан, Н. М. Новый комбинированный метод получения алмазоподобных пленок / Н. М. Чекан, В. В. Акулич, И. П. Акуня // Материалы II Междунар. науч.-техн. конф. «Современные методы и технологии создания и обработки материалов». Минск, Беларусь, 2007. Т. 2. С. 148–158.
7. Анисович, А. Г. Практика металлографического исследования материалов / А. Г. Анисович, И. Н. Румянцева. Минск: Белорусская наука, 2013. 221 с.
8. Адашкевич, С. В. Магниторезонансная диагностика радиопоглощающих композиционных материалов / С. В. Адашкевич, А. Г. Бакаев, А. И. Гордиенко, М. И. Маркевич и др. // Полимерные материалы и технологии. 2015. Т. 1. № 1. С. 71–75.
9. Маркевич, М. И. Воздействие импульсного лазерного излучения на базальтовую ткань / М. И. Маркевич, Д. В. Жигулин, В. И. Журавлева, В. Ф. Стельмах и др. // Полимерные материалы и технологии. 2018. Т. 4. № 3. С. 51–56.

REFERENCES

1. Kazakov M. E., Saharova T. P. NPC «UVIKOM»: tehnologii budushhego [SPC «UVIKOM»: future technologies]. *Tekhnicheskij tekstil' = Technical textiles*, 2003, no. 7, pp. 26.
2. Zamostockij E. G., Kogan A. G. *Kombinirovannye jeleketroprovodjashhie niti* [Combined Conductive Thread]. Vitebsk, VGTU Publ., 2012, 169 p.
3. Sapozhnikov S. V., Safonov V. V. Perspektivnost' poluchenija i primenenija jeleketroprovodjashhih tekstil'nyh materialov [The prospect of obtaining and using electrically conductive textile materials]. *Sbornik materialov XXI Mezhdunarodnogo nauchno-prakticheskogo foruma «Smartex–2018» = The collection of materials of the XXI International scientific and practical forum «Smartex–2018»*. Ivanovo, 2018, pp. 228–232.
4. Mattson M. P., Haddon R. C., Rao A. Molecular functionalization of carbon nanotubes and use as substrates for neuronal growth. *J Mol, Neurosci*, 2000, no. 14(3), pp. 175–82.
5. Hu H., Ni Y., Montana V et al. Chemically Functionalized Carbon Nanotubes as Substrates for Neuronal Growth. *Nano Lett*, 2004, no. 4(3), pp. 507–511.
6. Chekan N. M., Akulich V. V., Akula I. P. Novyj kombinirovannyj metod poluchenijaalmazopodobnyh plenok [A new combined method for producing diamond-like films]. *Materialy II Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Sovremennyye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov», Minsk, Belarus' = Materials of the II International Scientific and Technical Conference «Modern Methods and Technologies for the Creation and Processing of Materials», Minsk, Belarus*. 2007, vol. 2, pp. 148–158.
7. Anisovich A. G., Rumjanceva I. N. *Praktika metallograficheskogo issledovanija materialov* [The practice of metallographic research of materials]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2013, 221 p.
8. Adashkevich S. V., Bakaev A. G., Gordienko A. I., Markevich M. I. Magnitorezonansnaja diagnostika radiopogloshhajushhih kompozicionnyh materialov / [Magnetic resonance diagnostics of radar absorbing composite materials]. *Polimernye materialy i tehnologii = Polymer materials and technologies*, 2015, no. 1, vol. 1, pp. 71–75.
9. Markevich M. I., Zhigulin D. V., Zhuravleva V. I., Stel'mah V. F. Vozdejstvie impul'snogo lazernogo izlucheniya na bazal'tovuju tkan' [The effect of pulsed laser radiation on basalt tissue]. *Polimernye materialy i tehnologii = Polymer materials and technologies*, 2018, no. 3, vol. 4, pp. 51–56.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-84-92>
УДК 55.09.43

Поступила 15.05.2020
Received 15.05.2020

ПЛАЗМЕННЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ МЕХАНИЧЕСКИ СИНТЕЗИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ «ЖЕЛЕЗО–АЛЮМИНИЙ»

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, А. С. ФЕДОСЕНКО, Белорусско-Российский университет, г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43. E-mail: fedosenkoas@tut.by

Установлены закономерности формирования плазменных покрытий, получаемых из порошков на основе системы Fe-Al, синтезируемых методом реакционного механического легирования. Выявлено влияние режимов обработки композиций в механореакторе на свойства покрытий. Предложен эффективный способ управления пористостью покрытий из разработанных порошков, в основу которого положено изменение мощности, потребляемой установкой.

Плазменные покрытия имеют неравновесный фазовый состав, который в отличие от равновесного включает широкую гамму оксидов металла основы и легирующих элементов, образующихся в процессе напыления. Покрытия при этом сохраняют субмикро-микроструктурный тип структуры порошков с высокоразвитой границей зерен и субзерен. Основой покрытий является интерметаллид FeAl. В роли упрочняющих фаз выступают ультрадисперсные соединения интерметаллидов и оксидов.

Отжиг порошков оказывает значительное влияние на структуру и свойства покрытий и, в первую очередь, на слои из композиций с комплексным легированием оксидами. Термическая обработка способствует увеличению плотности и твердости покрытий и снижению пористости. Исследование образцов покрытий после отжига при высоких температурах свидетельствует о высокой жаропрочности и сохранении микроструктурного типа структуры их основы.

Ключевые слова. Реакционное механическое легирование, плазменное напыление, плазменные покрытия, отжиг, фазовый состав, микроструктура, твердость, пористость, FeAl.

Для цитирования. Ловшенко, Ф. Г. Плазменные покрытия из механически синтезированных композиционных порошков на основе системы «железо-алюминий» / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 84–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-84-92>.

PLASMA COATINGS MADE OF MECHANICALLY SYNTHESIZED COMPOSITE POWDERS BASED ON THE «IRON–ALUMINUM» SYSTEM

F. G. LOVSHENKO, A. S. FEDOSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira Ave. E-mail: fedosenkoas@tut.by

The regularities of the formation of plasma coatings obtained from powders based on the Fe-Al system synthesized by the reaction mechanical alloying method are established. The influence of the processing modes of the compositions in the mechano-reactor on the properties of coatings is revealed. An effective method for controlling the porosity of coatings from developed powders based on a change in the power consumed by the installation is proposed.

Plasma coatings have a nonequilibrium phase composition, which, in contrast to the equilibrium one, contains a wide range of metal oxides of the base and alloying elements formed during the spraying. The coating retains submicro – microcrystalline type of structure of powders with a highly developed grain and subgrain boundary. The basis of the coating is intermetallic FeAl. The role of hardening phases is played by ultrafine compounds of intermetallics and oxides.

Powder annealing has a significant effect on the structure and properties of coatings and, first of all, on layers from compositions with complex alloying with oxides. Heat treatment increases the density and hardness of coatings and reduces porosity. The study of coating samples after high temperature indicates high heat resistance and the preservation of the microcrystalline type of structure of their bases.

Keywords. Reaction mechanical alloying, plasma spraying, plasma coatings, annealing, phase composition, microstructure, hardness, porosity, FeAl.

For citation. Lovshenko F. G., Fedosenko A. S. Plasma coatings made of mechanically synthesized composite powders based on the «iron-aluminum» system. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 84–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-84-92>.

Введение

Газотермические покрытия на основе системы «железо-алюминий» выгодно отличаются от других высокими значениями жаропрочности, твердости, износостойкости, жаростойкости, коррозионной стойкости, низкой плотностью [1–7]. Они эффективны как для поверхностного упрочнения, так и для восстановления деталей из доступных дешевых низколегированных металлических сплавов, обеспечивая их необходимую работоспособность в экстремальных условиях. Применение покрытий на основе этой системы в ряде случаев позволяет заменить высоколегированные стали низколегированными или углеродистыми без снижения стойкости изделий, работающих в жестких температурно-силовых и агрессивных условиях. Наиболее перспективным способом получения как двойных, так и многокомпонентных порошков на основе системы «железо-алюминий» является реакционное механическое легирование [8, 9]. Оптимальные составы шихты и условия реализации этого процесса обеспечивают производство композиционных субмикроструктурных наноструктурных комплексно-упрочненных жаропрочных модифицирующих материалов, структура, фазовый состав и свойства которых, включая и жаропрочность, наследуются покрытиями, получаемыми из них [10]. При этом следует отметить, что технологии производства механически синтезированных порошков и покрытий из них находятся на стадии становления. В связи с этим достижение цели данной работы, направленной на установление закономерностей формирования фазового состава, структуры и свойств плазменных покрытий из механически легированных композиционных порошков на основе системы «железо-алюминий», является важной и актуальной.

Состав, структура и свойства применяемых механически легированных порошков; оборудование и методики исследования

Порошки для покрытий получали реакционным механическим легированием в механореакторе вибрационного типа, обеспечивающего ускорение рабочих тел до $150 \text{ м} \cdot \text{с}^{-2}$. Исходный состав, технология и оптимальные режимы механосинтеза композиционных порошков приведены в работе [1]. При этом условия обработки шихты соответствовали оптимальным для механического легирования систем на основе железа. В качестве базовой выбрана одна из наиболее перспективных композиций «Fe–30% Al». Основным легирующим компонентом – поставщиком кислорода, необходимым для образования наноразмерных частиц оксидов алюминия, обеспечивающих дисперсное упрочнение и выполняющих роль модификатора, являлся порошок оксид железа Fe_2O_3 , который вводили в базовую шихту в количестве до 15,7% общей массы шихты. В этом случае при полном взаимодействии легирующего оксида с алюминием, имеющим место в процессе реализации процессов механического легирования, отжига полученного композиционного порошка, и нанесении покрытия должно образовываться 10% Al_2O_3 и 11% Fe. С целью установления влияния природы легирующего оксида на протекающие процессы и свойства покрытий дополнительно исследованы системы, легированные оксидами никеля (Ni_2O_3) и молибдена (MoO_3) в количестве, теоретически необходимом для образования до 9% Al_2O_3 .

Для упрощения записи составов исследуемых композиций была принята условная система обозначений. Так, например, ЖА30 – ДУ1(5), первая группа букв и цифр – ЖА30 – показывает состав основы композиции (Fe + 30% Al), ДУ – композиция, содержащая легирующие оксиды, первая цифра после ДУ – вводимый оксид (1 – Fe_2O_3 ; 2 – Ni_2O_3 ; 3 – MoO_3), а цифра в скобках – расчетное содержание в материале оксида алюминия (Al_2O_3).

При этом исходили из того, что для образования 1 г оксида алюминия (Al_2O_3) необходимо 1,57 г Fe_2O_3 , 1,63 г Ni_2O_3 , 1,41 г MoO_3 и 0,53 г алюминия.

Исходными компонентами для получения разрабатываемых материалов служили стандартные порошки железа – ПЖРВ (ГОСТ 9849–86), алюминия – ПА-4 (ГОСТ 6058–73). Также использовали порошки марки «Ч»: оксида железа Fe_2O_3 (ГОСТ 4173–77), оксида никеля Ni_2O_3 (ТУ 6–09–02–274–78), оксида молибдена MoO_3 (ТУ 48–19–549–94). При проведении исследований учитывали содержание кислорода и углерода в порошке железа, которое составляло примерно 0,25 и 0,15% соответственно. Наличие других примесей во внимание не принимали.

Для более полного понимания процессов, имеющих место при плазменном нанесении покрытий, представляется целесообразным привести основные данные по формированию фазового состава, структуры и свойств механически легированных порошков приведенных выше систем. Отметим, что независимо от состава при обработке шихты в механореакторе имеют место механически активируемые структурные и фазовые превращения, продуктом которых являются термодинамически неравновесные

по фазовому составу терморреагирующие композиционные частицы порошка, размер основной части которых находится в пределах 20–100 мкм. На микроскопическом уровне они химически гомогенны. Механически активируемые структурные превращения приводят к диспергированию зерен основы до размера, не превышающего 0,1 мкм, с разделением их на блоки величиной не более 25 нм. При этом плотность дислокаций, располагающихся, как правило, по границам зерен и субзерен, стабилизированных рентгеноаморфными кластерами оксидов алюминия, составляет 10^{10} – 10^{11} см⁻². Кроме того, для всех механически легированных порошков характерно наличие включений размером менее 0,1 мкм, содержание которых в зависимости от их природы и условий механосинтеза изменяется в широких пределах и может достигать 50% от исходного. Структура основы относится к субмикроструктурному типу. Несмотря на то что механически легированные порошки являются термодинамически неравновесными системами, приведенное строение композиционных частиц определяет высокую стабильность структуры основы и их жаропрочность [10].

Вместе с тем, следует отметить, что протекание механически активируемых фазовых превращений при обработке шихты в механореакторе в исследуемых композициях рентгеновским методом прямо не установлено. Косвенно на их реализацию указывает снижение в 1,3–2,0 раза интенсивности основных дифракционных линий с одновременным увеличением в 2,0–3,0 раза их физического уширения (табл. 1).

Таблица 1. Значения физического уширения дифракционных линий основных компонентов композиции состава ЖА10 – ДУ1(9)

Обработка порошка	α -Fe		α -Fe ₂ O ₃
	$\beta_{110} \cdot 10^{-3}$ рад	$\beta_{220} \cdot 10^{-3}$ рад	$\beta_{104} \cdot 10^{-3}$ рад
Исходное	4,667	7,962	3,87
Механоактивация	8,996	20,719	14,03
Покрывание на стали	6,679	24,997	–

Отмечается также заметное отклонение центра «тяжести» основных линий от положения равновесия [13] и существенное снижение теплосодержания механически легированных порошков систем «Fe – Al – легирующий оксид (Fe₂O₃, Ni₂O₃, MoO₃)», а также уменьшение количества алюминия и исходных легирующих оксидов в них. Все эти факторы, включающие и высокие значения микротвердости, а также жаропрочности механически легированных порошков, однозначно указывают на протекание механически активируемых фазовых превращений, наиболее важными из которых являются окислительно-восстановительные. При этом механически синтезированные порошки являются комплексно-упрочненными. Основными видами упрочнения, определяющими способность сохранять структуру и свойства материала в широком интервале температур, верхнее значение которого достигает температуры плавления основы, служат тесно связанные между собой зернограницное и дисперсное. Следует отметить, что в процессе термического воздействия на механически синтезированные порошки, имеющего место при их отжиге и/или напылении, образующиеся наноразмерные (менее 20 нм) частицы Al₂O₃ играют роль модификаторов первого рода, что способствует формированию плазменных покрытий с субмикроструктурным типом структуры [10].

Для покрытий использовали композиционные порошки непосредственно после механосинтеза, а также подвергнутые последующему отжигу в печи SNOL 30 / 1100. В качестве защитной атмосферы применяли аргон. Нанесение покрытий осуществляли плазмотроном оригинальной конструкции (аналог ПУН-1), работающим на воздушно-пропановой плазмообразующей смеси. Следует отметить, что одним из важнейших факторов, оказывающих влияние на свойства получаемых покрытий и, прежде всего, на их плотность, является мощность, потребляемая плазмотроном, оптимальное значение которой, в свою очередь, связано с «теплосодержанием» напыляемых порошков. В зависимости от величины последнего фактора рассматриваемые в данной работе механически легированные порошки условно делятся на две группы: с низким и высоким «теплосодержанием». К первой относится базовая композиция ЖА30, обеспечивающая при взаимодействии между компонентами повышение температуры не выше 300 К. «Теплосодержание» композиций второй системы «ЖА30 – ДУ» в 2,5–3,0 раза выше.

Фазовый состав и структуру материалов исследовали стандартными методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр «ДРОН-3») и сканирующей электронной микроскопией (Tescan VEGA II SBH). Микротвердость определяли на приборе Indentec ZHV, а износостойкость исследовали в соответствии с ГОСТ 23.224–86.

Результаты исследования.

Закономерности формирования структуры, фазового состава и свойств плазменных покрытий

Структура и свойства покрытий из порошков, не подвергавшихся термической обработке. Механически легированные порошки базовой композиции, отличающиеся относительно низким теплосодержанием, напыленные при оптимальном значении мощности (45–50 кВт), потребляемой плазмотроном, обеспечивают получение покрытий, имеющих классическое слоистое строение и характеризующихся однородностью структуры, равномерностью распределения элементов и низкой пористостью, значение которой не превышает 5% (рис. 1, а). Увеличение продолжительности механосинтеза порошков с 6 до 12 ч приводит к диспергированию структуры основы покрытий, вызывающему изменение ее типа с микрокристаллического на субмикрокристаллический. Одновременно возрастает концентрация механически и термически синтезированных нанокристаллических упрочняющих фаз [11], что в комплексе обеспечивает повышение твердости (рис. 2, а) и износостойкости (рис. 2, б) покрытий. При этом следует отметить, что предшествующий напылению отжиг порошков базовой композиции (ЖА30) не оказывает существенного влияния на реализацию технологии нанесения покрытий, их свойства и структуру (см. рис. 1, б).

При реализации плазменного напыления порошков, комплексно-легированных оксидами (MoO_3 , Ni_2O_3 , Fe_2O_3), по режиму, оптимальному для термонеutralных или близких к ним по теплосодержанию композиций (мощность плазмотрона ≈ 50 кВт), например ЖА30, твердость получаемых покрытий линейно увеличивается (рис. 3, а), а плотность снижается (рис. 3, б). Негативное влияние на последнее свойство возрастает с увеличением теплосодержания применяемого порошка и при его значении, обеспечивающем повышение температуры частиц более чем на 300 К, пористость достигает 5%. Эта величина «теплого эффекта» условно принята в качестве базового значения при делении порошков на термонеutralные и термореагирующие. Следует отметить, что при примерно одинаковом теплосодержании исходных смесей механически активируемые превращения в шихте с MoO_3 , одним из основных продуктов которых являются кластеры Al_2O_3 , в сравнении с системами, содержащими Ni_2O_3 , Fe_2O_3 , получают большее развитие. На это однозначно указывает тот факт, что после обработки в механореакторе композиционный порошок из шихты, одним из компонентов которой является MoO_3 , по теплосодержанию минимум в 2 раза уступает

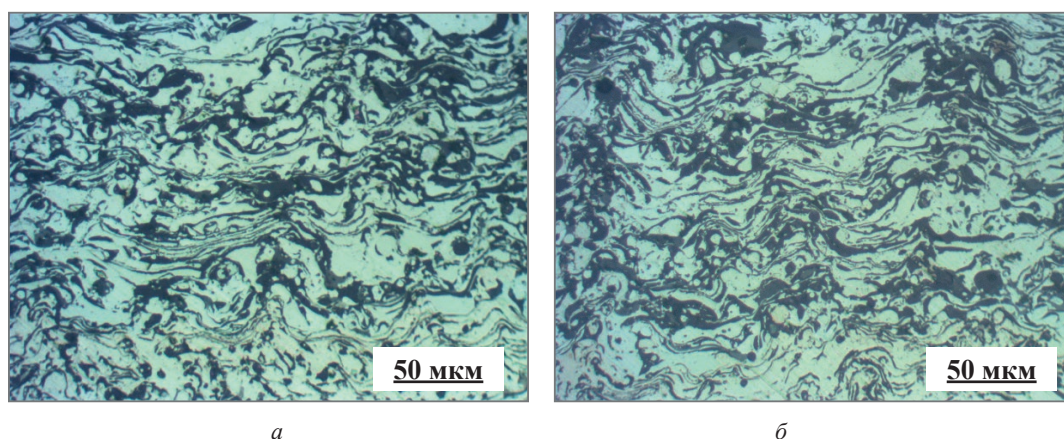


Рис. 1. Структура плазменного покрытия из механически легированного порошка ЖА30:
а – без термообработки; б – после отжига порошка при 830 К

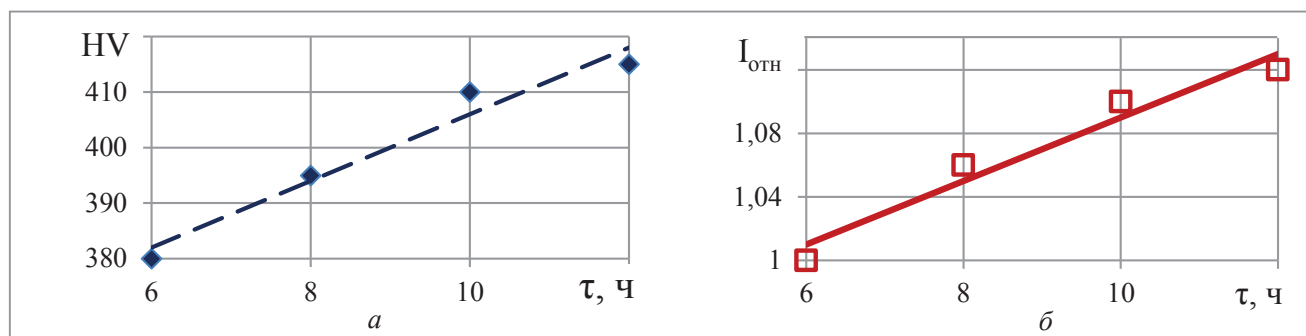


Рис. 2. Влияние времени обработки порошка ЖА30 в механореакторе на твердость (а) и относительную износостойкость (б) плазменных покрытий

порошкам с Ni_2O_3 , Fe_2O_3 и приближается к значению этого параметра в двойных системах «Fe–Al» [12]. При этом пористость покрытий, полученных из композиционного порошка, легированного 8 % MoO_3 , как и в материалах «Fe–Al», не превышает 5 %. В то время как при использовании порошков из шихты с Ni_2O_3 и Fe_2O_3 она достигает 11–13 % (рис. 3, б).

Одним из способов, эффективно влияющим на плотность покрытий из терморегулирующих порошков, является величина потребляемой плазматроном мощности. Она должна исключать перегрев напыляемого материала [10]. Установлено, что оптимальное значение мощности плазматрона при напылении механически легированных порошков, полученных из композиций, содержащих от 3 до 16 % Fe_2O_3 или Ni_2O_3 , снижается $\approx$ с 50 до $\approx$ 30 кВт.

Влияние термической обработки механически легированных порошков на структуру и свойства покрытий. Отжиг механически легированных порошков на основе композиций ЖАЗО и ЖАЗО–ДУ, имеющих относительно низкое теплосодержание и условно названных термонеutralными, в интервале температур нагрева печи, верхнее значение которого достигало 970 К, заметно не влияет на структуру и исследованные свойства (твердость, износостойкость и плотность) покрытий, полученных напылением при номинальной мощности плазматрона $\approx$ 50 кВт. Слой характеризуется высокой плотностью и однородностью (см. рис. 1, б).

В то же время на плотность покрытий из терморегулирующих порошков группы ЖАЗО – ДУ, напыленных при приведенной выше мощности плазматрона, температура отжига оказывает существенное влияние (рис. 4, 5).

Анализ зависимости (см. рис. 4) показывает, что превращение механически легированных порошков из терморегулирующих в термонеutralные, вызванное термически активируемым взаимодействием между их компонентами, имеющим место при температуре нагрева выше 570 К и устраняющим «избыточное теплосодержание», приводит к резкому снижению пористости покрытий, получаемых из них. Следует отметить, что для покрытий, полученных напылением термообработанных порошков этого типа при потребляемой плазматроном мощности менее 45 кВт, характерно наличие в структуре слоя нерасплавленных в плазменной струе частиц (рис. 6, а). Содержание их в слое повышается с увеличением размера частиц порошка и уменьшением мощности струи, что может способствовать снижению механических и эксплуатационных свойств покрытий. Исходя из этого, для данной группы материалов потребляемая плазматроном мощность не должна быть менее 45 кВт, а размер напыляемых частиц не должен превышать 65 мкм [10]. В этом случае образуется качественное однородное покрытие (рис. 6, б, 7).

Термическое воздействие при температурах ниже 570 К является недостаточным для активации фазовых превращений и не изменяет теплосодержание терморегулирующих порошков. Как отмечалось выше, в этом случае высокая плотность покрытий достигается снижением мощности, потребляемой плазматроном при напылении, с $\approx$ 50 до $\approx$ 30 кВт. Следует отметить, что установление причины негативного влияния перегрева на плотность покрытий требует отдельного исследования. Вместе с тем, с большой достоверностью можно утверждать, что оно обусловлено качественным и количественным изменением в процессе напыления фазового состава порошков, вызванным, прежде всего, увеличением в них содержания оксидов.

Наряду с приведенной выше зависимостью пористости покрытий от температуры отжига механически легированных терморегулирующих композиционных порошков исследовано также влияние этого фактора на твердость частиц и покрытий из них. Напыление покрытий осуществляли при оптимальном значении мощности, потребляемой плазматроном. Для порошков, подвергнутых отжигу ниже и выше 570 К,

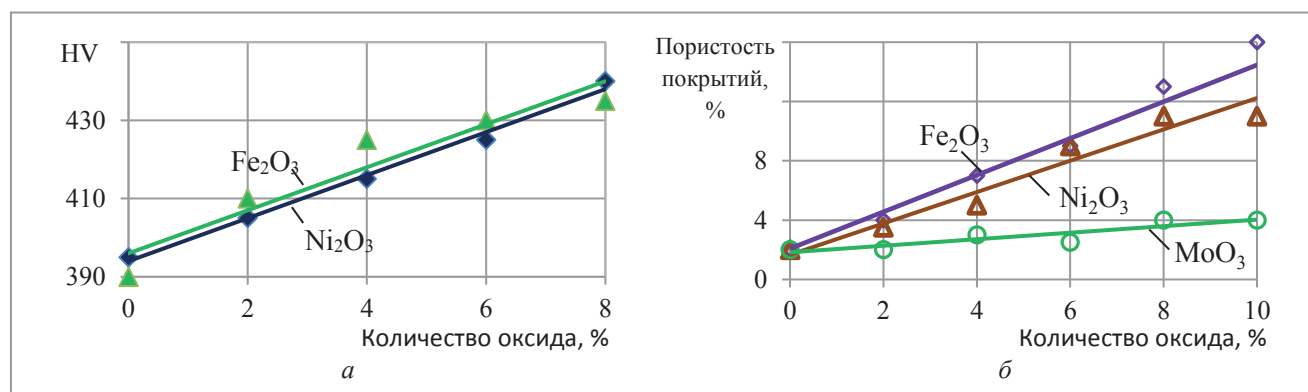


Рис. 3. Влияние количества легирующего оксида в исходной шихте на твердость (а) и пористость (б) плазменных покрытий из механически легированных порошков (время обработки – 8 ч)

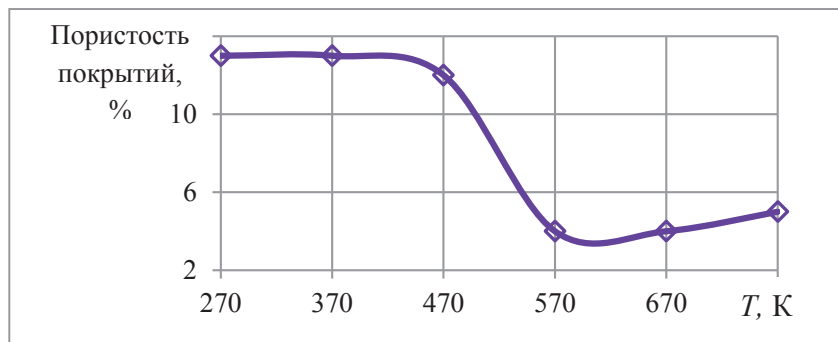


Рис. 4. Влияние температуры отжига механически легированного порошка ЖА30 – ДУ 1 (5) на пористость покрытий

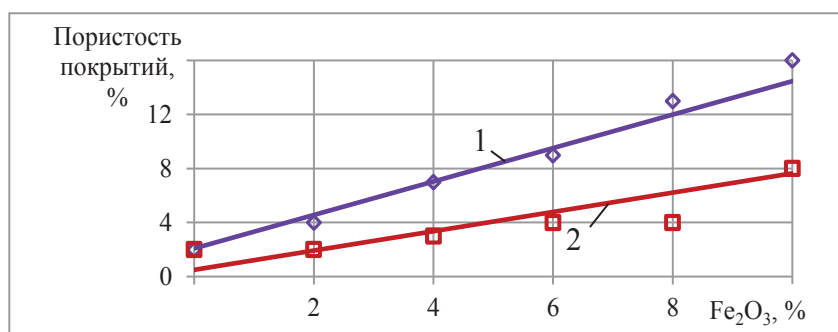


Рис. 5. Влияние количества оксида железа, вводимого в исходную шихту, на пористость плазменных покрытий:
1 – без термической обработки порошка; 2 – после отжига при $T = 870$ К

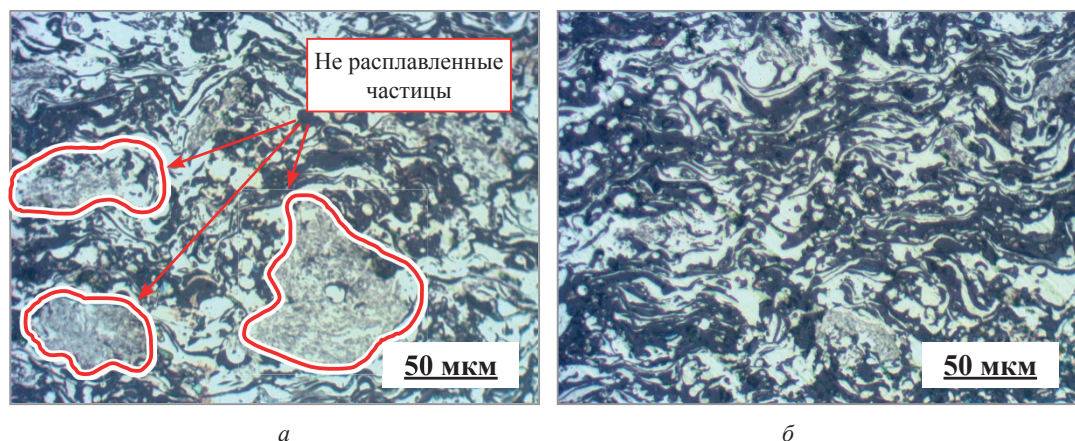


Рис. 6. Структура плазменных покрытий из порошка ЖА30 – ДУ 1 (9) со средним размером частиц 85 мкм, подвергнутого отжигу в течение 1 ч при 970 К: а – потребляемая мощность 30 кВт; б – потребляемая мощность 50 кВт

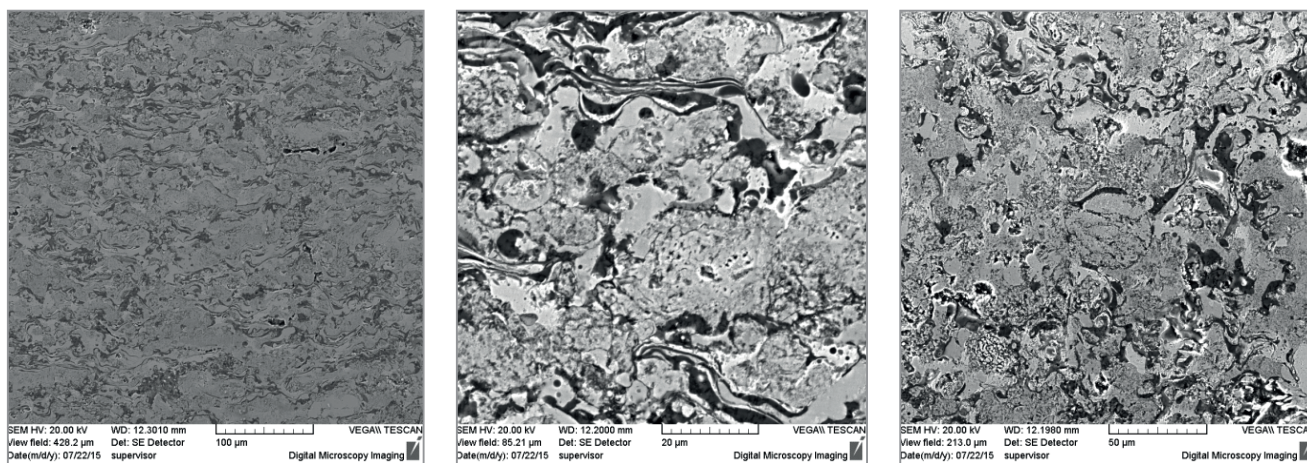


Рис. 7. Микроструктура протравленного покрытия из порошка ЖА30 – ДУ 1 (9) (СЭМ)

она составляла 30 и 50 кВт соответственно. Согласно результатам проведенных исследований, отжиг при температурах, превышающих нижнее значение температуры активации окислительно-восстановительных превращений (570 К), вызывающих формирование в комплексно-легированных системах наноразмерных тугоплавких включений оксидов алюминия, приводит к резкому увеличению твердости порошков. При этом порошки, подвергнутые термической обработке при температурах ниже 570 К, по твердости уступают покрытиям из них. В случае использования порошков, отожженных при температурах выше 570 К, отмечается обратная зависимость. Максимального значения твердости порошки и покрытия достигают после отжига напыляемого материала при температуре 850–900 К (рис. 8).

Следует отметить, что отличительной особенностью материалов данной группы, полученных по приведенной выше технологии, являются близкие значения твердости порошков, подвергнутых отжигу при температурах, активирующих фазовые превращения, и покрытий из них. Так, для материала ЖА30 – ДУ 1 (5) разница в их величине не превышает 50 HV [13]. Как показано ниже, это явление объясняется фазовым составом материалов, основа которых после отжига представлена алюминидом железа, стабилизированным ультрадисперсными включениями оксида алюминия (Al_2O_3), образующегося в процессе механосинтеза и последующего отжига.

Фазовый состав и структура плазменных покрытий. Основные исследования выполнены на композиции ЖА10 – ДУ 1 (10), превращения в которой являются типичными для материалов данной группы. Как отмечалось ранее, при обработке в механореакторе взаимодействие между компонентами шихты, как правило, не завершается и применяемые в данном исследовании механически легированные композиционные порошки во всех случаях содержали исходные компоненты или продукты их промежуточного взаимодействия. Они являлись термодинамически неравновесными по фазовому

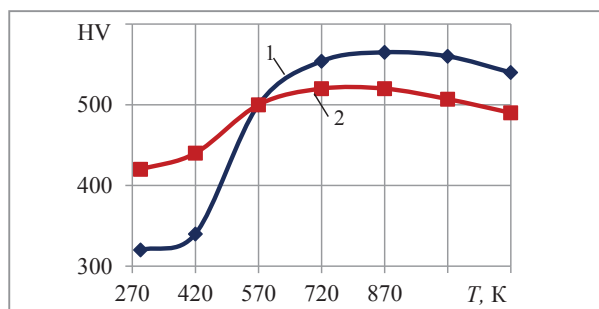


Рис. 8. Влияние температуры отжига порошка ЖА30 – ДУ 1 (5) на твердость плазменных покрытий:
1 – твердость порошка; 2 – твердость покрытия

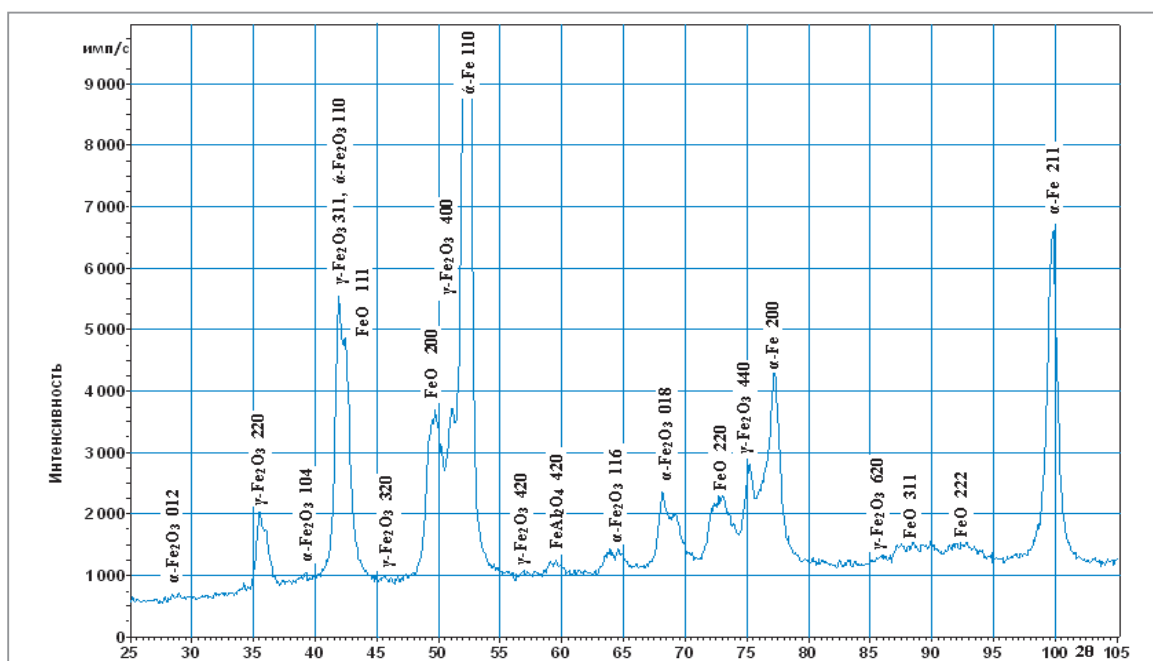


Рис. 9. Фрагмент дифрактограммы покрытия, сформированного механоактивированным порошком с исходным составом ЖА10 – ДУ 1 (10)

составу терморегулирующими системами. Отжиг и напыление порошков сопровождаются окислительно-восстановительными превращениями, приближающими фазовый состав формируемых покрытий к равновесному состоянию, однако последнее не достигается (рис. 9). Помимо фаз, характерных напыляемому материалу, в покрытии присутствуют алюминид Fe_3Al , низший оксид FeO и шпинель FeAl_2O_4 . Алюминий в элементарном виде не обнаруживается. Появление в слое оксидов железа связано с его взаимодействием в плазменной струе с кислородом окружающей среды.

Соотношение интенсивности дифракционных линий матричной фазы $\alpha\text{-Fe}$ соответствует эталону. По сравнению с механически легированным порошком физическое уширение ее дифракционной линии 220 в покрытии выше, что обусловлено образованием мартенсита. При этом отношение β_{220}/β_{110} составляет 3,74 и практически совпадает с отношением тангенсов $\text{tg}\theta_{220}/\text{tg}\theta_{110}$, равным 3,82. Это свидетельствует о том, что структура покрытия характеризуется высокой плотностью нескоррелированных дислокаций [14].

Анализ химического состава покрытия ЖА30 – ДУ 1 (9) (табл. 2), проведенный по точкам сканирования, свидетельствует о том, что его основу составляет интерметаллид FeAl . Высокое содержание кислорода в отдельных микрообъемах обусловлено наличием оксидов, образовавшихся при напылении покрытий в результате взаимодействия между компонентами порошка с продуктами плазменного потока. Отличительной особенностью фазового состава покрытий, полученных из порошков, не подвергавшихся отжигу, является наличие дисперсных неравновесных включений исходных компонентов в количестве до 5 % от их первоначального содержания.

Таблица 2. Распределение химических элементов по точкам сканирования в композиции ЖА30 – ДУ 1 (9)

Химический элемент, %	Номер спектра										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Fe	72,22	59,6	35,18	67,16	66,0	59,64	62,83	70,09	59,85	36,66	62,98
Al	19,91	27,6	32,99	24,49	27,59	19,05	27,59	24,82	27,74	32,02	25,73
O	7,88	12,8	31,83	8,35	6,41	21,31	9,58	5,09	12,4	31,32	11,29
Итого	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100

Покрытия из механически легированных порошков на основе композиций ЖА30 и ЖА30 – ДУ, полученные по оптимальной технологии, имеют высокую твердость и являются жаропрочными. Наследуемая ими субмикроструктурная структура основы порошков, стабилизированная термодинамически стойкими наноразмерными фазами оксидов алюминия, сохраняется и после длительного термического воздействия при температурах, превышающих 1170 К. Так, значения твердости покрытия из порошка ЖА30 – ДУ 1 (9) до и после отжига при 1170 К в течение 2 ч близки и составляют 610 и 595 НВ соответственно.

Выводы

Результаты проведенного исследования однозначно указывают на перспективность применения механически синтезированных порошков на основе композиций ЖА30, ЖА30 – ДУ для плазменных покрытий, работающих в жестких температурно-силовых условиях. Высокие значения твердости и жаропрочности покрытий обусловлены их структурой и фазовым составом. Максимальный эффект достигается при использовании механически легированных порошков, подвергнутых отжигу. В процессе термической обработки протекают фазовые превращения, завершающие формирование композиционных материалов с субмикроструктурной основой, имеющей высокоразвитую поверхность зерен и субзерен, стабилизированную наноразмерными, тугоплавкими и стойкими против отжига включениями оксидов алюминия. Порошки, подвергнутые термической обработке, имеют высокие значения твердости и жаропрочности и их структура, фазовый состав, а также свойства наследуются плазменными покрытиями. При кристаллизации последних наноразмерные тугоплавкие включения оксидов алюминия эффективно выполняют роль модификаторов первого рода, обеспечивая формирование субмикроструктурной структуры основы, стабилизированной наночастицами оксидов. Приведенные зависимости носят универсальный характер и выполняются во всех композициях на основе вышеуказанных систем.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фазовый состав, структура и свойства жаропрочных порошков на основе системы «железо-алюминий», полученных по технологии реакционного механического легирования / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко // Литье и металлургия. 2019. № 3. С. 133–141.
2. Hardening and softening of FeAl during milling and annealing / X. Amils [et al.] // Intermetallics. 2000. № 8. P. 805–813.

3. Structural transformation of Al-Fe alloys analysed by neutron diffraction and Mössbauer spectroscopy / S. Enzo [et al.] // *Journal of Materials Science*. 2004. Vol. 39. No 20. P. 6333–6339.
4. Microstructural and kinetic aspects of the transformations induced in a FeAl alloy by ball-milling and thermal treatments / S. Gialanella [et al.] // *Acta Materialia*. 1998. Vol. 46. No 9. P. 3305–3316.
5. Structural, mechanical and magnetic properties of nanostructured FeAl alloys during disordering and thermal recovery / X. Amils [et al.] // *NanoStructured Materials*. 1999. Vol. 11. No 6. P. 689–695.
6. Mössbauer and structure studies on metallic powders from Fe-Al-X (X = Ni, Cu, Cr) / A. Hanc [et al.] // *Archives of Materials Science and Engineering*. 2008. Vol. 31. Issue 1. P. 21–24.
7. Electron microscopy and x-ray diffraction characterization of FeAl – BN nanocomposites produced by mechanical alloying / G. Rosas [et al.] // *Acta Microscopica*. 2010. Vol. 19. No 3. P. 285–290.
8. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных материалов / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2016. 420 с.
9. **Ловшенко, Ф.Г.** Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов / Г.Ф. Ловшенко, Ф.Г. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2005. 276 с.
10. Механически легированные порошки для производства изделий аддитивными технологиями / Ф.Г. Ловшенко, А.С. Федосенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2019. 405 с.
11. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности структурно-фазовых превращений в механически легированных порошках и плазменных покрытиях из них / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, А.С. Федосенко // *Вестн. Белорус.-Рос. ун-та*. 2017. № 1 (54). С. 31–46.
12. **Ловшенко, Ф.Г.** Влияние механического легирования на фазовый состав и теплосодержание термореагирующих порошковых композиций на основе железа и никеля для газотермических покрытий / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, А.С. Федосенко // *Литье и металлургия*. 2014. № 4 (77). С. 99–108.
13. Свойства плазменных покрытий из механически легированных порошков на основе металлов / Ф.Г. Ловшенко, А.С. Федосенко // *Металлургия машиностроения*. 2019. № 4. С. 20–24.
14. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности структурно-фазовых превращений в механически легированных порошках и плазменных покрытиях из них / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, А.С. Федосенко // *Вестн. Белорус.-Рос. ун-та*. 2017. № 1 (54). С. 31–46.

REFERENCES

1. **Lovshenko F.G., Fedosenko A.S.** Fazovyy sostav, struktura i svojstva zharoprochnykh poroshkov na osnove sistemy «zhelezaluminij», poluchennykh po tehnologii reakcionnogo mehanicheskogo legirovaniya [Phase composition, structure and properties of heat-resistant powders based on the iron-aluminum system obtained by the technology of reactive mechanical alloying]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 3, pp. 133–141.
2. **Amils X. et al.** Hardening and softening of FeAl during milling and annealing. *Intermetallics*, 2000, no. 8, pp. 805–813.
3. **Enzo S. et al.** Structural transformation of Al-Fe alloys analysed by neutron diffraction and Mössbauer spectroscopy. *Journal of Materials Science*, 2004, no. 20, vol. 39, pp. 6333–6339.
4. **Gialanella S. et al.** Microstructural and kinetic aspects of the transformations induced in a FeAl alloy by ball-milling and thermal treatments. *Acta Materialia*, 1998, no. 9, vol. 46, pp. 3305–3316.
5. **Amils X. et al.** Structural, mechanical and magnetic properties of nanostructured FeAl alloys during disordering and thermal recovery. *NanoStructured Materials*, 1999, no. 6, vol. 11, pp. 689–695.
6. **Hanc A. et al.** Mössbauer and structure studies on metallic powders from Fe-Al-X (X = Ni, Cu, Cr). *Archives of Materials Science and Engineering*, 2008, vol. 31, Issue 1, pp. 21–24.
7. **Rosas G. et al.** Electron microscopy and x-ray diffraction characterization of FeAl – BN nanocomposites produced by mechanical alloying. *Acta Microscopica*, 2010, no. 3, vol. 19, pp. 285–290.
8. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F.** *Zakonomernosti formirovaniya fazovogo sostava, struktury i svojstv mehanicheski legirovannykh materialov* [Patterns of formation of phase composition, structure and properties of mechanically alloyed materials]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet Publ., 2016, 420 p.
9. **Lovshenko G.F., Lovshenko F.G.** *Teoreticheskie i tehnologicheskie aspekty sozdaniya nanostrukturnykh mehanicheski legirovannykh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of creating nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet Publ., 2005, 276 p.
10. **Lovshenko F. G., Fedosenko A.S.** *Mechanicheski legirovannye zharoprochnye poroshki dlya proizvodstva izdelij additivnymi tehnologijami* [Mechanically alloyed heat-resistant powders for the manufacture of products by additive technologies]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet, 2019, 405 p.
11. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A.S.** Zakonomernosti strukturno-fazovykh prevrashhenij v mehanicheski legirovannykh poroshkah i plazmennyykh pokrytiyah iz nih [Patterns of structural-phase transformations in mechanically alloyed powders and plasma coatings from them]. *Vestnik Belorussko-Rossiiskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2017, no. 1 (54), pp. 31–46.
12. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A.S.** Vliyanie mehanicheskogo legirovaniya na fazovyy sostav i teplosoderzhanie termoreagirujushchikh poroshkovykh kompozitsij na osnove zheleza i nikelja dlya gazotermicheskikh pokrytij [The effect of mechanical alloying on the phase composition and heat content of thermosetting powder compositions based on iron and nickel for gas-thermal coatings]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4 (77), pp. 99–108.
13. **Lovshenko F.G., Fedosenko A.S.** Svojstva plazmennyykh pokrytij iz mehanicheski legirovannykh poroshkov na osnove metallov [Properties of plasma coatings of mechanically alloyed powders based on metals]. *Metallurgija mashinostroeniya = Metallurgy engineering*, 2019, no. 4, pp. 20–24.
14. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A.S.** Zakonomernosti strukturno-fazovykh prevrashhenij v mehanicheski legirovannykh poroshkah i plazmennyykh pokrytiyah iz nih [Patterns of structural-phase transformations in mechanically doped powders and plasma coatings from them]. *Vestnik Belorussko-Rossiiskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2017, no. 1 (54), pp. 31–46.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-93-98>
УДК 669.017

Поступила 15.05.2020
Received 15.05.2020

АРТЕФАКТЫ В МЕТАЛЛОГРАФИИ: ПЫЛЬ

А. Г. АНИСОВИЧ, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», Минск, Беларусь,
ул. Купревича, 10. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru

В статье рассматривается идентификация частиц пыли на поверхности металлографических образцов. Отмечается, что объем литературы, посвященной металлографическим артефактам, небольшой. Это связано с тем, что русскоязычная литература металлографического направления создавалась давно, когда фиксирование структуры проводили фотометодом на фотопластинки или пленку. Трудоемкость процесса и недостаток фотоматериалов исключали наработку сведений о металлографических артефактах.

Современные металлографические комплексы фиксируют изображения структуры цифровым способом. Поэтому, помимо изображений структуры, возможно без ограничений фиксировать и артефакты пробоподготовки. Проиллюстрированы частицы пыли на поверхности металлографических шлифов и их отличие от неметаллических включений. Рассмотрено применение темнопольного освещения и поляризованного света для идентификации артефактов. Проиллюстрированы некоторые эффекты, возникающие при металлографическом травлении.

Ключевые слова. Металлография, пробоподготовка, пыль, сульфиды, оксидные включения.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Артефакты в металлографии: пыль / А. Г. Анисович // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 93–98. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-93-98>.

ARTIFACTS IN METALLOGRAPHY: DUST

A. G. ANISOVICH, Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus,
10, Kuprevich Str. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru

The article discusses the identification of dust particles on the surface of metallographic samples. It is noted that the volume of literature on metallographic artifacts is very small one. This is due to the fact that the Russian – language literature of the metallographic direction was written long ago when the structure was fixed using the photographic method on photographic plates or film. The complexity of the process and the lack of photographic materials excluded the generation of information about metallographic artifacts.

Modern metallographic complexes capture structure images digitally. Therefore, in addition to images of the structure, it is possible to record sample preparation artifacts without restrictions. Dust particles on the surface of metallographic sections and their difference from non-metallic inclusions are illustrated. The use of dark-field illumination and polarized light to identify artifacts is considered. Some effects arising from metallographic etching are illustrated.

Keywords. Metallography, sample preparation, dust, sulfides, oxide inclusions.

For citation. Anisovich A. G. Artifacts in metallography: dust. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 93–98. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-93-98>.

В металлографии анализ структуры материалов проводится с целью установить связь между структурой и способом обработки и/или получения материала. Для этого фиксируют наиболее характерные участки структуры образца, в том числе свободные от различного рода дефектов пробоподготовки. Такие дефекты могут возникать при отрезке образца, его шлифовке, полировке, травлении. Квалифицированная металлография требует минимизации таких дефектов (артефактов). Краткие сведения о дефектах пробоподготовки содержатся в литературе по металлографии, где приводятся в основном фотографии «кометных хвостов» [1] или разбираются примеры неудовлетворительного травления на микроструктуру [2]. Объем иллюстративного материала при этом невелик. Незначительный объем фотографий связан с тем, что вся русскоязычная литература металлографического направления создавалась весьма давно, когда фиксирование структуры производилось фотометодом. Трудоемкость процесса исключала наработку материалов такого рода. Также количество иллюстративного материала зачастую ограничивалось издательствами по финансовым и техническим соображениям. Цветные изображения структур или артефактов были редки.

В современной металлографии, помимо смены метода регистрации изображений, изменились и сами микроскопы. В настоящее время они позволяют фиксировать изображения структуры в цвете [3], при увеличении до 2000–3000 крат с использованием многообразных способов оптического контрастирования, таких, как темнопольное освещение, поляризованный свет, дифференциально-интерференционный контраст и др. [4]. Эти методы контрастирования не являются изобретением сегодняшнего дня; они применялись и в прошлом, но развитие оптики в настоящее время позволяет использовать их гораздо более эффективно. При этом исследователь должен уметь надежно установить наличие артефактов пробоподготовки и отличить их от деталей структуры. В особенности данный вопрос актуален для тех, кто только осваивает искусство металлографии и нуждается в методической помощи.

Данная статья открывает серию публикаций на тему об артефактах металлографической пробоподготовки. Темой настоящей статьи выбрана пыль на поверхности образцов.

Пыль – это мелкие твердые частицы органического или минерального происхождения [5]. К пыли относят частицы диаметром от долей микрона и до максимального – 0,1 мм. Более крупные частицы переводят материал в разряд песка, который имеет размеры от 0,1 до 5,0 мм. В бытовой пыли содержится 35 % минеральных частиц, 12 % текстильных и бумажных волокон, 19 % чешуек кожи, 7 % цветочной пыльцы, 3 % частиц сажи и дыма. Оставшиеся 24 % неустановленного происхождения, космическая пыль [5]. Пыль на поверхности металлографических шлифов может появляться осаждением из воздуха, а также при использовании загрязненных материалов для сушки и травления – фильтров, тампонов и т.п. Поэтому и образцы, и материалы для травления в металлографической лаборатории хранят в закрытых емкостях.

На рис. 1 показаны различные по происхождению объекты на поверхности нетравленного шлифа стали. Объекты «1» являются оксидными включениями (рис. 1, а). Об этом свидетельствует светлый ободок вокруг них в темном поле (рис. 1, б). Второе включение лежит, по-видимому, несколько ниже плоскости шлифа и выявилось при полировке не полностью. Объекты «2» являются частицами полировочного материала; это подтверждается наличием характерных «кометных хвостов». Остальные черные точки – пыль. Надежно разделить все эти объекты можно при использовании максимального увеличения, а также различных методов контрастирования – темного поля и поляризованного света. При используемом увеличении 100 крат велика вероятность ошибки.

На рис. 2 показан загрязненный шлиф чугуна. При $\times 200$ практически невозможно различить пыль и точечные включения графита. При $\times 1000$ в светлом поле надежно фиксируются включения сульфидов «1» и пыль «2»; здесь частица пыли полупрозрачна.

Три прозрачные частицы пыли показаны на рис. 3. На рис. 3, а фокусировка произведена на поверхность шлифа; структура – перлит, графит и тройная фосфидная эвтектика. На рис. 3, б фокусировка произведена на поверхность пыли; в данном случае частицы имеют плоскую поверхность и настолько прозрачны, что через них видны пластинки перлита.

Но, как правило, частицы пыли, не имеют идеально плоской поверхности, поэтому хорошо видны в темном поле (рис. 4, а). В светлом поле они бывают видны как темные образования различной степени прозрачности (рис. 4, б). Сравнение изображений с различным освещением показывает, что в темном поле «светятся», помимо пыли, границы некоторых включений графита и матрицы.

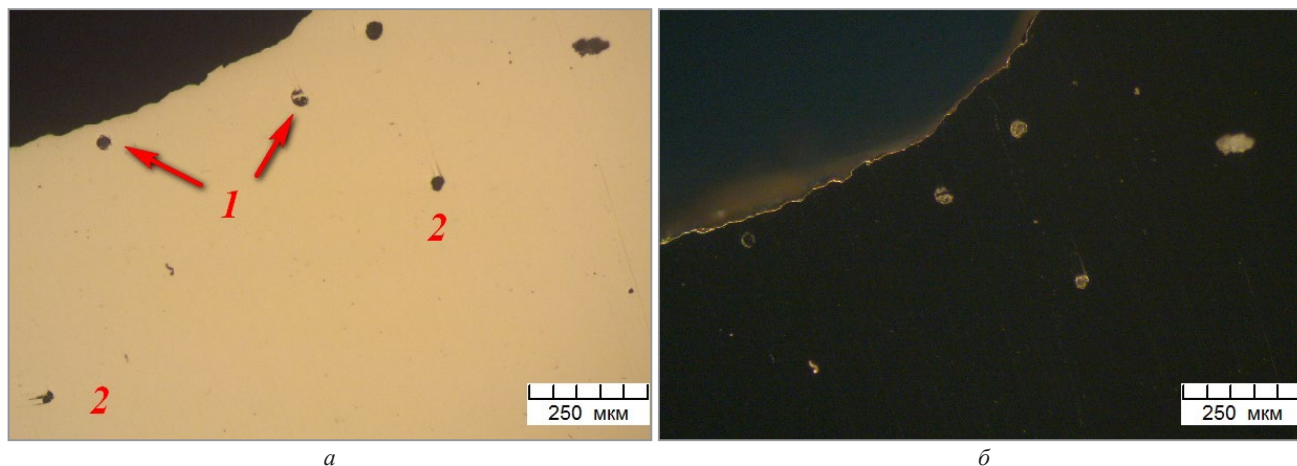


Рис. 1. Оксидные включения, пыль и частицы полировочного материала на шлифе стали: а – светлое поле; б – темное поле

На рис. 5 показана структура стеклянной заготовки для эмали с авантюриновым эффектом [6]. В темном поле при $\times 500$ на поверхности и в верхних слоях стекла видны кристаллы соединений хрома (рис. 5, *а*) – с радужной расцветкой и крупный светлозеленый, а также темно-зеленые включения неуставленного происхождения и неправильной формы. При $\times 1000$ в темном поле видно, что эти включения являются пылью на поверхности стекла (рис. 5, *б*). В светлом поле они дают неконтрастное изображение (рис. 5, *в*), но располагаются выше поверхности образца.

Крупная частица, которая по классификации [5] является песком, показана на рис. 6. По сути, это, возможно, чешуйка какого-то материала. Более контрастна она в темном поле. Интересный случай показан на рис. 7. В светлом поле и поляризованном свете зафиксированы артефакты на поверхности шлифа. Поскольку образец представляет собой чистый вольфрам, то видимые эффекты на поверхности не могут быть связаны с присутствием каких-либо фаз. Серые пятна «1» – частицы пыли, в нижнем правом углу снимка находится крупная пылевая частица не в фокусе (рис. 7, *а*). В поляризованном свете частицы пыли дают размытые светлые изображения (рис. 7, *б*). Остальные артефакты созданы мелкими пятнами воды, а также, возможно, мелкими прозрачными частицами пыли, имеющими форму, близкую к шаровидной. Все эти объекты могут давать в поляризованном свете эффект «темного креста» [7], что и наблюдается в некоторых участках «2».

Частицы пыли при взаимодействии с водой и травителями создают эффекты на поверхности образца. На рис. 8, *а* показан ободок вокруг частицы, сформировавшийся при высыхании воды после некачественной промывки шлифа. Ободок имеет дендритную морфологию вследствие кристаллизации раствора посторонних примесей. Возможно также, что растворяется и сама частица. При травлении шлифа, на котором уже находятся пылевые частицы, на поверхности могут формироваться радужные пятна (рис. 8, *б*). В других случаях частицы пыли окисляются, приобретая окраску (рис. 9).

На рис. 10, *а* показан перетравленный шлиф бронзы. Светлый кольцевой участок образовался, вероятно, вследствие нахождения в данном месте пузырька воздуха при травлении погружением. Эффект на рис. 10, *б* не является артефактом. Это оксидное включение в трубной стали 14ХГС. Оно окружено нетравящейся зоной, которая отличается от остального образца химическим составом.

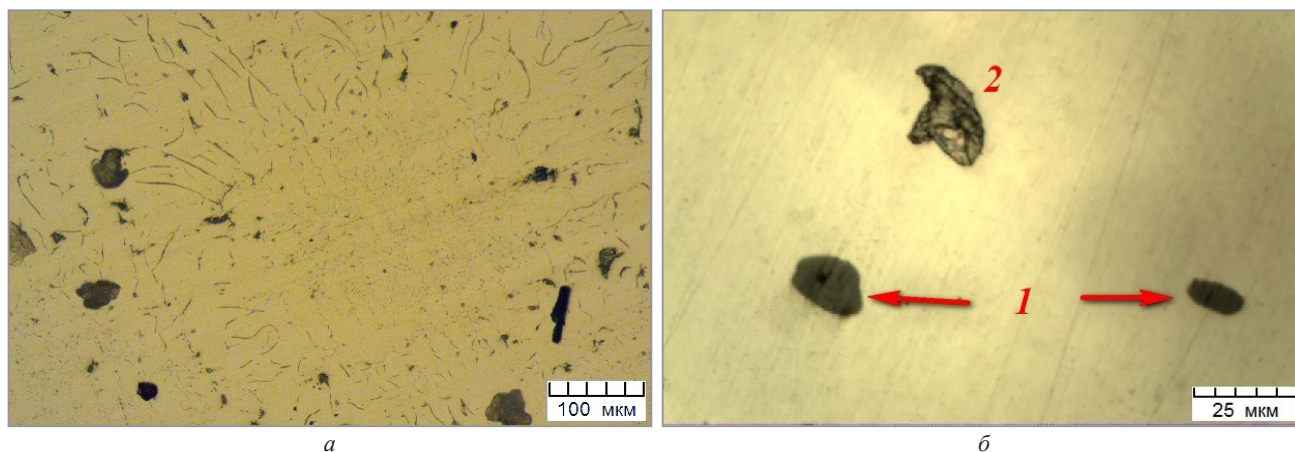


Рис. 2. Поверхность нетравленных образцов в светлом поле: *а* – чугун; *б* – углеродистая сталь

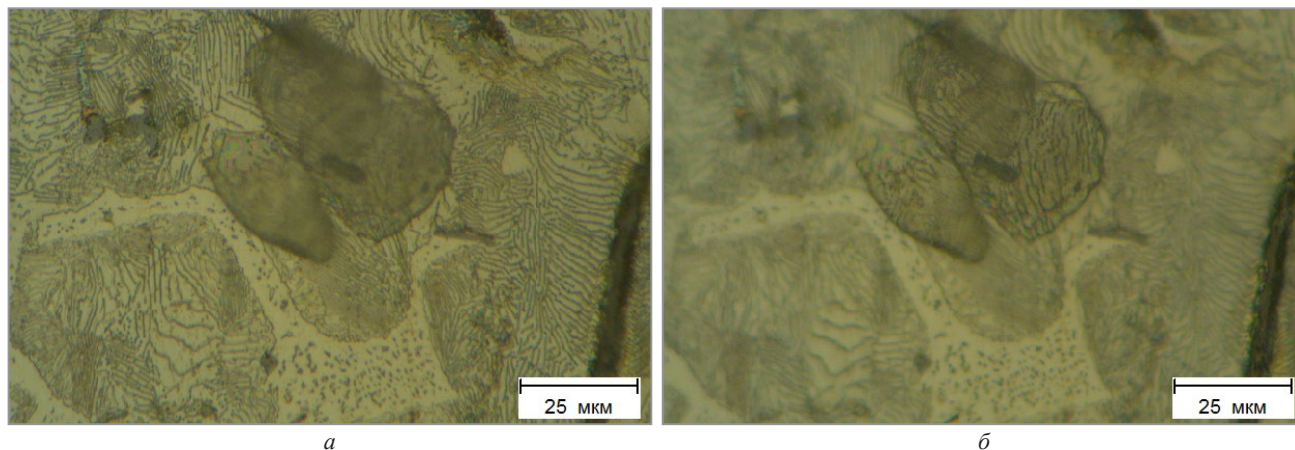


Рис. 3. Пыль на шлифе серого чугуна: *а* – фокусировка на структуру; *б* – фокусировка на частицу пыли

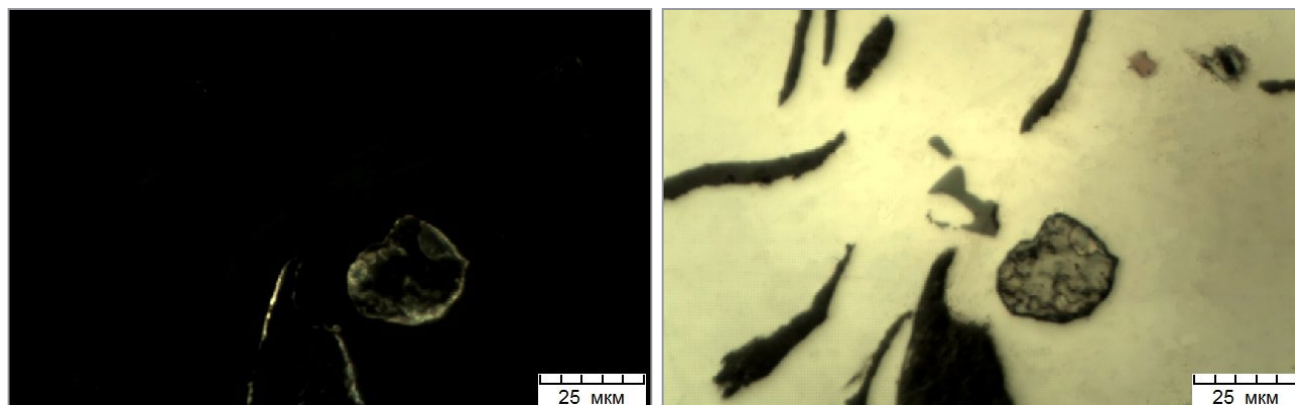


Рис. 4. Серый чугун, без травления: *а* – темное поле; *б* – светлое поле

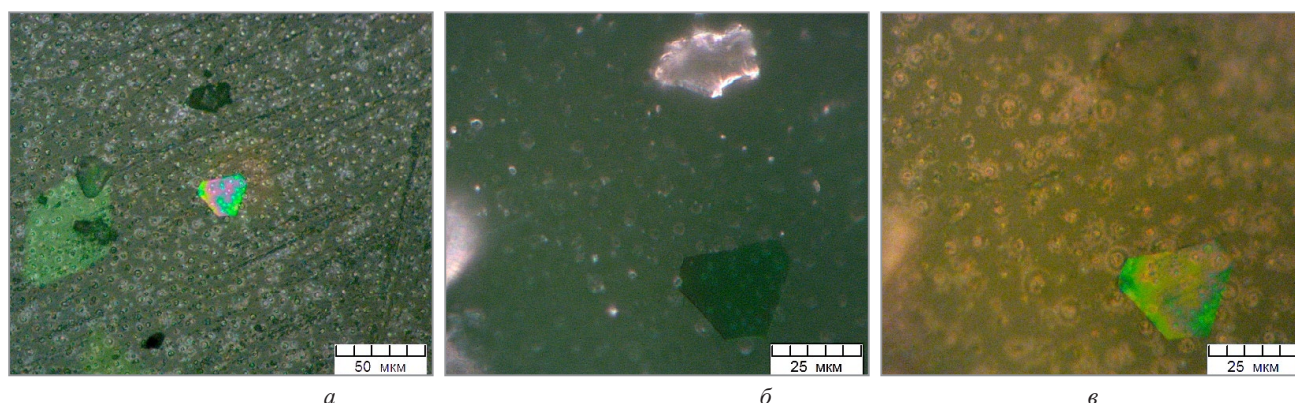


Рис. 5. Микросталлы соединений хрома в стеклянной матрице: *а*, *б* – темное поле; *в* – светлое поле

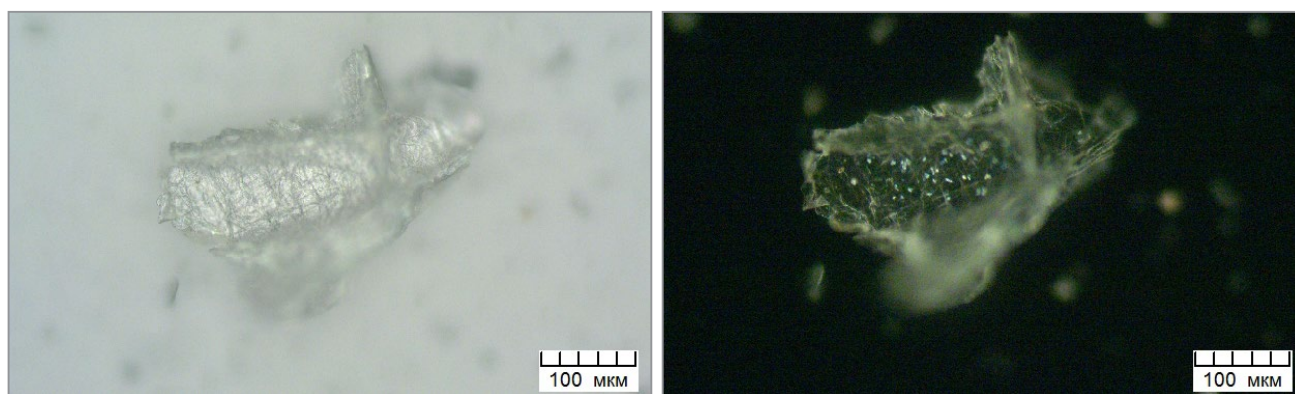


Рис. 6. Крупная пылевая частица: *а* – светлое поле; *б* – темное поле

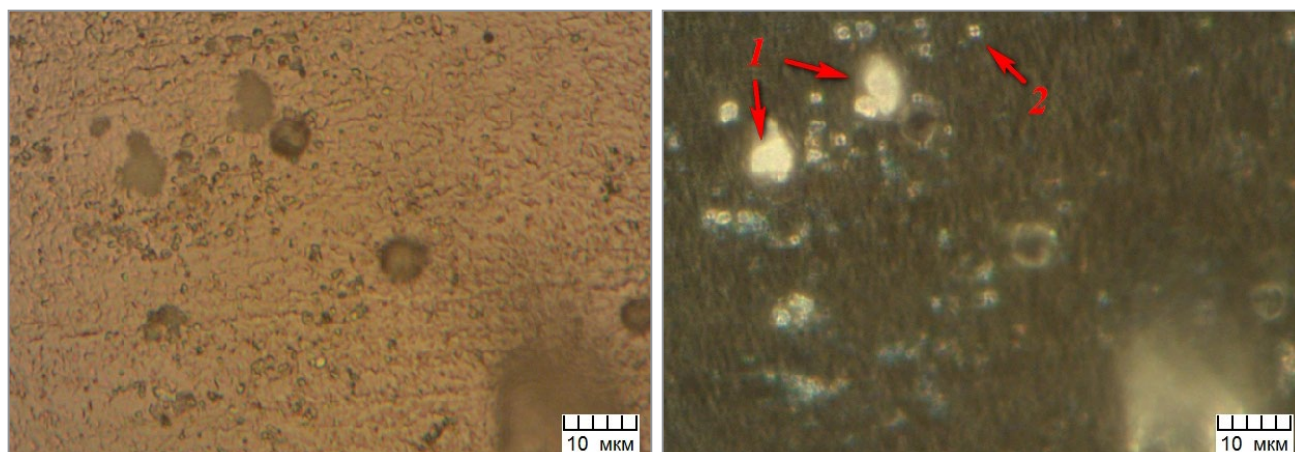


Рис. 7. Поверхность шлифа вольфрама: *а* – светлое поле; *б* – поляризованный свет

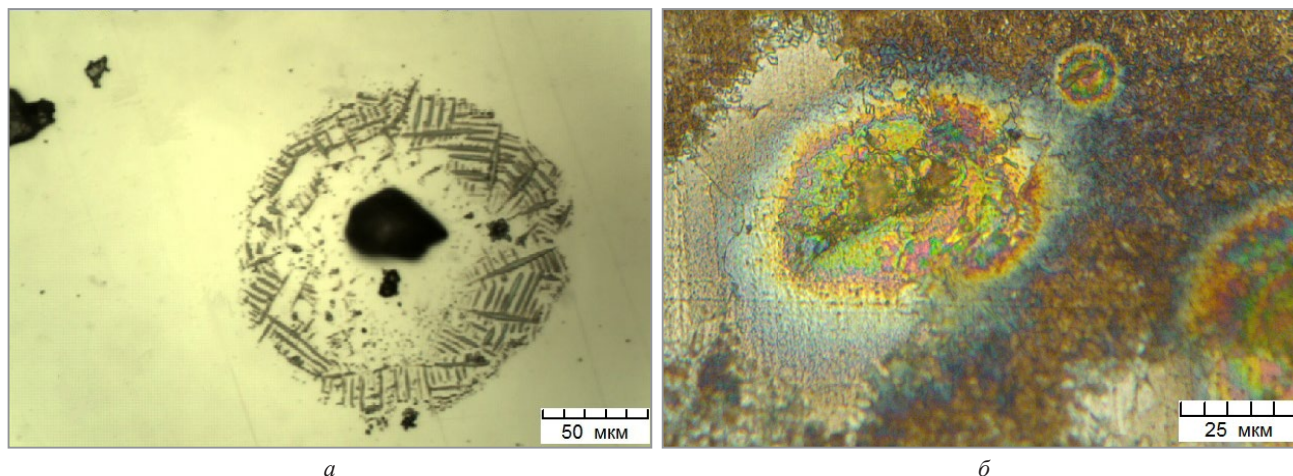


Рис. 8. Ободки вокруг частиц пыли:

а – нетравленный шлиф, промывка водой; *б* – сталь, травление 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте

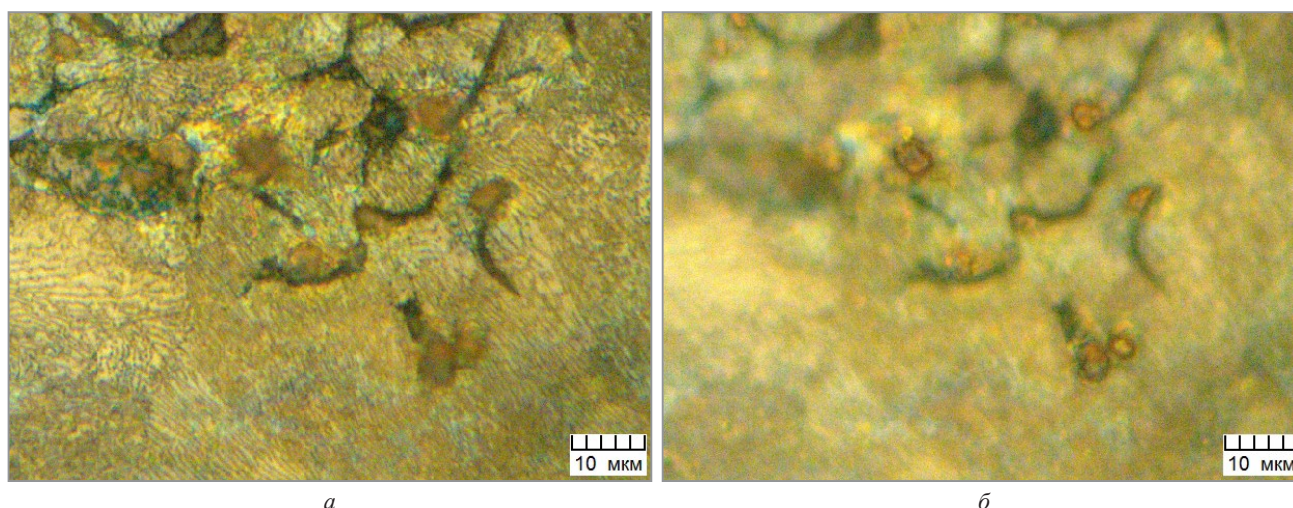
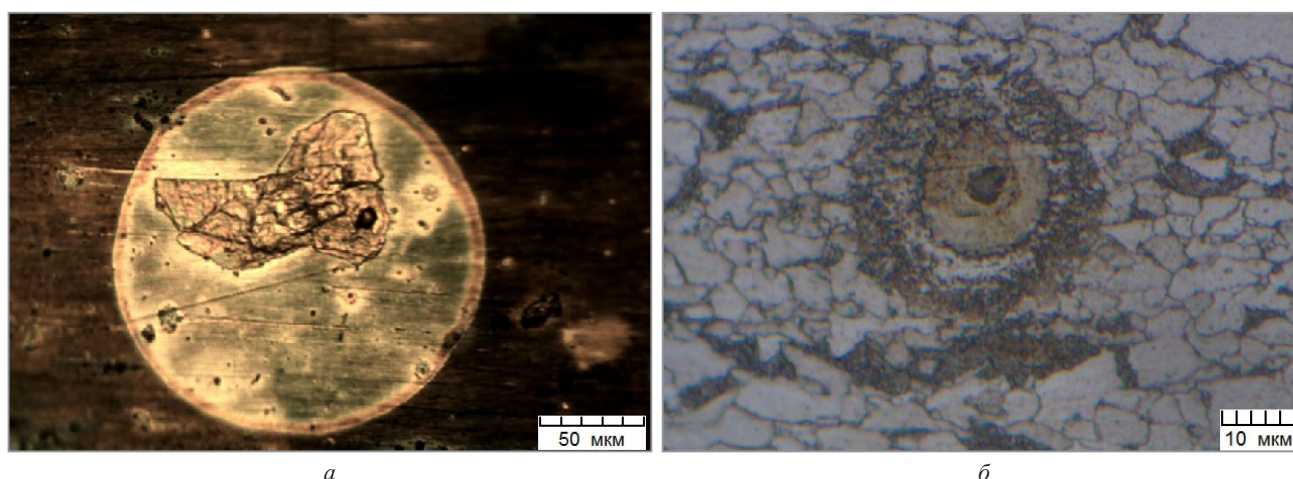
Рис. 9. Частицы пыли после травления: *а* – фокусировка на структуру; *б* – фокусировка на частицы пыли

Рис. 10. Кольцевые эффекты при травлении:

а – бронза; *б* – трубная сталь; травление 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте

ЛИТЕРАТУРА

1. Приборы и методы физического металловедения / Под. ред. Ф. Вайнберга; М.: Мир, 1973. Т. 1.
2. Панченко, Е. В. Лаборатория металлографии / Е. В. Панченко, Ю. А. Скаков, Б. И. Кример. М.: Металлургия, 1965. 440 с.
3. Анисович, А. Г. Практика металлографического исследования материалов / А. Г. Анисович, И. Н. Румянцев. Минск: Белорусская наука, 2013. 221 с.
4. Анисович, А. Г. Искусство металлографии: использование методов оптического контрастирования / А. Г. Анисович // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2016. № 1. С. 36–42.

5. Пыль // Wikipedia.org [Электронный ресурс]. – 2019. – Режим доступа: <https://ru.wikipedia.org>. Дата доступа: 19.05.2019.
6. Елисеев, С. Ю. Эмаль с авантюриновым эффектом / С. Ю. Елисеев, Р. П. Родцевич, Е. В. Достанко // Стекло и керамика. 2000. № 4. С. 30–32.
7. Татарский, В. Б. Кристаллооптика и эмерсионный метод / В. Б. Татарский. М.: Недра, 1965. 306 с.

REFERENCES

1. *Pribory i metody fizicheskogo metallovedenija* [Devices and methods of physical metallurgy]. Moscow, Mir Publ., 1973, vol. 1.
2. Panchenko E.V., Skakov Ju.A., Krimer B.I. *Laboratorija metallografii* [Laboratory of Metallography]. Moscow, Metallurgija Publ., 1965, 440 p.
3. Anisovich A.G., Rumjanceva I.N. *Praktika metallograficheskogo issledovanija materialov* [The practice of metallographic research of materials.]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2013, 221 p.
4. Anisovich A. G. Iskusstvo metallografii: ispol'zovanie metodov opticheskogo kontrastirovanija [The art of metallography: the use of optical contrast methods]. *Vesci NAN Belarusi. Ser. fiz.-tehn. navuk.* = *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical series*, 2016, no. 1, pp. 36–42.
5. <https://ru.wikipedia.org>.
6. Eliseev S. Ju., Rodcevich R. P., Dostanko E. V. Jemal' s avantjurnovym jeffektom [Enamel with aventurine effect]. *Steklo i keramika* = *Glass and Ceramics*, 2000, no. 4, pp. 30–32.
7. Tatarskij V.B. *Kristallooptika i jemersionnyj metod* [Crystal optics and emersion method], Moscow, Nedra Publ., 1965, 306 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-99-111>
УДК 669.017

Поступила 25.06.2020
Received 25.06.2020

АЛЮМИНИЕВЫЕ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ОСОБЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, И. А. ЛОЗИКОВ, А. И. ХАБИБУЛЛИН, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр-т Мира, 43. E-mail: lozikoff@yandex.by

Исследование направлено на создание алюминиевых композиционных жаропрочных материалов с особыми физико-механическими свойствами. Эффективным путем решения проблемы является применение технологии, основанной на реакционном механическом легировании. Проведенный анализ процессов формирования фазового состава, структуры и свойств, имеющих место на всех стадиях реализации технологии, и влияние на их протекание легирующих компонентов позволил установить, что в качестве базовой для производства материалов перспективна композиция «алюминий (ПА4) – ПАВ ($C_{17}H_{35}COOH$ – 0,7%)». Микроструктурный тип структуры ее основы, характеризующийся высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен и стабилизированный наноразмерными включениями оксидов и карбидов алюминия, сформировавшихся при механическом легировании, независимо от состава исходной шихты наследуется на последующих технологических этапах производства материалов и определяет близкие значения жаропрочности, которые существенно выше, чем у аналогов. Дополнительное легирование, обеспечивающее получение особых свойств, не изменяет «структурно-фазовый» тип разработанных материалов. Они являются композиционными микроструктурными дисперсно-упрочненными.

Ключевые слова. Механическое легирование, технология, электропроводность, структура, свойства.

Для цитирования. Ловшенко, Ф. Г. Алюминиевые механически легированные композиционные жаропрочные материалы с особыми физико-механическими свойствами / Ф. Г. Ловшенко, И. А. Лозиков, А. И. Хабибуллин // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 99–111. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-99-111>.

HIGH-TEMPERATURE ALUMINUM COMPOSITE MATERIALS WITH SPECIAL PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES PRODUCED BY MECHANICAL ALLOYING

F. G. LOVSHENCO, I. A. LOZIKOV, A. I. KHABIBULIN, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43,
Mira ave. E-mail: lozikoff@yandex.by

High-temperature aluminum composite materials with special physical and mechanical properties produced by mechanical alloying. The study is aimed at making high-temperature aluminum composite materials with special physical and mechanical properties. An effective way to solve the problem is to use a technology based on reactive mechanical alloying. The processes of phase composition formation, the structure and properties that occur at all stages of the technology implementation and the effect of alloying components on these processes have been analyzed, and the composition «aluminum (PA4) – surfactant ($C_{17}H_{35}COOH$ – 0.7%)» has been found to be the most appropriate. The microcrystalline structure of its base, regardless of the composition of constituent materials, is preserved at subsequent stages of production of materials and determines high values of high-temperature strength, which are significantly higher than those of analogue materials. The microcrystalline structure of the base is characterized by a well-developed surface of grain and subgrain boundaries and is stabilized by nanosized inclusions of aluminum oxides and carbides formed during mechanical alloying. Additional alloying, which provides special properties, does not change the «structural phase» type of the developed materials. They are considered to be dispersion hardened composite microcrystalline materials.

Keywords. Mechanical alloying, technology, electrical conductivity, structure, properties.

For citation. Lovshenco F. G., Lozikov I. A., Khabibulin A. I. High-temperature aluminum composite materials with special physical and mechanical properties produced by mechanical alloying. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 99–111. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-99-111>.

Введение

Успешное развитие ряда «машиностроительных» отраслей, включающих энергетику, моторо-, авиа-, ракетостроение и др., определяющих технический прогресс в современном производстве, во многом сдерживается отсутствием простых, доступных и дешевых способов получения жаропрочных сплавов с особыми физико-механическими свойствами. В статье обобщены результаты исследований, выполненных авторами в Белорусско-Российском университете и направленных на создание алюминиевых композиционных жаропрочных сплавов с особыми физико-механическими свойствами, производство которых традиционными способами свои возможности исчерпало и решение проблемы находится на пути применения новых. Среди них наиболее перспективной и реальной является технология, основанная на реакционном механическом легировании [1].

При выборе систем для исследования исходили из того, что большой интерес представляют алюминиевые материалы, обладающие низкой плотностью, большим значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов, высокими антифрикционными свойствами, низким электрическим сопротивлением. Технологический процесс их производства, основанный на реакционном механическом легировании, включает следующие основные стадии: проектирование состава исходной композиции, реакционное механическое легирование и получение гранулированной композиции, термическую обработку композиции или брикетов, изготовление полуфабрикатов горячим прессованием. В работе исследуются закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств на всех технологических стадиях получения материалов.

Методика, материалы, приборы и оборудование для исследования

Механическое легирование осуществляли в механореакторе–энергонапряженной четырехкамерной мельнице вибрационного типа. Рабочими телами служили шары (диаметром 11,15 мм) из стали ШХ15 твердостью HRC62. Условия реализации процесса соответствовали оптимальным и в зависимости от состава шихты изменялись в следующих пределах: заполнение рабочих камер шарами составляло 70–80%; отношение объемов шаров и порошковой шихты – 6–7; ускорение размалывающих тел – 125–135 м·с⁻²; энергонапряженность режима размола находилась в пределах 0,14–0,16 Дж/г, а доза потребленной энергии составляла 4,9–5,1 кДж/г и достигалась обработкой в течение 6–8 ч.

Гранулированная композиция, полученная механическим легированием, подвергалась холодному брикетированию до плотности 70–75%. Полученные брикеты отжигали при температуре 430–480 °С. Переработку брикетов, нагретых до 440–460 °С, в прутки диаметром 12 мм, осуществляли горячим прессованием – экструзией с коэффициентом вытяжки 10 или 15.

Исследование структуры и свойств материалов на всех технологических этапах их получения проводили на стандартных приборах и оборудовании с использованием стандартных методик [1]. В качестве исходных компонентов для получения материалов применяли стандартные порошки в состоянии поставки алюминия ПА4 (ГОСТ 6058–73), железа ПЖ2М2 (ГОСТ 9849–74), никеля ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722–79), магния (ГОСТ 6001–79), свинца (ГОСТ 3778–77), аморфного бора (ВТУ ГКХ48–53); технически чистый порошок лантана с размером частиц менее 0,15 мм; порошки марки «Ч» оксидов: CuO, Co₃O₄, Ni₂O₃, MoO₃, MnO₂, Fe₂O₃, Cr₂O₃, TiO₂. При этом оксиды вводили в шихту как поставщики кислорода, необходимого для образования в процессе реализации технологии наноразмерных включений оксидов алюминия, обеспечивающих эффект дисперсного упрочнения.

Результаты исследования

Материалы базовой композиции «алюминий – стеариновая кислота»

При обработке в механореакторе шихта на основе алюминиевого порошка склонна к преждевременной грануляции, препятствующей механически активируемым превращениям и затрудняющей механическое легирование. Способом, предотвращающим этот процесс, служит введение в исходную композицию поверхностно-активных веществ (ПАВ). Наиболее эффективным ПАВ, использованным в работе, является стеариновая кислота (C₁₇H₃₅COOH), наличие ее в исходной шихте в количестве 0,7–1,0% обеспечивает формирование однородных на субмикроскопическом уровне по химическому составу гранулированных композиций со средним размером частиц осколочного типа, как правило, находящимся в пределах 0,2–0,7 мм. Введение в исходную шихту ПАВ увеличивает твердость механически легированных порошков независимо от их состава на HV15–20. При этом значение ее в алюминиевых частицах достигает HV85. Упрочнение обусловлено протеканием механически активируемых структурно-фазовых превращений.

Для их понимания следует отметить, что основа исходной шихты – порошок алюминия ПА4 является композиционным материалом. Он содержит ряд примесей, наиболее важными из которых при формировании композиционных материалов являются Al_2O_3 (0,4%) и H_2O (1,1%). Оксидная пленка, покрывающая поверхность частиц порошка алюминия слоем толщиной до 3 нм, характеризуется разнообразием полиморфных модификаций [2,3] и интенсивно взаимодействует с водой, образуя гидроксиды. Общая концентрация алюминия в порошке составляла 98,8%, количество металлического алюминия – 98,5%. Обработка алюминиевого порошка в механореакторе вызывает протекание механически активируемого взаимодействия алюминия как с водой, находящейся в различной форме в исходном порошке, $2\text{Al} + 3\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$, так и с гидроксидами: $2\text{Al} + 6\text{AlOOH} \rightarrow 4\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$, $2\text{Al} + 2\text{Al}(\text{OH})_3 \rightarrow 2\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$. Согласно экспериментальным данным, одним из продуктов взаимодействия приведенных выше реакций является оксид алюминия (Al_2O_3), концентрация которого после размолва в течение 4 ч достигает 1,6% [4]. Он обладает низким термодинамическим потенциалом образования, высоким значением модуля сдвига и способен эффективно упрочнять основу. При обработке в механореакторе алюминиевого порошка с добавкой ПАВ (высшей жирной кислоты – $\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$) имеют место также механически активируемая деструкция и многообразные вторичные превращения [4]. При этом одной из групп реакций является взаимодействие с радикалами атомов алюминия атомарно-чистых поверхностей, обладающих повышенной реакционной способностью. Предельным случаем протекания механохимических реакций является образование карбида алюминия Al_4C_3 , эффективно упрочняющего основу [5].

Наряду с фазовыми в системе «алюминий (ПА4) – ПАВ» имеют место механически активируемые структурные превращения, вызывающие формирование композиции с размером равноосных зерен (кристаллитов) основы $D \leq 0,1 \mu\text{м}$, разделенных на блоки $d \leq 20 \text{ нм}$ [6]. При этом плотность дислокаций имеет порядок 10^{10} см^{-2} , а среднеквадратичное искажение кристаллической решетки составляет $3 \cdot 10^{-3}$. Структура основы относится к субмикроструктурному типу. В основе имеются включения $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{'-Al}_2\text{O}_3$ с размером 10–20 нм, являющиеся продуктами разрушения оксидных или гидроксидных пленок, покрывающих исходные частицы алюминия. Вероятно также наличие ультрадисперсных фаз, находящихся в аморфном состоянии, которыми являются Al_4C_3 и Al_2O_3 . Ультрадисперсные включения приведенных выше термодинамически стабильных фаз, имеющих высокие значения модуля сдвига, приводят к упрочнению гранулированных композиций, величина которого зависит от их количества. Микротвердость изменяется по зависимости, близкой к линейной, от HV70 у гранул, полученных обработкой в механореакторе порошка алюминия без ВЖК, до HV 165 при добавке 3% ВЖК. Достигнутая твердость сохраняется без изменений и после длительного термического воздействия при температурах, достигающих 500–550 °С. Таким образом, механически легированные гранулированные порошки системы «ПА4 – ПАВ» являются термодинамически неравновесными композиционными субмикроструктурными комплексно-упрочненными (сочетающими зернограницное и дисперсное упрочнение) жаропрочными материалами.

Изучены тонкая структура и фазовый состав материала, изготовленного горячим прессованием по оптимальному режиму [6]. Высокотемпературное воздействие, имеющее место при отжиге механически легированных порошков и получении компактных материалов из них методом горячего прессования, вызывает фазовые превращения, являющиеся продолжением механически активируемых и приближающих материал к термодинамически равновесному состоянию. Основным из них является взаимодействие алюминия с продуктами распада гидроксидов и стеариновой кислоты, вызывающее образование оксидов и карбида алюминия. Микроструктура горячепрессованных материалов металлографически однородна. Отдельные элементы ее выявляются методами ПЭМ (рис. 1).

Основа материала состоит из зерен равноосной формы, средний диаметр которых не превышает 0,6 мкм, и по структуре относится к микроструктурному типу. Параметр кристаллической решетки равен 0,4049 нм, что соответствует значению этого показателя у алюминия. Внутри и по границам зерен алюминия находятся включения глобулярной формы величиной не более 10 нм, являющиеся соединениями Al_4C_3 и $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\gamma\text{'-Al}_2\text{O}_3$, $\chi\text{-Al}_2\text{O}_3$, AlN . Поставщиком азота, необходимого для образования нитрида алюминия AlN , является воздушная атмосфера, находящаяся в герметизированной помольной камере на начальном этапе обработки шихты в механореакторе. Кроме того, в стыках зерен основы наблюдаются отдельные включения неправильной формы со средним размером до 100 нм, которые идентифицируются как оксиды $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\gamma\text{'-Al}_2\text{O}_3$, $\chi\text{-Al}_2\text{O}_3$. Наличие их характерно также для механически легированных порошков и, как отмечалось выше, они образуются в результате разрушения оксидных и гидроксидных пленок, покрывавших исходные частицы алюминиевого порошка.

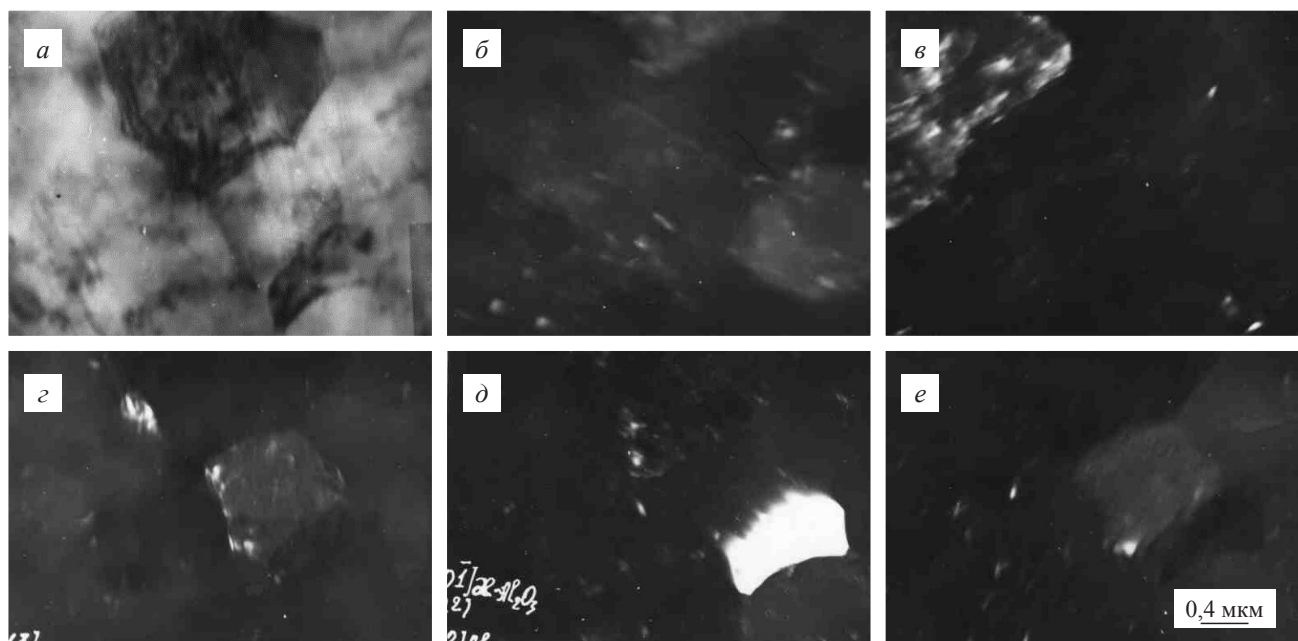


Рис. 1. Микроструктура сплава, полученного из механически легированной композиции «Al – C₁₇H₃₅COOH (0,7%)». ПЭМ: а – светлое поле; б–е – темное поле в рефлексах фаз:

[113] α-Al₂O₃ (б); [002] γ'-Al₂O₃ (в); [002] Al + [201] χ-Al₂O₃ (г); [113] Al = [3 3 6] Al₄C₃ (д); [1 1 1] AlN (е)

Зерна основы состоят из блоков. размер не превышает 50 нм, плотность дислокаций имеет порядок 10⁹ см⁻², а среднеквадратичные искажения кристаллической решетки составляют 8·10⁻³. Материал является жаропрочным и характеризуется следующими свойствами: твердость – НВ 93, σ_В = 310 МПа, δ = 13 %, σ_В³⁵⁰ = 92 МПа, δ³⁵⁰ = 11 %. По прочности и пластичности при 350 °С он превосходит относящийся к наиболее перспективным материал из быстрозакаленных гранул, легированных 1,5 % Cr и 1,5 % Zr.

Большое внимание, уделенное системе «алюминий (ПА4) – ПАВ (стеариновая кислота)», обусловлено тем, что она является базовой и структурно-фазовые превращения, протекающие в ней, в большей или меньшей мере реализуются в комплексно-легированных композициях, применяемых в данном исследовании, для создания алюминиевых материалов с особыми свойствами и наследуются ими. Следует отметить, что легирование системы «алюминий (ПА4) – ПАВ (стеариновая кислота)» элементами (компонентами), включая и применяемые в классическом материаловедении, для получения специальных свойств в определенной мере расширяет круг формирующихся фаз, но не оказывает существенного влияния на структуру материала. При этом все разработанные композиции независимо от их состава являются жаропрочными композиционными микрокристаллическими комплексно-упрочненными (сочетающими зернограничное и дисперсное упрочнение) материалами. Основными упрочняющими фазами, как и в базовой системе, остаются синтезированные в процессе реализации технологии наноразмерные термодинамически стабильные и имеющие высокие значения модуля сдвига оксиды и карбиды.

Материалы с особыми физико-механическими свойствами

Материалы низкой плотности

Литые материалы алюминия с магнием характеризуются повышенными значениями прочности, пластичности и коррозионной стойкости, а также пониженной плотностью, но имеют низкую жаропрочность. Легирование алюминия магнием приводит к резкому снижению температуры плавления, значение которой при эвтектическом превращении составляет 450 °С. Магний обладает высокой растворимостью в алюминии, предельное значение которой при эвтектической температуре достигает 18,9%, снижаясь при комнатной до 2,1 %. Кроме твердого раствора, алюминий с магнием образуют ряд легкоплавких промежуточных соединений – «алюминидов» (β, ε, γ). Максимальная температура плавления их не превышает 462 °С.

Установлено [6, 7], что легирование магнием не оказывает существенного влияния на структуру основы. Как и в горячепрессованном материале, полученном из композиции «ПА4 – C₁₇H₃₅COOH (0,7%)», она относится микрокристаллическому типу с размером равноосных зерен, находящемся в пределах 0,8–0,5 мкм, состоящих, в свою очередь, из субзерен величиной менее 50 нм (рис. 2).

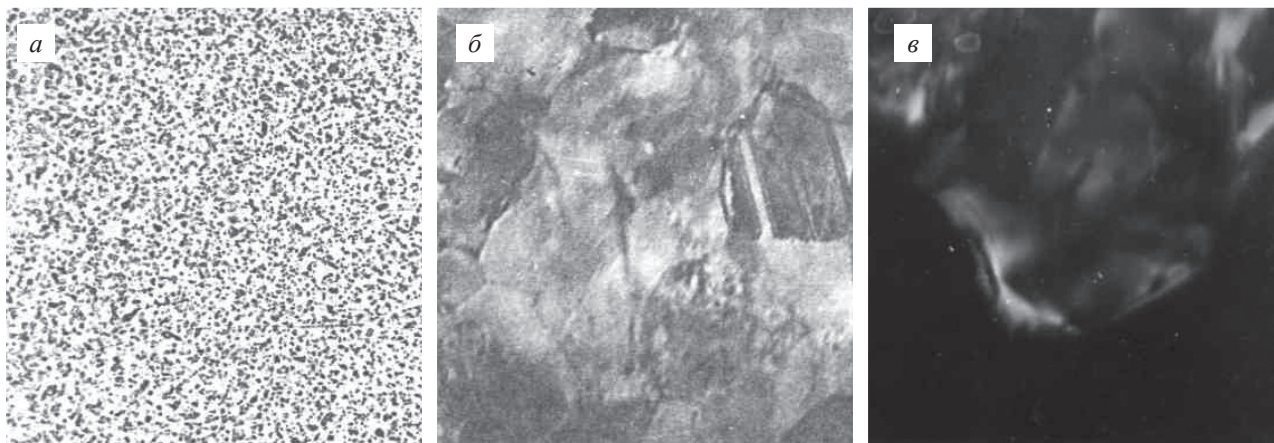


Рис. 2. Микроструктура сплава, полученного из механически легированной композиции «Al – C₁₇H₃₅COOH (0,7%) – Mg (5%)»:
 а – оптическая микроскопия (×525); б, в – ПЭМ: б – светлое поле (×50 000),
 в – темное поле (блочное строение зерна основы размером 0,7 мкм в рефлексах фазы [002] Al) (×70 000)

Дислокации концентрируются в основном по границам зерен и субзерен, где их плотность достигает 10^{11} см^{-2} . Плотность дислокаций в зернах относительно низка и имеет порядок 10^8 см^{-2} . Средне-квадратичные искажения кристаллической решетки находятся в пределах $4\text{--}8 \cdot 10^{-3}$. Вместе с этим, при введении в шихту «ПА4 – C₁₇H₃₅COOH (0,7%)» порошка магния композиция представляет собой многокомпонентную систему «Al – Mg – C – O – H», что в процессе реализации технологии получения материалов существенно расширяет круг возможных фазовых превращений и природу образующихся соединений. Наряду с оксидами алюминия различных полиморфных модификаций и карбидом алюминия Al₄C₃ в этом случае наиболее вероятными и термодинамически разрешенными фазами являются образование твердого раствора магния в алюминии Al(Mg), оксида магния MgO и алюминидов магния (Al₃Mg₂, AlMg). Структурно-фазовые превращения, обусловленные легированием магнием, оказывают влияние на свойства материалов на всех технологических стадиях их получения. Так, на изменение фазового состава, вызванное введением в шихту магния, однозначно указывает повышение твердости механически легированных порошков в 1,8 раза.

Следует отметить, что детальная идентификация фазового состава на всех технологических этапах получения материалов и кинетика их формирования являются предметом отдельной работы и на данном этапе не проводились. Вместе с тем, определенное представление о преимущественном направлении протекания превращений дают результаты исследования, направленного на установление влияния продолжительности обработки в механореакторе шихты «Al (ПА4) – C₁₇H₃₅COOH(0,7%) – Mg (7%)», а также последующего отжига на формирование твердого раствора магния в алюминии, позволяющие также сделать вывод о количестве этого элемента, связанного в приведенные выше соединения, включающие алюминиды магния и оксид магния. Анализ полученных данных (табл. 1) позволяет сделать научно обоснованное предположение, что в процессе выдержки ($\tau = 1 \text{ ч}$) при температуре ($t = 400 \text{ °C}$) имеет место растворение в алюминии как элементарного магния, так и связанных алюминидов с последующей фиксацией его содержания в твердом растворе закалкой.

Разница в концентрации магния в твердом растворе механически легированной композиции, подвергнутой термической обработке и без нее, показывает суммарное содержание в композиции этого компонента в элементарном виде и легкорастворимых алюминидах. В то же время разница между количеством

Таблица 1. Влияние продолжительности механического легирования алюминия магнием в количестве 7% на его содержание в различных фазах гранулированной композиции

Продолжительность механического легирования, ч	Содержание магния в твердом растворе, %		Изменение содержания магния в твердом растворе, обусловленное закалкой, %	Содержание магния, связанного в термодинамически стабильный оксид MgO, %
	после механического легирования	после механического легирования и закалки		
0	0,0	6,8	6,8	0,2
2	0,3	6,7	6,4	0,3
4	2,1	6,5	4,4	0,5
8	4,9	6,2	1,3	0,8
16	5,5	6,1	0,6	0,9

порошка магния, введенном в исходную шихту (7%), и его концентрацией в твердом растворе закаленной механически легированной композиции и дает содержание этого элемента, связанного в термодинамически стабильном оксиде MgO. Как и следовало ожидать, с увеличением продолжительности обработки шихты в механореакторе с 0 до 16 ч концентрация магния в твердом растворе и механически синтезированном оксиде MgO непрерывно повышается, достигая 5,5 и 0,9% соответственно. Отжиг с последующей закалкой полученной композиции приводит к росту содержания магния в твердом растворе до предельно возможных значений, величина которых с повышением продолжительности механического легирования с 0 до 16 ч уменьшается с 6,8 до 6,1%, что обусловлено увеличением количества магния с 0,2 до 0,9%, связанного в термодинамически стабильный оксид MgO. При этом анализ полученных данных, приведенных в табл. 1, показывает также, что в исходной шихте, не подвергавшейся механическому легированию, 0,2% магния связано в MgO и это количество является примесью, вносимой в композицию порошком магния.

Фазовый состав материалов рассматриваемой системы, компактированных горячим прессованием, и гранулированных композиций, подвергнутых термической обработке, качественно одинаков. Основой их является твердый раствор магния в алюминии Al(Mg), комплексно-упрочненной наноразмерными частицами оксидов магния (MgO) и алюминия (α -Al₂O₃, γ '-Al₂O₃, χ -Al₂O₃), карбида алюминия (Al₄C₃) и алюминидов (Al₃Mg₂, AlMg).

Следует отметить, что введение в шихту «Al (ПА4) – C₁₇H₃₅COOH(0,7%)» магния, как и других легирующих компонентов в исследованных ниже системах, оказывает влияние на фазовый состав получаемых сплавов, но не изменяет их класс. Все разработанные группы, обладая особыми свойствами, являются композиционными микрокристаллическими комплексно-упрочненными (сочетающими зерно-границное дисперсное и дисперсионное виды упрочнений) жаропрочными материалами. При этом микрокристаллический тип структуры основы и жаропрочность материалов определяются, прежде всего, наличием термодинамически устойчивых и имеющих высокое значение модуля сдвига, наноразмерных включений упрочняющих фаз, стабилизирующих высокоразвитую поверхность границ зерен и субзерен, к которым в системах на основе алюминия относятся оксиды, карбид и нитрид этого металла.

Дисперсному упрочнению в ряде композиций сопутствуют дисперсионное упрочнение, обусловленное образованием твердого раствора. Следует указать на особенность дисперсионного упрочнения в дисперсно-упрочненных суб-, /микрокристаллических материалах. Она заключается в том, что высокоразвитая поверхность границ зерен и субзерен основы, стабилизированных термодинамически устойчивыми наноразмерными включениями упрочняющих фаз, способствует образованию большого количества центров кристаллизации и формированию дисперсных выделений из твердого раствора алюминидов, одновременно препятствуя росту последних [8]. Анализ результатов исследования влияния отжига на твердость материалов рассматриваемого класса показывает, что алюминиды сохраняют дисперсное строение и обеспечивают эффект дисперсионного упрочнения после длительного нагрева при температурах, достигающих 350–400 °C [4].

Материалы, полученные с применением технологии реакционного механического легирования композиций на основе системы «алюминий – магний» и имеющие приведенные выше структуру и фазовый состав, являются жаропрочными и обладают высокой прочностью и низкой плотностью (табл. 2).

Т а б л и ц а 2. Влияние содержания магния на свойства материала

Содержание Mg, %	Плотность материала, г · см ⁻³	Механические свойства при температуре			
		20 °C		350 °C	
		предел прочности (σ_B), МПа	относительное удлинение (δ), %	предел прочности (σ_B), МПа	относительное удлинение (δ), %
–	2,71	310	13	92	11
2,0	2,68	440	8	117	7
2,5	2,67	460	6	114	8
5,0	2,62	580	5	98	10
7,0	2,60	660	3	82	18

Увеличение содержания Mg от 0 до 7% приводит к возрастанию предела прочности при 20 °C с 310 до 660 МПа. Из таблицы видно, что при температурах выше 0,6 $T_{пл}$ зависимость прочности от содержания магния описывается кривой с максимумом. Увеличение концентрации этого элемента до 2,0–2,5%

приводит к повышению жаропрочности, в дальнейшем отмечается ее снижение. Эта зависимость объясняется влиянием магния на прочность межатомных связей [9]. Повышение содержания его в твердом растворе, обусловленное растворением алюминидов магния при нагреве, при достижении определенного значения приводит к снижению прочности межатомных связей. При температурах выше $0,6 T_{пл}$ основы последний фактор начинает превалировать над факторами, вызывающими упрочнение, при концентрации магния более 5%. Однако во всех случаях прочность механически легированных материалов выше, чем литых.

Разработанные материалы стойки против отжига и сохраняют микрокристаллическое строение с высокоразвитой границей зерен и субзерен и исходную прочность после длительной выдержки при температурах, достигающих 500 °С.

Материалы с высоким значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов

Бор не растворяется в алюминии и образует с ним тугоплавкие и имеющие высокую твердость бориды. Отличительной особенностью его от большинства других элементов является то, что он обладает большим значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов. Так, если для алюминия оно составляет 23 барна, то для бора – 720 барн [10]. В то же время он и его соединения характеризуются пониженной плотностью. Материалы с высоким содержанием бора способны эффективно выполнять роль экранов для защиты от нейтронного облучения и представляют интерес для ядерной энергетики, прежде всего, космической. Однако получить их с удовлетворительным комплексом физико-механических свойств традиционными методами не представляется возможным. Так, в работе [11] приведена наиболее типичная технология производства материалов с содержанием бора до 30%, основанная на введении в расплавленный, рафинированный и защищенный флюсом алюминий гранул боридов AlB_2 и AlB_{12} размером от 5 до 30 мкм со скоростью, обеспечивающей поддержание температуры алюминия несколько выше температуры его затвердевания. Перед охлаждением композицию, состоящую из жидкого алюминия и частиц боридов, подвергают раскислению. Технологический процесс является сложным, а механические свойства – прочность и пластичность низкими. Последнее обусловлено большим размером и неравномерным распределением боридов.

В работе [11] установлена высокая перспективность применения технологии, основанной на реакционном механическом легировании, для получения конструкционных материалов, содержащих до 4% бора. В качестве поставщика последнего, который необходим для образования упрочняющих фаз – боридов алюминия, в этом случае использовали оксид бора B_2O_3 . Дальнейшие исследования показали, что при использовании в качестве компонента исходной шихты аморфного бора этот технологический процесс позволяет производить материалы с высоким комплексом физико-механических свойств, содержащие до 40% В (табл. 3).

Т а б л и ц а 3. Влияние содержания бора на физико-механические свойства материалов на основе системы «алюминий-бор»

Содержание бора, %	Плотность, г·см ⁻³	Эффективное сечение захвата тепловых нейтронов, барн	Механические свойства при				Длительная (100-часовая) прочность при 500 °С, МПа
			20 °С		500 °С		
			предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	
4	2,71	82	480	7	105	14	61
10	2,68	163	560	4	150	7	89
15	2,66	228	540	3	155	5	94
20	2,65	296	520	2	160	3	102
30	2,64	387	510	2	160	3	103
40	2,62	468	380	1	160	3	101

Из таблицы следует, что материалы, содержащие до 10% бора, перспективны в качестве жаропрочных конструкционных сплавов общего назначения. Материалы с концентрацией бора 20–40%, имеющие большое значение для эффективного захвата тепловых нейтронов, могут найти применение в качестве специальных конструкционных жаропрочных материалов низкой плотности, способных защищать от нейтронного излучения.

Наряду с механическими свойствами (табл. 3) на высокую жаропрочность указывают результаты исследования влияния температуры длительного отжига на структуру материалов (рис. 3). Анализ их показывает, что заметный рост упрочняющих фаз – боридов алюминия, а следовательно, и снижение

прочности и твердости отмечаются после отжига при температурах выше 500 °С. Однако и после длительного термического воздействия при 580 °С размер частиц боридов не превышает 50 нм (рис. 3, б). Дальнейшее увеличение температуры отжига до 640 °С, вызывающее локальное оплавление, не приводит к существенному росту боридов (рис. 3, в).

Таким образом, анализ приведенных выше данных позволяет сделать обоснованный вывод о перспективности применения реакционного механического легирования для производства жаропрочных алюминиевых материалов с высоким значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов.

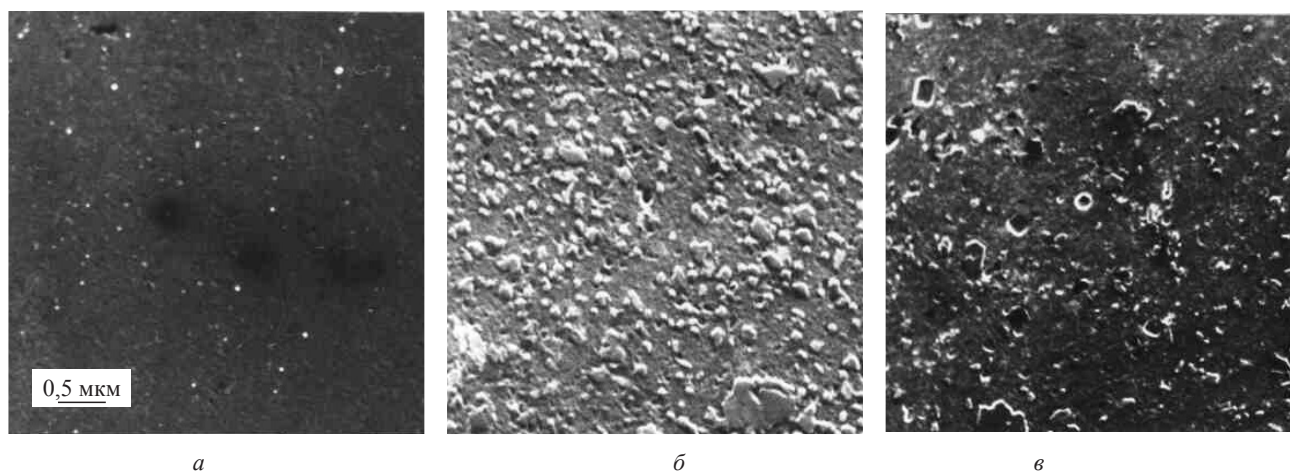


Рис. 3. Микроструктура материала, полученного из композиции «Al – В (10%)» (РЭМ). Термическая обработка – отжиг в течение 5 ч при температуре: а – 500 °С; б – 580; в – 640 °С

Антифрикционные материалы

Антифрикционные спеченные материалы на основе алюминия имеют низкую плотность, не высокую стоимость, большую коррозионную стойкость. Наряду с этим они обладают высокими антифрикционными свойствами и являются заменителями оловянных бронз [2]. В качестве основы перспективны материалы системы «алюминий – свинец» [12–14]. Это обусловлено тем, свинец не растворяется в алюминии, не образует с ним соединения и, находясь в виде включений, играет роль своеобразной смазки. При этом эффективность легирования им возрастает с увеличением дисперсности этих включений. Повышение комплекса физико-механических свойств, включая и антифрикционные, показывают материалы, в которых в качестве исходного сырья служит гранулированная композиция «алюминий – свинец», полученная распылением расплава в воду. В то же время анализ результатов более поздних исследований [15], выполненных авторами данной работы, позволяет сделать однозначный вывод, что эти материалы существенно уступают механически легированным, включая антифрикционные и их жаропрочность. Последние выгодно отличаются от известных возможностью регулирования в широком интервале состава и структуры, а также более высоким комплексом физико-механических свойств и, прежде всего, прочностью при повышенных температурах.

Основой получения материалов являлась шихта, состоящая из порошков алюминия и стеариновой кислоты «Al (ПА4) $C_{17}H_{35}COOH(0,7\%)$ » – базовая композиция. Исследованные композиции в зависимости от природы легирующих порошков, вводимых в базовую композицию, делятся на две группы. Композиции первой группы содержали свинец в количестве 5, 10 и 15 % (табл. 4).

Таблица 4. Влияние содержания свинца на физико-механические свойства алюминиевых материалов

Содержание Pb, %	Механические свойства при температуре					
	20 °С				350 °С	
	твердость НВ	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	относительная износостойкость	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %
5	76	300	11	1,2	87	14
10	67	290	11	1,4	81	29
15	64	260	13	1,8	74	36

В базовую шихту композиций второй группы наряду со свинцом, взятом в количестве 15 %, дополнительно (5 %) вводили порошок одного из оксидов, имеющих большее значение энергии Гиббса образования, чем оксид алюминия Al_2O_3 (табл. 5).

Т а б л и ц а 5. Влияние природы легирующего оксида на физико-механические свойства материалов на основе системы Al-Pb

Легирующий оксид	Механические свойства				
	твёрдость НВ	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	износ (при нагрузке 10 МПа и скорости скольжения $1 \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$), $\times 10^{-3} \text{ мкм} \cdot \text{м}^{-1}$	предельная рабочая температура, °С
CuO	100	350	10	1,0	360
Co ₃ O ₄	105	370	11	1,1	350
Ni ₂ O ₃	95	355	13	0,9	330
MoO ₃	110	350	9	1,0	345
MnO ₂	100	365	10	0,9	340
Fe ₂ O ₃	95	360	11	1,2	340
Cr ₂ O ₃	100	360	11	1,2	350
TiO ₂	105	370	11	0,8	350

Механическое легирование проводили в мельнице вибрационного типа при энергонапряженности режима $0,18 \text{ Дж} \cdot \text{г}^{-1}$. Композиции первой группы подвергали обработке в течение 4 ч. Процесс механического легирования композиций второй группы осуществляли в две стадии: на первой – в течение 6 ч размолу подвергали шихту, состоящую из алюминия, оксидов и ПАВ. После первого этапа в полученную композицию вводили порошок свинца с последующим механическим легированием течение 2–3 ч. Механически легированные композиции в холодном состоянии брикетировали до плотности 75–80 %. Полуфабрикаты изготавливали горячим прессованием при 350–400 °С с коэффициентом вытяжки 10. Брикетты из композиций второй группы с целью более полного завершения взаимодействия между алюминием и легирующими оксидами перед горячим прессованием подвергали отжигу при 450–500 °С в течение 3 ч. Следует отметить, что в процессе реализации технологии получения материалов в системах этой группы между алюминием и легирующим оксидом протекают механически и термически активируемые окислительно-восстановительные реакции, продуктами которых являются наноразмерные частицы оксидов алюминия, восстановленных металлов или их алюминидов.

Антифрикционные свойства изучали на машине 2070CMT-1 в условиях сухого трения скольжения по схеме нагружения «диск (контртело – сталь 18ХГТ с твердостью поверхностного слоя 58–60 HRC) – колодка (испытываемый образец)».

В системах первой группы добавка в базовую шихту «Al (ПА4) $C_{17}H_{35}COOH$ (0,7 %)» порошка свинца не вносит существенных изменений в физико-химические превращения, фазовый состав и структуру гранулированных композиций, получаемых механическим легированием, и компактных материалов, изготавливаемых из них. Отличительной особенностью структуры и фазового состава от рассмотренных выше является наличие во всех механически легированных антифрикционных материалах включений свинца, размер которых в гранулах не превышает 0,1 мкм (рис. 4, а), а в компактном материале составляет менее 0,2 мкм (рис. 4, б).

Разработанные антифрикционные механически легированные материалы на основе порошков алюминия и свинца, относящиеся к первой группе, выгодно отличаются от известных более высоким комплексом физико-механических свойств и, прежде всего, прочности при повышенных температурах, верхнее значение которых достигает 350 °С (см. табл. 2). По сравнению с наилучшими аналогами, которыми являются приведенные выше сплавы из гранулированных композиций, полученных распылением расплава в воду, износостойкость механически легированных материалов первой группы в условиях сухого трения скольжения минимум в 1,8 раза выше. Так, при удельной нагрузке 10 МПа и скорости скольжения $1,0 \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$ износ композиционного материала, содержащего 10 % свинца, не превышает $1,3 \text{ мкм} \cdot \text{км}^{-1}$, тогда как у аналогов он находился в пределах 2,5–5,0 $\text{мкм} \cdot \text{км}^{-1}$.

Как и следовало ожидать, дальнейшее повышение комплекса физико-механических свойств, включающего твердость, предел прочности, коэффициент трения и износостойкость, достигается в материалах второй группы. одновременно легированных свинцом и оксидами, имеющими более высокое значение ΔG_T° , чем Al_2O_3 (табл. 5.). В этих системах в процессе реализации технологии получения материалов на

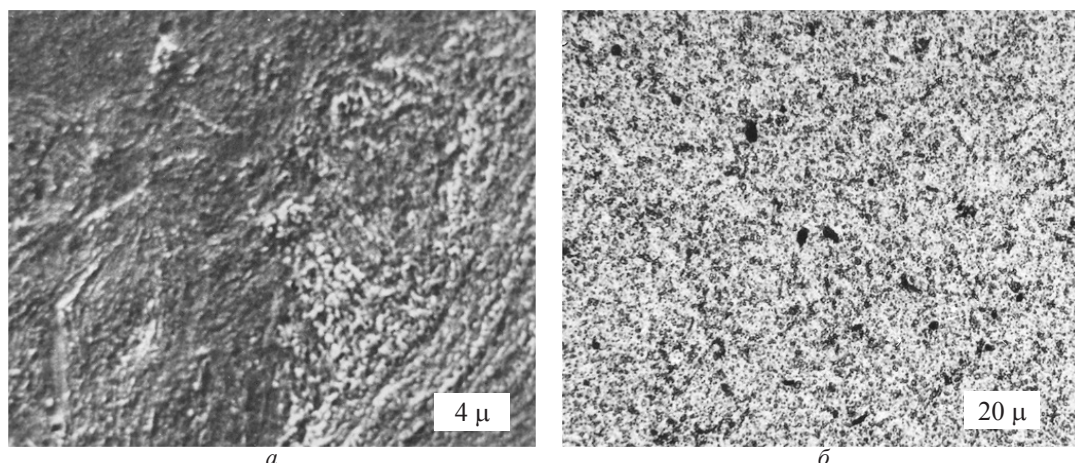


Рис. 4. Структура материала «Al-Pb (10%)»: *a* – гранулированная композиция (РЭМ); *б* – пруток (оптическая микроскопия)

этапах обработки шихты в механореакторе, отжиге брикетов и горячем прессовании их между алюминием и легирующим оксидом имеют место механически и термически активируемые реакции, продуктами которых являются наноразмерные ($d \leq 20$ нм) частицы оксидов алюминия и алюминидов или восстановленных металлов, способствующих дополнительному измельчению зерен основы ($D \leq 0,6$ мкм) и блоков ($d \leq 50$ нм) и надежно стабилизирующих их границы, обуславливая зернограницное и дисперсное упрочнение [6]. Типичная структура материалов этой группы (рис. 5) близка к детально изученной на базовой композиции «ПА4 – $C_{17}H_{35}COOH$ (0,7%)» (см. рис. 1, 2), но отличается большей плотностью частиц упрочняющих фаз.

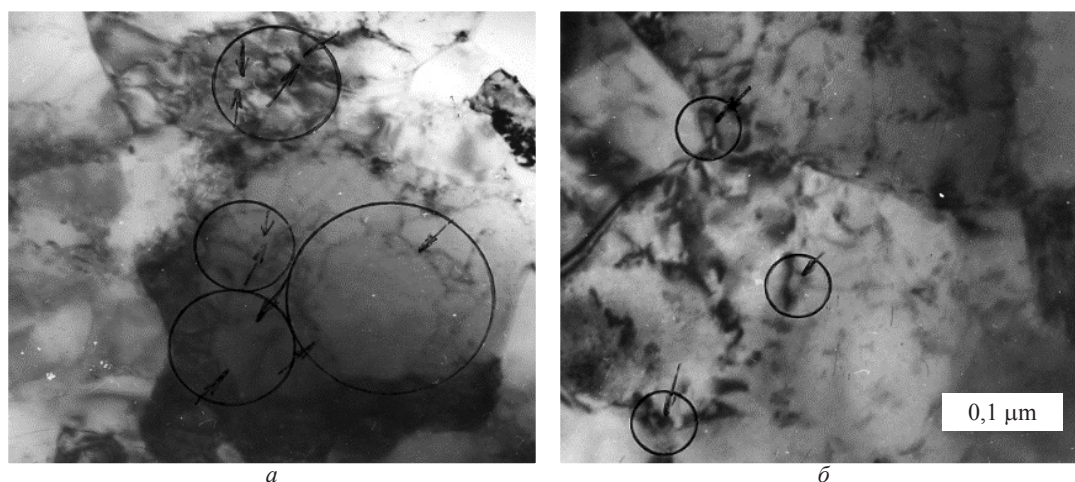


Рис.5. Структура материалов: *a* – «Al – Pb (10%) – MoO_3 (5%)»; *б* – «Al – Pb (10%) – Ni_2O_3 (5%)». ПЭМ

Эта же технология может быть использована для изготовления антифрикционных материалов на основе системы «алюминий – олово».

Таким образом, анализ приведенных выше результатов указывает на перспективность применения механически легированных композиционных комплексно-упрочненных микрокристаллических антифрикционных материалов основе алюминия для производства высоконагруженных изделий, работающих в условиях трения скольжения.

Проводниковые материалы

В электротехнике достаточно широкое применение находят алюминиевые проводниковые сплавы, работающие при повышенных температурах. Основными требованиями, предъявляемыми к их «вторым» компонентам (элементам) наряду с относительно высокой электропроводностью, являются отсутствие растворимости в алюминии, находящемся в твердом состоянии, способность образовывать дисперсные включения упрочняющих алюминидов, обладающих высокой стабильностью и твердостью в широком интервале температур и определяющих жаропрочность сплава. Этим требованиям наиболее отвечают редкоземельные металлы и, прежде всего, лантан. Он не растворяется в алюминии и образует

тугоплавкие алюминиды LaAl_4 , LaAl_2 . Первый имеет температуру плавления 1220°C , второй – 1420°C . В сплавах с содержанием лантана до 20% при температуре 640°C , близкой к температуре плавления алюминия, имеет место эвтектическое превращение, продуктом которого является смесь кристаллитов алюминия и алюминиды LaAl_4 . Содержание лантана в эвтектическом сплаве составляет 2,5%. Механические свойства сплавов, содержащих эвтектику, в большой мере определяются размером и характером распределения структурных составляющих. Все технологические способы и приемы, увеличивающие дисперсность и однородность распределения последних, приводят к повышению механических свойств, включая и характеристики жаропрочности. Одна из технологий, обеспечивающая изменение структуры и свойств в приведенном выше направлении, предполагает использование для производства проводниковых материалов, работающих при повышенных температурах, гранулированных порошков, полученных кристаллизацией расплавленного расплава с высоким содержанием редкоземельных металлов в воде [3]. Однако для производства высокопрочных материалов этого назначения наиболее перспективной является технология, основанная на применении механически легированных порошков. При этом базовой являлась система «ПА4 – $\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$ (0,7%)». Легирующим металлом служил лантан, максимальное количество которого в материале достигало 25%. Влияние содержания лантана на физико-механические свойства механически легированных алюминиевых материалов приведено в табл. 6. При этом следует отметить, что механически легированный материал из базовой композиции «ПА4 – $\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$ (0,7%)», не содержащий редкоземельных металлов, технология получения, фазовый состав, структура и свойства которого приведены выше, по комплексу физико-механических свойств (табл. 6) в большинстве случаев не уступает гранулированным сплавам [3] и по праву относится к группе проводниковых, работающих при повышенных температурах.

Таблица 6. Влияние содержания лантана на физико-механические свойства алюминиевых материалов

Содержание La, %	Физико-механические свойства при температуре						
	20 °C				350 °C		
	твёрдость HV	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	электрическое сопротивление, $\times 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{см}$	предел прочности, МПа	относительное удлинение, %	электрическое сопротивление, $\times 10^{-6} \text{ Ом} \cdot \text{см}$
0	93	310	13	0,028	92	11	0,047
2	115	370	8	0,031	120	7	0,053
15	140	590	5	0,045	210	5	0,081
25	165	660	3	0,061	230	3	0,107

При легировании лантаном наряду с синтезированными в процессе реализации технологии фазами Al_2O_3 и Al_4C_3 , характерными для базовой системы, имеет место образование частиц тугоплавких алюминидов LaAl_4 , LaAl_2 диаметром $d \leq 0,1 \mu\text{м}$, обуславливающих дополнительное упрочнение. Кроме того, в этих материалах наблюдается тенденция к уменьшению размера зерен основы.

Сравнение полученных свойств с данными работы [3] при сопоставимом составе и, имея примерно такую же электропроводность, как и гранулированные сплавы, механически легированные материалы превосходят их по прочности в 2,0 раза, но уступают по пластичности в 2,3 раза.

В то же время механически легированные алюминиевые материалы, содержащие 15–25% лантана, по комплексу свойств как при низких, так и при высоких температурах превосходят известные материалы на основе систем «алюминий – легирующий металл» и могут с успехом применяться в качестве конструкционных для работы в жестких температурно-силовых условиях.

При этом следует отметить высокую универсальность технологии, основанной на реакционном механическом легировании. Так, например, кроме приведенных выше материалов, она с успехом может быть реализована для получения жаропрочных алюминиевых материалов с низким коэффициентом теплового расширения [16].

Выводы

Технология, основанная на реакционном механическом легировании, при оптимальных условиях ее реализации, обеспечивает возможность получения алюминиевых жаропрочных композиционных материалов с особыми свойствами: низкой плотностью, высоким значением эффективного сечения захвата тепловых нейтронов, низким электрическим сопротивлением, стойкостью против износа, низким

коэффициентом линейного расширения, которые по механическим свойствам в широком интервале температур, верхнее значение которого достигает 350–400 °С, существенно превосходят аналоги. Высокая прочность всех разработанных материалов обусловлена формированием однотипной структуры, имеющей микрокристаллическую основу с высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен, надежно стабилизированных синтезированными в процессе реализации технологии наноразмерными частицами термодинамически стабильных и имеющих высокое значения модуля сдвига фаз.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных материалов / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, Могилев: Белорусско-Российский университет, 2016. 420 с.
2. **Алюминиевые сплавы.** Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1972. 552 с.
3. **Добаткин, В.И., Елагин, В.И.** Гранулируемые алюминиевые сплавы / В.И. Добаткин, В.И. Елагин. М.: Металлургия, 1982. 176 с.
4. **Витязь, П.А.** Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Минск: Беларуская навука, 1998. 352 с.
5. **Layyous, F.F.** The correlation between mechanical alloying and microstructure of Al-Li-Mg alloys/ F.F. Layyous, S.I.J. Nadiv, Lin // Jnt.Conf. Powder Met., London, 2–6 July, 1990: PM 90. Vol.1. London, 1990. P. 171–179.
6. **Ловшенко, Ф.Г.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, Б. Б. Хина. Могилев: Белорусско-Российский университет, 2008. 679 с.
7. **Ловшенко, Ф.Г.** Получение, состав, структура и свойства механически легированных композиционных жаропрочных материалов на основе системы «алюминий-магний» // Металлургия машиностроения. 2018. № 4. С. 24–30.
8. **Горелик, С.С.** Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 568 с.
9. **Захаров, М.В.** Жаропрочные сплавы / М. В. Захаров, А. М. Захарова. М.: Металлургия, 1972. 384 с.
10. **Гуляев, А.П.** Материаловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
11. **Ловшенко, Ф.Г.** Получение, структура и свойства механически легированных жаропрочных алюминиевых материалов на основе системы «алюминий – бор» / Ф.Г. Ловшенко, И. А. Лозиков. А.Э. Липский // Тр. 27-й Междунар. науч.-техн. конф. «Литейное производство и металлургия 2019. Беларусь». Минск, 2019. С. 102–108.
12. **Корх, С.К.** Получение антифрикционных материалов // Порошковая металлургия. 1986. № 8. С. 57–60.
13. **Трибохимические испытания антифрикционных порошковых ленточных материалов** / В.В. Полотай, В.С. Воробаев, В.М. Очеретянский, А.В. Перепелкин // Порошковая металлургия. 1986. № 8. С. 57–60.
14. **Буше, Н.А.** Исследование свойств прессованных полос, полученных из гранул алюминиевого сплава с 15 % свинца, 3 % олова и 1 % меди / Н. А. Буше, Г. А. Мудренко, В. А. Двосиная // Науч. тр. ЦНИИ МПС. 1972. Вып. 473. С. 46–53
15. **Ловшенко, Г.Ф.** Дисперсно-упрочненные антифрикционные материалы на основе системы «алюминий-свинец» / Г.Ф. Ловшенко, Ф.Г. Ловшенко // Порошковая металлургия. 2007. № 5/6. С. 44–52
16. **Ловшенко, Ф.Г.** Получение, структура и свойства жаропрочных механически легированных алюминиевых материалов с низким коэффициентом линейного расширения / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, Е.И. Марукович // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 6. С. 37–42.

REFERENCES

1. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Zakonomernosti formirovaniya fazovogo sostava, struktury i svoystv mehanicheski legirovannykh materialov* [Patterns of formation of phase composition, structure and properties of mechanically alloyed materials]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet Publ., 2016, 420 p.
2. **Aluminiyevye splavy. Promyshlennyye deformiruemyye, spechennyye i liteynyye alju-minievyye splavy** [Aluminum alloys. Industrial wrought, sintered and cast aluminum-alloy alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972, 552 p.
3. **Dobatkin V.I., Elagin, V.I.** *Granuliruemyye aluminievyye splavy* [Granular Aluminum Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982, 176 p.
4. **Vitjaz' P.A., Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Mehanicheski legirovannyye splavy na osnove aluminija i medi* [Mechanically alloyed alloys based on aluminum and copper]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 1998, 352 p.
5. **Layyous F.F., Nadiv S.I.J., Lin** The correlation between mechanical alloying and microstructure of Al-Li-Mg al-loys. Jnt. Conf. Powder Met., London, 2–6 July, 1990, PM 90, Vol.1, London, 1990, pp. 171–179.
6. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F., Hina B.B.** *Nanostrukturnyye mehanicheski legirovannyye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet Publ., 2008, 679 p.
7. **Lovshenko F.G.** Poluchenie, sostav, struktura i svoystva mehanicheski legirovannykh kompozitsionnykh zharoprochnykh materialov na osnove sistemy «aluminij-magnij» [Obtaining, composition, structure and properties of mechanically alloyed composite heat-resistant materials based on the aluminum-magnesium system]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy Engineering*, 2018, no. 4, pp. 24–30.
8. **Gorelik S.S.** *Rekristallizatsiya metallov i spлавov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 568 p.
9. **Zaharov M.V., Zaharova A.M.** *Zharoprochnyye splavy* [Heat Resistant Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ, 1972, 384 p.
10. **Guljaev A.P.** *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Metallurgiya Publ, 1986, 544 p.
11. **Lovshenko F.G., Lozikov I.A., Lipskij A.Je.** Poluchenie, struktura i svoystva mehanicheski legirovannykh zharoprochnykh aluminievyykh materialov na osnove sistemy «aluminij – bor» [Obtaining, structure and properties of mechanically alloyed heat-resistant aluminum materials based on the aluminum-boron system]. *Trudy 27-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe*

производство и металлургия 2019. Belarus» = *Proceedings of the 27th International Scientific and Technical Conference «Foundry and Metallurgy 2019. Belarus»*. Minsk, 2019, pp. 102–108.

12. **Korh S.K.** Poluchenie antifrikcionnyh materialov [Obtaining antifriction materials]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder Metallurgy*, 1986, no. 8, pp. 57–60.

13. **Polotaj V.V., Voropaev V.S., Ocheretjanskij V.M., Perepelkin A.V.** Tribohimicheskie ispytaniya antifrikcionnyh poroshkovyh lentochnyh materialov [Tribochemical testing of antifriction powder tape materials]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder Metallurgy*, 1986, no. 8, pp. 57–60.

14. **Bushe N.A., Mudrenko G.A., Dvosinaja V.A.** Issledovanie svojstv pressovannyh polos, poluchennyh iz granul aljuminievogo splava s 15 % svinca, 3 % olova i 1 % medi [Investigation of the properties of pressed strips obtained from granules of an aluminum alloy with 15 % lead, 3 % tin and 1 % copper]. *Nauchnye trudy CNII MPS = Scientific works of the Central Research Institute of the Ministry of Railways*, 1972, vyp. 473, pp. 46–53.

15. **Lovshenko G.F., Lovshenko F.G.** Dispersno-uprochnennye antifrikcionnye materialy na osnove sistemy «aljuminiy-svinec» [Dispersion-strengthened antifriction materials based on the aluminum-lead system]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder Metallurgy*, 2007, no. 5/6, pp. 44–52.

16. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F., Marukovich E.I.** Poluchenie, struktura i svojstva zharoprochnyh mehanicheski legirovannyh aljuminievyh materialov s nizkim koeficientom linejnogo rasshirenija [Obtaining, structure and properties of heat-resistant mechanically alloyed aluminum materials with a low coefficient of linear expansion]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii = Procurement in engineering*, 2006, no. 6, pp. 37–42.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-112-116>
УДК 669

Поступила 29.07.2020
Received 29.07.2020

ВЛИЯНИЕ АБРАЗИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА КАЧЕСТВО АНАЛИТИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ПОДГОТОВКЕ ОБРАЗЦОВ ДЛЯ СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА

М. В. ЛАГОЙСКАЯ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: ao.czl@bmz.gomel.by, тел. +375-2334-54166

Рассматривается возможность загрязнения поверхности образцов стали абразивными материалами при подготовке проб для определения химического состава на оптико-эмиссионных спектрометрах [1]. В стандартах на методы подготовки образцов подробно описаны способы обработки поверхности, используемые материалы, требования к качеству анализируемой поверхности. Поверхность образца можно фрезеровать или шлифовать с использованием различных абразивных материалов. В практике работы лаборатории аналитического обеспечения центральной заводской лаборатории ОАО «БМЗ» выяснилось, что поверхность образцов в процессе подготовки проб загрязняется алюминием и кальцием.

Для того чтобы определить, каким образом происходит загрязнение аналитических поверхностей, был изучен химический состав всех материалов, используемых при подготовке проб, и проведен эксперимент, позволяющий установить метод подготовки поверхности образца, не приводящий к загрязнению поверхности алюминием и кальцием. Для эксперимента были отобраны три стандартных образца состава стали с аттестованными значениями массовой доли алюминия и кальция в разных диапазонах. Поверхность каждого образца обработана тремя способами и проведен оптико-эмиссионный спектральный анализ на каждой аналитической поверхности в пяти точках для установления значения массовой доли алюминия и кальция и оценки разброса полученных результатов (ОСКО).

В результате проведенных испытаний было установлено, что при шлифовании поверхности образцов с помощью абразивных кругов из белого корунда и шлифовальной бумаги неводостойкой зернистостью Р40 происходит загрязнение поверхности анализируемого образца алюминием и кальцием, поэтому при определении массовой доли алюминия и кальция в стали необходимо для подготовки поверхности использовать метод фрезерования.

Ключевые слова. Подготовка проб, химический состав, спектральный анализ, оптический эмиссионный спектрометр, массовая доля алюминия, массовая доля кальция, фрезерование, шлифование.

Для цитирования. Лагойская, М. В. Влияние абразивных материалов на качество аналитических поверхностей при подготовке образцов для спектрального анализа / М. В. Лагойская // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 112-116. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-112-116>.

INFLUENCE OF ABRASIVE MATERIALS ON THE QUALITY OF ANALYTICAL SURFACES DURING PREPARATION OF SAMPLES FOR SPECTRAL ANALYSIS

M. V. LAGOYSKAYA, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», 37, Promyshlennaya Str., Zhlobin City, Gomel region, Belarus. E-mail: ao.czl@bmz.gomel.by

The article considers the possibility of contamination of the surface of steel samples with abrasive materials when preparing samples for determining the chemical composition on optical emission spectrometers.

The standards for sample preparation methods describe in detail the methods of surface treatment, the materials used, and the requirements for the quality of the analyzed surface. The sample surface can be milled or sanded using various abrasive materials. In practice, the laboratory found that the surface of samples during sample preparation is contaminated with aluminum and calcium.

In order to determine how the contamination of analytical surfaces occurs, the chemical composition of all materials used in the preparation of samples was studied, and an experiment was conducted to establish a method for preparing the sample surface that does not lead to contamination of the surface with aluminum and calcium. For the experiment, three standard samples of steel composition were selected with certified values of the mass fraction of aluminum and calcium in different ranges. The surface of each sample was processed in three ways and optical emission spectral analysis was performed on each analytical surface at five points to determine the value of the mass fraction of aluminum and calcium and to estimate the spread of the results obtained.

As a result of tests it was found that by grinding the sample surface by using abrasive white corundum and abrasive paper grit P40 is the surface contamination of the analyzed sample in aluminum and calcium, therefore, when determining the mass fraction of aluminium and calcium in steel are required for surface preparation to use the method of milling.

Keywords. Sample preparation, chemical composition, spectral analysis, optical emission spectrometer, mass fraction of aluminum, mass fraction of calcium, milling, grinding.

For citation. Lagoyskaya M. V. Influence of abrasive materials on the quality of analytical surfaces during preparation of samples for spectral analysis. Production of metal cord construction size 7x7x 0, 22 on root machines type RIR–15 Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 112–116. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-112-116>.

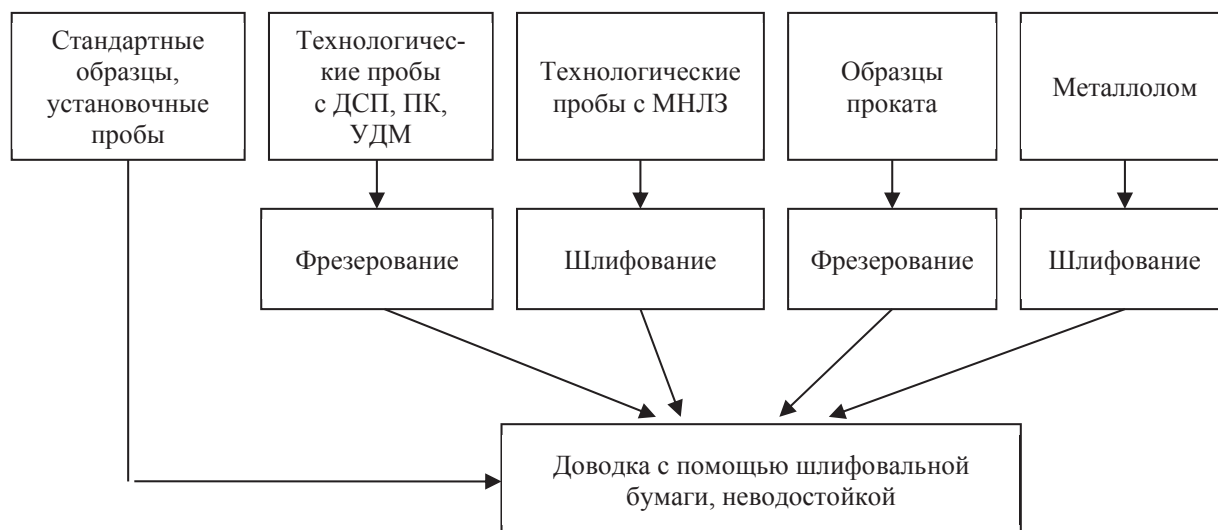
Особенность химического анализа как вида измерений заключается в том, что погрешности, связанные с пробоотбором и пробоподготовкой, влиянием поверхностных и внесенных загрязнений, во много раз могут превышать погрешность непосредственных измерений аналитического сигнала [2].

Загрязнение поверхности твердых анализируемых проб является серьезным препятствием на пути получения качественных аналитических данных. Природа поверхностных загрязнений разнообразна. Они могут быть следствием попадания примесей на стадиях отбора и подготовки проб [2]. При резке или шлифовке образцов микрочастицы абразива вдавливаются в поверхность. Образовавшиеся загрязнения могут в значительной мере исказить информацию о составе анализируемого образца.

В стандартах (ГОСТ 7565 «Чугун. Сталь и сплавы. Метод отбора проб для определения химического состава» и ISO 14284 «Сталь и чугун. Отбор проб и подготовка образцов для определения химического состава») на методы подготовки образцов подробно описаны способы обработки поверхности, используемые материалы, требования к качеству анализируемой поверхности.

Поверхность образца можно фрезеровать или шлифовать с использованием различных абразивных материалов.

В лаборатории аналитического обеспечения используется схема подготовки поверхности образцов для спектрального анализа, которая позволяет достичь требуемой шероховатости поверхности (20 мкм) и снизить погрешность измерения (см. рисунок).



В практике работы лаборатории выяснилось, что поверхность образцов в процессе пробоподготовки загрязняется алюминием и кальцием. Для того чтобы определить, каким образом происходит загрязнение аналитических поверхностей, был изучен химический состав всех материалов, используемых при пробоподготовке, и проведен эксперимент, позволяющий установить метод подготовки поверхности образца, не приводящий к загрязнению поверхности алюминием и кальцием.

1. Фрезерование – вид обработки деталей с помощью фрез вручную или на станке. Рабочий процесс фрезерования состоит во вращении фрезы и движении заготовки в тисках или в другом зажимном приспособлении. Для фрезерной обработки металла наиболее важное значение имеет фреза.

Фреза – это режущий инструмент, выполненный в виде зубчатого колеса, имеющего множество лезвий, который зажимается во фрезерном станке и, вращаясь с большой скоростью, снимает слои поверхности заготовки в нужном месте. На фрезу устанавливаются пластины из твердых сплавов. Твердые сплавы – твердые и износостойкие металлические материалы. В основном

изготавливаются из высокотвердых и тугоплавких материалов на основе карбидов вольфрама, титана, тантала, хрома, связанных кобальтовой металлической связкой, при различном содержании кобальта или никеля.

2. Шлифование [3]. Процесс обработки заготовок резанием с помощью инструментов (кругов), состоящих из абразивного материала.

Абразивные материалы – материалы, обладающие высокой твердостью и используемые для обработки поверхности различных материалов: металлов, керамических материалов, горных пород, минералов, стекла, кожи, резины и др.

В зависимости от характеристик обрабатываемой поверхности для изготовления абразивных материалов используются различные виды зерна:

- монокорунд (оксид алюминия) (применяется для средне- и высоколегированных хромированных, закаленных или азотированных сталей);
- электрокорунд (оксид алюминия) различных видов (применяется для шлифовки особопрочных закаленных сталей);
- карбид кремния (используется для шлифовки металлов и неметаллических материалов);
- эльбор (нитрид бора) (применяется в работе с закаленными, жаропрочными и коррозионно-стойкими сталями);
- алмаз (аллотропная форма углерода) (используется для заточки и чистовой обработки труднообрабатываемых твердосплавных деталей).

Абразивное зерно наносится на металлическую основу (алмаз) либо на фибровую (оксиды, карбиды и керамика). При изготовлении безосновных шлифовальных кругов абразивную крошку смешивают со связующим веществом: как правило, это бакелит (органическое вещество, состоящее из атомов углерода, водорода и кислорода) или вулканит (теллурид меди).

В лаборатории используются шлифовальные круги из белого электрокорунда на керамической связке.

Белый электрокорунд – один из разновидностей искусственно синтезированного корунда, кристаллический оксид алюминия, который получают плавкой глинозема, и в отличие от нормального его химический состав более однороден. Абразив получают путем плавки глинозема, в данном случае чистого оксида алюминия. Полученный материал содержит 98–99 % корунда (оксида алюминия) и 1–2 % различных примесей. Принцип работы шлифовального круга основан на трении частиц абразива о поверхность обрабатываемого материала. В процессе шлифования круг самозатачивается, так как абразивные частицы ломаются, образуя новые острые частицы. В процессе шлифования абразивные частицы могут внедряться в поверхность металла.

3. Обработка поверхности образца шлифовальной шкуркой. Шкурка шлифовальная – гибкий абразивный материал, состоящий из тканевой или бумажной основы с нанесенным на нее слоем абразивного зерна (порошка). Структура шлифовальной шкурки – это количественное соотношение и взаимное расположение фаз: абразивной (занимаемой зернами); связующей (занимаемой связкой).

3.1. Абразивами для производства шлифовальной шкурки служат:

- Оксид алюминия (корунд). Имеет наиболее широкое распространение при ручных операциях. Производится во всем спектре абразивных зерен от самых грубых до самых мелких. В основном применяется для удаления лакокрасочных покрытий, ржавчины, обработки древесины и для легкой обработки металла, сглаживания поверхности.

- Керамический оксид алюминия – один из новых видов абразивного материала. Доступен в средних грубых и очень грубых зернах. Показывает наибольшую производительность при обработке металлов. Так как материал является искусственно созданным, то он имеет более однородный размер зерна, за счет эффекта самозатачивания в работе находятся постоянно острые зерна, что снижает температуру резания и значительно продлевает срок службы шлифовальной шкурки, а также позволяет использовать ее максимально полно. Для различных условий применения производят зерна, имеющие различные уровни хрупкости.

- Карбид кремния – чаще всего используется на водостойкой основе. Лучше всего зарекомендовал себя при тонкой чистовой отделке древесины, пластика, стекла, цветных металлов, шлифовке лакокрасочных покрытий (особенно при ремонте кузовов автомобилей).

- Циркониевый корунд – смесь оксида циркония и корунда обеспечивает хорошее соотношение цена-производительность. Используется в высококачественных абразивных шкурках. Хорошо зарекомендовал

себя при обработке различных сталей, в том числе высоколегированных и нержавеющей. К недостаткам можно отнести то, что нужно создать достаточно высокое удельное давление для того чтобы сломать зерно и обновить острые кромки абразива.

3.2. Для изготовления шлифовальной шкурки применяют связующие различных типов и марок. Вид связки имеет определяющее значение для прочности и режимов работы абразивного инструмента. Задача связующего – удержание абразивного зерна на основе и отведение тепла с зерна в процессе работы. При этом прочность закрепления зерна в связующем должна превышать прочность абразивного зерна. Кроме того, от типа связующего в большой мере зависит жесткость или эластичность наждачной бумаги и ее водостойкость. В композиции связующего могут добавлять и специальные компоненты, придающие наждачной бумаге определенные свойства, как например, антистатические или антизасаливающие.

Некоторые типы синтетических связующих: фенолоформальдегидные и карбаминоформальдегидные смолы; на основе лака; на основе эпоксидных смол.

Из натуральных связующих наибольшее применение имеет мездровый клей. Наждачная бумага с его использованием не обладает водостойкими свойствами и не подходит для влажного шлифования.

По технологии нанесения абразива за основу принимают два метода: свободное размещение и электростатический метод. При электростатическом методе за счет создания электрического заряда в зерне абразива притягиваются положительным полюсом к основе и располагаются в строго ориентированном положении.

При изготовлении шлифовальной шкурки могут использоваться дополнительные присадки, обычно стеараты цинка или кальция, призванные уменьшить засаливание ленты, понизить температуру в зоне контакта и, тем самым, продлить срок службы. Также за счет присадок варьируется и ее цвет.

В лаборатории используется неводостойкая шлифовальная шкурка на бумажной основе.

Для того чтобы установить, какие абразивные материалы и в какой степени загрязняют аналитическую поверхность образцов стали при пробоподготовке, проведен следующий эксперимент.

Отобраны три стандартных образца состава стали с аттестованными значениями массовой доли алюминия и кальция в разных диапазонах: стандартный образец St 09-9 с массовой долей алюминия 0,055 % и кальция 0,0041 %, BS 3941 с массовой долей алюминия 0,002 % и кальция 0,0013 %, BS 56H с массовой долей алюминия 0,0009 % и кальция 0,0012 %. Поверхность каждого образца обработана тремя способами и проведен оптико-эмиссионный спектральный анализ на каждой аналитической поверхности в пяти точках для установления значения массовой доли алюминия и кальция и оценки разброса полученных результатов (см. таблицу).

Результаты экспериментов подготовки аналитической поверхности стандартных образцов тремя способами согласно ГОСТ 7565

Стандартный образец, аттестованное значение, %	Порядковый номер измерения	Фрезерование		Шлифовальная бумага		Шлифовальный круг	
		массовая доля, %					
		Al	Ca	Al	Ca	Al	Ca
St 09-9 Al=0,0550 Ca=0,0041	1	0,0586	0,0059	0,0602	0,0065	0,0769	0,0066
	2	0,0585	0,0053	0,0603	0,0067	0,0765	0,0069
	3	0,0586	0,0055	0,0604	0,0065	0,0700	0,0065
	4	0,0584	0,0058	0,0613	0,0064	0,0721	0,0064
	5	0,0584	0,0058	0,0613	0,0068	0,0721	0,0063
	Среднее значение	0,0585	0,0057	0,0607	0,0066	0,0735	0,0065
	Разброс значений	0,0002	0,0006	0,0011	0,0004	0,0069	0,0006
	Отклонение от аттестованного	0,0035	0,0016	0,0057	0,0025	0,0185	0,0106
BS3941 Al=0,0020 Ca=0,0013	1	0,0019	0,0019	0,0022	0,0019	0,0158	0,0023
	2	0,0017	0,0019	0,0021	0,0019	0,0153	0,0023
	3	0,0016	0,0018	0,0035	0,0021	0,0189	0,0021
	4	0,0017	0,0017	0,0018	0,0021	0,0071	0,0022
	5	0,0016	0,0019	0,0021	0,0020	0,0094	0,0024
	Среднее значение	0,0017	0,0018	0,0023	0,0020	0,0133	0,0023
	Разброс значений	0,0003	0,0002	0,0017	0,0002	0,0118	0,0003
	Отклонение от аттестованного	0,0003	0,0005	0,0004	0,0007	0,0113	0,0010

Продолжение таблицы							
BS56H Al=0,0009 Ca=0,0012	1	0,0006	0,0018	0,0016	0,0020	0,0330	0,0020
	2	0,0007	0,0020	0,0015	0,0020	0,0180	0,0020
	3	0,0006	0,0019	0,0012	0,0021	0,0710	0,0024
	4	0,0005	0,0017	0,0015	0,0024	0,0290	0,0021
	5	0,0006	0,0018	0,0014	0,0018	0,0320	0,0022
	Среднее значение	0,0006	0,0018	0,0014	0,0021	0,0366	0,0021
	Разброс значений	0,0002	0,0003	0,0004	0,0006	0,053	0,0004
	Отклонение от аттестованного	0,0003	0,0006	0,0005	0,0009	0,0357	0,0009

Из таблицы видно, что при обработке поверхности образцов шлифованием наблюдается загрязнение поверхности алюминием и кальцием.

Выводы

1. При шлифовании поверхности образцов с помощью абразивных кругов из белого корунда и шлифовальной бумаги неводостойкой зернистостью Р40 происходит загрязнение поверхности анализируемого образца алюминием и кальцием.

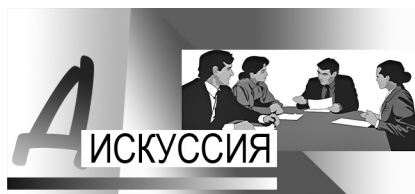
2. При определении массовой доли алюминия и кальция в стали для подготовки поверхности необходимо использовать метод фрезерования.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Смирнов Н. А.** Современные методы анализа и контроля продуктов производства. М.: Металлургия, 1985.
2. Аналитический контроль металлургического производства. / Ю. А. Карпов, Ф. А. Гимельфарб, А. П. Савостин, В. Д. Сальников. М.: Металлургия, 1995.
3. Шлифование металлов / Под ред. Л. М. Кожуро. Мн.: Дизайн ПРО, 2000.

REFERENCES

1. **Smirnov N.A.** *Sovremennye metody analiza i kontrolja produktov proizvodstva* [Modern methods of analysis and control of production products]. Moscow, Metallurgija Publ., 1985.
2. **Karpov Ju.A., Gimel'farb F.A., Savostin A.P., Sal'nikov V.D.** *Analiticheskij kontrol' metallurgicheskogo proizvodstva* [Analytical control of metallurgical production]. Moscow, Metallurgija Publ., 1995.
3. *Shlifovanie metallov* [Metal grinding]. Minsk, Dizajn PRO Publ., 2000.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-117-120>
УДК 075.4

Поступила 10.08.2020
Received 10.08.2020

СИЛЫ ПРОСТРАНСТВА

В. Ю. СТЕЦЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43

Мы живем в неинерциальном мире. В неинерциальных системах не работают классические законы механики и постулаты специальной теории относительности. Для работы законов механики нужно учитывать силы инерции. Их следует считать реальными силами пространства. Оно материально и обладает свойствами поля. Показано, что механизм действия пространства на элементы (тела) системы аналогичен механизму действия магнитного поля на свободные электроны проводника в этом поле. Предложены три закона динамики поступательного движения для неинерциальной системы. С помощью сил пространства можно объяснить реактивное движение, невесомость, действие торнадо, модифицирующее действие встряхивания или вибрации металлического расплава на микроструктуру отливки при ее затвердевании. Показано, что силы тяготения и пространства не эквивалентны.

Ключевые слова. Инерциальная система, неинерциальная система, пространство, силы инерции, элементы системы.

Для цитирования. Стеценко, В. Ю. Силы пространства / В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 117-120. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-117-120>

FORCES OF SPACE

V. Yu. STETSENKO, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

We live in a non-inertial world. In non-inertial systems, the classical laws of mechanics and the postulates of the special theory of relativity do not work. To work the laws of mechanics, you need to take into account the forces of inertia. They should be considered the real forces of space. It has the material and field properties. It is shown that mechanism of action of space on elements (bodies) of system is similar to mechanism of action of magnetic field on free electrons of conductor in this field. Three laws of translation dynamics for a non-inertial system have been proposed. With the help of space forces it is possible to explain reactive motion, weightlessness, tornado action, modifying effect of shaking or vibration of metal melt on microstructure of casting when it is solidified. It is shown that the forces of gravity and space are not equivalent.

Keywords. Inertial system, non-inertial system, space, inertia forces, system elements.

For citation. Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Forces of space. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 117-120. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-117-120>

Известно, что законы Ньютона справедливы только для материальных точек в инерциальных системах, которые покоятся либо движутся прямолинейно с постоянной скоростью [1]. Материальная точка – это физическая модель тела, размерами которого можно пренебречь, т. е. понятие абстрактное. В инерциальной системе материальная точка свободна от внешних воздействий [1].

Система, которая движется с переменной скоростью, является неинерциальной. В такой системе не действуют законы Ньютона; законы сохранения импульса, энергии и момента импульса; постулаты специальной теории относительности [1].

Планета Земля – неинерциальная система, так как она вращается вокруг собственной оси и движется по эллиптической орбите вокруг Солнца с переменной скоростью. Кроме того, любое тело, движущееся ускоренно или замедленно, является неинерциальной системой для его атомов или молекул. Если их считать материальными точками, то заменять тело на одну фиктивную точку будет некорректно. Атомы и молекулы также являются неинерциальными системами, так как движутся с переменными скоростями. Поэтому определение свойств и законов движения неинерциальных систем и их элементов является актуальной физической задачей.

Известно, что классические законы динамики можно применять к материальным точкам неинерциальной системы, если дополнительно ввести фиктивные внешние силы – силы инерции [1]. При поступательном ускоренном движении системы сила инерции, действующая на материальную точку, направлена против ускорения системы и определяется следующей формулой [1]:

$$\vec{F}_{\text{ин}} = -m\vec{a}, \quad (1)$$

где m – масса материальной точки; $\vec{a}$ – ускорение системы.

Если система вращается, то на относительно покоящуюся материальную точку будет действовать центробежная инерциальная сила, а на движущуюся – кориолисова сила инерции [1].

Для системы и ее элементов силы инерции являются внешними силами, поэтому следует полагать, что они являются силами пространства. Его необходимо считать материальным. Тогда можно предложить три закона динамики поступательного движения для неинерциальной системы.

Первый закон. Если система действует на пространство, то оно действует на элементы системы.

Второй закон. Сила пространства, действующая на элементы системы, пропорциональна массе элемента и ускорению системы и направлена против ее движения. Этот закон можно выразить следующим уравнением:

$$\vec{F}_{\text{пр}} = -m_3\vec{a}, \quad (2)$$

где m_3 – масса элемента системы.

Третий закон. С какой силой элементы системы действуют на пространство, с такой силой, но противоположной по направлению, пространство действует на систему.

Этот закон объясняет реактивное движение (рис. 1). Газы, исходящие из ракеты, действуют на пространство, а оно действует на ракету. Объяснить реактивное движение с помощью закона сохранения импульса нельзя, так как ракета и ее элементы (газы) движутся с ускорениями. Эта система является неинерциальной. В такой системе не действует и «парадокс близнецов», который является следствием специальной теории относительности. С помощью силы пространства можно объяснить такое явление, как невесомость (рис. 2). Она возникает, когда система движется к Земле с ускорением, равным ускорению свободного падения. В этом случае уравновешиваются силы пространства и тяжести, действующие на элементы системы (тела в ракете). Это и есть состояние невесомости, при котором тело не действует на подвес или опору, теряет массу.

Используя аналогию «силы инерции – силы пространства», следует полагать, что при вращении системы на ее элементы будут действовать центробежная сила пространства ($\vec{F}_{\text{цп}}$) и кориолисова сила пространства ($\vec{F}_{\text{кп}}$). Тогда основной закон динамики для элемента неинерциальной системы можно выразить следующим уравнением:

$$m_3\vec{a}_3 = \vec{F}_{\text{пп}} + \vec{F}_{\text{цп}} + \vec{F}_{\text{кп}} + \vec{F}, \quad (3)$$

где $\vec{a}_3$ – ускорение элемента системы; $\vec{F}_{\text{пп}}$ – сила пространства поступательного движения системы; $\vec{F}$ – результирующая сил, действующая на элемент системы, кроме сил пространства.

Уравнение (3) описывает движение тел на планете Земля. Если элементы системы будут вращаться вокруг оси, то сила пространства будет действовать на всю систему вдоль оси в направлении



Рис. 1. Реактивное движение



Рис. 2. Невесомость

меньшего статического давления. Этот механизм реализуется в торнадо, когда сила пространства создает подъемную силу воздушной вихревой системы (рис. 3). В результате в воздух поднимаются даже автомобили (рис. 4).



Рис. 3. Торнадо



Рис. 4. Подъемная сила торнадо

Пространство действует на вещественную материю, поэтому оно материально. Следует полагать, что пространство состоит из элементарных квантов. Из них состоит вся вещественная материя. Пространство обладает свойством поля. При переменном движении системы в пространстве создается переменное поле, которое вызывает пространственные движущие силы, действующие на элементы системы. Здесь можно провести аналогию с проводником в магнитном поле. Пока проводник покоится в нем, не создается ЭДС и ток отсутствует, так как магнитное поле не действует. Но стоит проводнику начать двигаться с переменной скоростью, как образуется переменное магнитное поле. Оно вызывает ЭДС, которая действует на свободные электроны. В результате в проводнике течет электрический ток. Он представляет собой направленное движение свободных электронов – элементов проводника.

Силы пространства и гравитации не эквивалентны. Действуя на одно и то же тело (элемент системы), силы пространства и гравитации направлены в противоположные стороны, как в случае невесомости. Кроме того, механизмы действия сил пространства и силы тяготения совершенно различны. Примером служат центробежная сила пространства и кариолисова сила пространства. Это можно объяснить тем, что гравитационное поле, действующее на тела, стационарное, и больше походит на электростатическое. Поле пространства, действующее на элементы системы, не стационарное, и больше похоже на магнитное.

Гравитационное поле неоднородное. Ускорения тел в этом поле зависят от расстояния до центра гравитационного притяжения. Поле пространства однородно, так как все элементы системы движутся в этом поле с одинаковым ускорением независимо от положения в системе. Кроме того, силы пространства действуют и вне гравитационного поля, как в случае реактивного движения. Гравитационное поле создается массивными вещественными телами, а поле пространства – квантами пространства. Все эти сравнения говорят о том, что динамические эффекты тяготения, действующие на тела, и ускорения системы, действующие на ее элементы, не тождественны.

С помощью сил пространства можно объяснить модифицирующее действие встряхивания, вибрации и перемешивания металлического расплава на микроструктуру отливки при ее затвердевании. Расплав в основном состоит из нанокристаллов, отделенных друг от друга атомным газом [2–4]. При встряхивании, вибрации, перемешивании системы, состоящей из нанокристаллов, на них действуют силы пространства. Они соединяют нанокристаллы в центры кристаллизации. В результате существенно возрастает их концентрация в расплаве, что приводит к модифицированию микроструктуры отливки при ее затвердевании.

Таким образом, силы пространства являются реальными силами, действующими на элементы неинерциальной системы или на саму систему.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трофимова Т.И. Курс физики. М.: Академия, 2007. 560 с.
2. Стеценко В.Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 33–35.
3. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Научная проблема металлических расплавов. Пути решения // Металлургия машиностроения. 2018. № 5. С. 7–9.
4. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Структура металлического расплава // Металлургия машиностроения. 2020. № 3. С. 15–16.

REFERENCES

1. Trofimova T.I. *Kurs fiziki* [Physics Course]. Moscow, Akademiya Publ., 2007, 560 p.
2. Stetsenko V. Yu. Klasteri v zhidkih metallah – stabil'nye nanokristally [Clusters in liquid metals – stable nanocrystals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 33–35.
3. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Nauchnaya problema metallicheskih rasplavov. Puti resheniya [The scientific problem of metal melts. Solution Paths]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2018, no. 5, pp. 7–9.
4. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. Struktura metallichesкого расплава [Metal melt structure]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2020, no. 3, pp. 15–16.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-121-124>
УДК 621.762.04

Поступила 15.06.2020
Received 15.06.2020

АМБИЦИОЗНЫЕ ПЛАНЫ СТРОИТЕЛЬСТВА СОВРЕМЕННОГО ВЫСОКОЭФФЕКТИВНОГО ЛИТЕЙНОГО ЗАВОДА

*В. М. ГАЦУРО, ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29.
E-mail: v.gazuro@mail.ru*

CONSTRUCTION OF A MODERN HIGH-PERFORMANCE FOUNDRY

*V. M. GATSURO, OJSC «Minsk Tractor Plant», Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str.,
E-mail: v.gazuro@mail.ru*

Литейное дело является одним из древнейших ремесел, которыми овладел человек на заре цивилизации и в какой-то степени оно стало краеугольным камнем фундамента современного промышленного производства. Сегодня литейное производство – основная заготовительная база машиностроения, ни одна машина, станок и механизм не производятся без использования литых заготовок. Современное литейное производство выпускает отливки практически любой конфигурации, массой от нескольких граммов до нескольких сотен тонн, из тысяч марок черных и цветных сплавов с широчайшим спектром заданных физико-механических, теплофизических, химических и эксплуатационных характеристик.

В литейном производстве используется огромное количество различных технологических процессов (значительно большее, чем в любых других смежных производствах): процессы плавки металлов и заливки литейных форм, подготовки исходных материалов и смесеприготовления, изготовления литейных форм и стержней, финишной обработки отливок, регенерации формовочных и стержневых смесей и рециклинга металлоотходов и т. д.

В период формирования машиностроительного комплекса Советского Союза Белоруссия была спланирована как большой сборочный конвейер с высокоразвитым заготовительным, в том числе литейным производством. Суммарная производственная мощность более чем 100 литейных участков, цехов и заводов республики превышала 1 млн. т отливок в год, производилось более 700 тыс. т (~75 %) чугуна, около 200 тыс. т (~19 %) стального и более 70 тыс. т (~6 %) цветного литья. По такому всемирно признанному показателю как количество отливок на душу населения Республика Беларусь устойчиво занимала одно из первых мест в мире. Так, в 1985 г. было произведено более 100 кг отливок на одного человека, что соответствовало третьему месту в мировом рейтинге того времени. И хотя в настоящее время производство отливок у нас снизилось почти вдвое, Беларусь и сегодня входит в шестерку европейских лидеров по этому показателю, немного уступая Германии, но превосходя Италию и Францию.

Статистические данные показывают, что за последние 8–10 лет объемы производства отливок в таких странах, как ФРГ, Франция, Швеция, Великобритания, сократились на 20–30 % в основном за счет перемещения их выпуска в восточно-европейские страны – Чехию, Словакию, Польшу, Словению, Болгарию и некоторые другие. Эта тенденция создает для нашего литейного производства уникальную возможность значительно увеличить объемы зарубежных заказов. На начальном этапе своего экономического развития именно по такому пути пошли современные индустриальные гиганты, такие, как Япония, Южная Корея, Германия. Так, например, в середине 70-х годов Япония, не имея собственных природных ресурсов, занимала 3-е место в мире по выплавке стали. Сегодня же, накопив экономический потенциал, эта страна, как и многие высокоразвитые страны, переносит выпуск металлургической продукции в другие страны, в частности, Китай, Таиланд, Бразилию и восточные регионы России.

Беларусь должна использовать потенциал собственного литейного производства и свое географическое положение в целях максимального привлечения потребителей литья и инвесторов, которые заинтересованы не только в более дешевой рабочей силе и сравнительно небольших расходах на транспортировку литья, но и в возможности изготовления отливок, отвечающих всем требованиям международных стандартов.

Рассматривая структуру производства и выпуск литья по видам сплавов в Республике Беларусь, следует отметить, что сегодня основной выпуск чугунного литья сосредоточен на пяти заводах (ОАО «МТЗ», ОАО «МАЗ», ОАО «Гомельский литейный завод «ЦЕНТРОЛИТ», ОАО «Гомельский завод литья и нормалей»), а на всех остальных заводах выпускается не более 26–28 % чугунных отливок. Производство стального литья сосредоточено на ОАО «МТЗ», ОАО «МАЗ», ОАО «БелАЗ» и УП «Универсал-Лит», что составляет около 90 % от общего объема. При этом технологии и оборудование, применяемые в литейном производстве на большинстве белорусских машиностроительных предприятий, значительно уступают зарубежным конкурентам по производительности, удельным затратам ресурсов на единицу изделия, особенно по энергоемкости. На многих предприятиях отмечается высокий физический и моральный износ основных фондов. Значительное количество (более 50 %) чугунных и стальных отливок по-прежнему производится на механизированных литейных конвейерах, оснащенных устаревшими формовочными машинами, с применением большой доли тяжелого монотонного ручного труда, а плавка – в агрегатах, отслуживших по 40 лет и более.

Для повышения эффективности производства и качества отливок сегодня требуется широко-масштабное внедрение новых технологий и оборудования: замена устаревшей технологии производства стержней тепловой сушкой и в нагреваемой оснастке на современные малотоксичные экономичные способы изготовления стержней из холоднотвердеющих смесей с продувкой газообразными отвердителями (ашланд-процесс); освоение на формовочных участках производства малых серий средних и крупных отливок No-bake-технологий – изготовления форм по фуран- и альфасет-процессам; в массовом производстве – внедрения высокопроизводительных автоматических линий, обеспечивающих изготовление форм из высокопрочных песчано-глинистых смесей за счет применения современных комбинированных методов уплотнения (сейатсу-процесс, пескодупно-прессовый метод, импульсно-прессовая формовка и т. п.); масштабная замена оборудования для финишной обработки отливок.

К сожалению, среднегодовые показатели обновления фондов на белорусских промышленных предприятиях крайне невелики (около 2–3 %). Основные фонды многих предприятий безнадежно устарели, если не физически, то морально. Приток прямых инвестиций и технологий в Беларусь и кооперация с развитыми странами находятся на низком уровне, а внутренние источники развития (собственные средства предприятий, помощь госбюджета, льготные кредиты) крайне недостаточны. Косвенным признаком серьезных технологических и организационных проблем в отечественном литейном производстве является почти 2-кратное отставание по показателю выработки – выпуск отливок на одного работающего в отрасли, в Германии этот показатель составляет в среднем около 130 т на человека, а в Беларуси – в пределах 70–75.

Сегодня главными проблемами в области литейного производства Республики Беларусь, требующими незамедлительного решения, являются следующие: экология; высокая энергоемкость; низкая загруженность литейных цехов; недостаток квалифицированных кадров; износ основных фондов производства.

В настоящее время мощности республиканских литейных цехов почти вдвое превышают потребности отечественной промышленности. Было бы большим расточительством для нашего государства не использовать возможности литейного производства для освоения внешней кооперации и наращивания экспорта. Традиционно основные позиции белорусского экспорта относятся к категории материало- и энергоемкой продукции. Ее производство требует значительных объемов импорта сырья и энергоносителей, главным образом из России, цены на которые постоянно растут. Данное обстоятельство могло бы быть компенсировано использованием новых эффективных технологий и современного высокопроизводительного оборудования.

Преодолевая техническое отставание в отрасли, особое внимание следует уделить внедрению цифровых и аддитивных технологий, которые позволяют многократно снизить финансовые, трудовые и временные затраты на освоение новой продукции, поиск причин брака и совершенствование литейной технологии. Важное значение имеет также:

- активное и грамотное применение компьютерного моделирования литейных процессов, позволяющее на стадии проектирования проанализировать вероятность возникновения дефектов и оптимизировать технологию изготовления и конструкцию отливки;
- применение современных технологий оцифровки поверхностей и 3d-печати при прототипировании и изготовлении пилотных образцов отливок;
- разработка новых методов литья и технологий, обеспечивающих стабильность и высокое качество отливок как в мелкосерийном, так и в массовом производствах;
- разработка новых материалов и сплавов с «пакетом» уникальных характеристик, расширяющих область применения литых деталей.

Внедрение новых информационных технологий, применение сквозного компьютерного проектирования литейного оборудования и технологий получения литой заготовки дает возможность уже на проектной стадии выполнять сложные оптимизационные оценки множества возможных технологических решений, прогнозировать механические и эксплуатационные свойства деталей, прогнозировать появление дефектов и корректировать их конструкцию. Практика ОАО «МТЗ» показала эффективность применения конструкторами средств автоматизированного проектирования, значительное ускорение процесса выпуска конструкторской и технической документации, заметное снижение затрат на стадии подготовки производства и повышение качества литых изделий.

В последнее время в средствах массовой информации появились сообщения о планах по выносу литейного производства ОАО «МТЗ» за пределы белорусской столицы. И это действительно важнейшая задача, которая поставлена перед техническими службами завода.

Литейное производство ОАО «Минский тракторный завод» в настоящее время имеет высокий износ оборудования, зданий и сооружений. При выпуске литейной продукции на многих переделах применяются устаревшие технологии, не позволяющие удовлетворить возрастающие требования механических цехов, оснащенных современными обрабатывающими центрами, по стабильности механических свойств отливок, размерной точности и отсутствию литейных дефектов. Ограниченные возможности по выплавке высоких марок чугуна, СЧ28 – СЧ 30 сдерживают конструкторские службы в разработке новых, более мощных и эффективных моделей тракторов. Немаловажное значение имеет и неблагоприятное воздействие на экологическую ситуацию мощного действующего литейного производства, расположенного практически в центре города.

Учитывая эти обстоятельства, важнейшим и первоочередным направлением технического перевооружения литейного производства ОАО «МТЗ» является вынос литейных цехов за черту города Минска



Современный производственный корпус блока литейных цехов
(фотография носит иллюстративный характер)

со строительством современного высокотехнологичного литейного производства, отвечающего самым высоким мировым стандартам (см. фото). При организации нового производства планируется использовать современное энергоэффективное плавильное, формовочное, стержневое, обрубное, зачистное и термическое оборудование с учетом минимизации влияния человеческого фактора на всех этапах изготовления отливок, с максимальной степенью автоматизации и автоматического пооперационного контроля, с применением наиболее прогрессивных литейных технологий и материалов. Цель проекта – обеспечить высокую производительность и качество продукции, эффективность и экологичность производства и минимальный срок окупаемости строительства.

С учетом растущих потребностей отечественного машиностроения и внешнего рынка и с целью максимально-эффективного использования мощностей строительство нового современного литейного производства должно обеспечить ежегодное изготовление не менее 200 тыс.т годного литья по чугуны и не менее 100 тыс.т годного стального литья. Создаваемые мощности должны покрывать потребности не только ОАО «МТЗ», но и в значительной степени других промышленных предприятий Республики Беларусь.

Основным преимуществом нового современного литейного завода должна стать технологическая гибкость, возможность изготовления любого вида литья в едином технологическом потоке, что позволит с высоким качеством изготавливать и небольшие партии отливок, и массовое литье.

Коренные преобразования в технике и технологии, мобилизация всех, не только технических, но и организационных, экономических и социальных факторов создадут предпосылки для значительного повышения производительности труда и качества продукции при сокращении непроизводительных затрат и снижении ее себестоимости.

Строительство современного высокотехнологичного производства будет иметь также важный социальный эффект, заключающийся в создании более благоприятных условий труда, стимулировании творческих сил работников и всестороннего развития личности, сокращении тяжелого физического труда, повышении материального и культурного уровня жизни работников.

При проектировании и строительстве нового литейного производства будут учтены жесткие экологические требования к защите окружающей среды, предусмотрены внедрение ресурсосберегающих, малоотходных и безотходных технологий, надежные и эффективные меры предупреждения и устранения загрязнения вредными веществами атмосферы и водного бассейна, глубокая переработка, утилизация и обезвреживание твердых отходов производства.

Как следствие, перечисленные мероприятия позволят, несмотря на увеличение объемов производства, снизить общее количество выбросов загрязняющих веществ в окружающую среду по отношению к существующему ныне производству. По региону, где будет расположено строительство нового литейного завода, появится возможность в трудоустройстве на новые рабочие места около 1,5 тыс. местных жителей.

Высокое качество и конкурентные цены выпускаемой продукции позволят новому литейному заводу выйти на запланированные объемы выпуска и реализации продукции, обеспечив заданные сроки окупаемости инвестиционного проекта.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-125-139>
УДК 621.74; 669

Поступила 29.07.2020
Received 29.07.2020

ЭКСПОРТНЫЕ ПОСТАВКИ НЕКОТОРЫХ ВИДОВ ПРОДУКЦИИ ЛИТЕЙНОЙ И МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ В СТРАНЫ ЕВРОПЕЙСКОГО СОЮЗА С 2010 ПО 2019 ГОДЫ

Ю. А. НИКОЛАЙЧИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, пр. Независимости, 65. E-mail: yuni@bntu.by

В. Е. СОБОЛЕВ, Ассоциация литейщиков и металлургов Беларуси, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: sobolev-alimrb@tut.by

Одним из основных торговых партнеров Беларуси, России и Украины являются страны Европейского Союза. В настоящей статье анализируется уровень экспортных поставок из этих и некоторых других стран в ЕС за 10 лет (2010–2019 гг.) изделий литейного и металлургического производства в соответствии с принятой товарной номенклатурой внешнеэкономической деятельности по группе 72 «Черная металлургия». Данные взяты из официальных статистических отчетов Европейского Союза.

В первой части статьи дается информация по экспорту из Беларуси, России и Украины изделий по конкретным товарным позициям 7201–7218, 7224, 7228 группы 72, с указанием трех крупнейших стран – экспортеров в ЕС по данным позициям и общему мировому экспорту в ЕС. В группе 72 отобрано 20 позиций, где роль Беларуси, России и Украины более весома.

Во второй части даются данные по экспорту в ЕС Беларуси, России и Украины и 11 других стран мира по группе 72 «Черная металлургия» в целом за 2010–2019 годы с отражением этой полной информации в графической форме. Сделан краткий анализ тенденций развития поставок, приведены некоторые выводы по экспорту в ЕС по отдельным товарным позициям и группе 72 в целом.

EXPORT OF SOME FOUNDRY AND METALLURGICAL PRODUCTS TO THE EUROPEAN UNION IN 2010–2019

YU. NIKOLAICHIK, Belarusian National Technical University, Minsk, 65, Nezavisimosti Ave.

E-mail: yuni@bntu.by

V. SOBOLEV, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk, 24, Kolasa Str.

E-mail: sobolev-alimrb@tut.by

The European Union is one of the main trade partners of Belarus, Russia and Ukraine. This article analyzes the level of export deliveries from these countries and some other countries to the EU over 10 years (2010–2019) of foundry and metallurgical products in accordance with the Harmonized Commodity Description and Coding System (HS Nomenclature) for group 72 «Iron and steel». Data is taken from official statistical reports of the European Union.

The first part of the article provides information on exports from Belarus, Russia and Ukraine of products by commodity items 7201–7218, 7224, 7228 of group 72, with the list of the three largest exporting countries to the EU by these item and total world exports to the EU. There are 29 commodity items in the group 72, and 20 items have been selected where the role of Belarus, Russia and Ukraine is more significant. If you take all the 29 items, the article is very cumbersome.

The second part provides data on exports to the EU from Belarus, Russia and Ukraine and 11 other countries in whole group 72 «Iron and Steel» for 2010–2019 according to HS Nomenclature. A brief analysis of supply trends is made, and some conclusions on exports to the EU of the selected commodity items and group 72 as a whole are presented.

Введение

Крупным мировым потребителем и вместе с тем производителем изделий литейной и металлургической промышленности является Европейский Союз – объединение 28 стран с населением свыше 510 млн. человек (Австрия, Бельгия, Болгария, Великобритания, Венгрия, Греция, Дания, Германия, Ирландия, Испания, Италия, Кипр, Латвия, Литва, Люксембург, Мальта, Нидерланды, Польша, Португалия, Румыния, Словакия, Словения, Финляндия, Франция, Хорватия, Чехия, Швеция, Эстония).

Европейский Союз является одним из основных партнеров Беларуси, России и Украины. Экспортные поставки в ЕС свидетельствуют о высоком качестве и конкурентоспособности изделий в связи с высокими требованиями, жесткими техническими стандартами и специфическими техническими условиями контрольных органов ЕС.

В первой части статьи (таблицы 1–20) на основании официальных статистических данных Европейского Союза дается информация по объёму экспорта некоторых видов продукции литейной и металлургической промышленности по международной товарной номенклатуре – раздел XV, группа «Черная металлургия», позиции 7201, 7202, 7203, 7204, 7205, 7206, 7207, 7208, 7209, 7210, 7211, 7212, 7213, 7214, 7215, 7216, 7217, 7218, 7224, 7228 из Беларуси, России и Украины в страны ЕС в тысячах евро с 2010 по 2019 годы, а также общий мировой стоимостной объем поставок в ЕС по указанным позициям. По каждой вышеуказанной товарной позиции за период с 2010 по 2019 год дается список трех крупнейших стран-экспортеров мира (по стоимости экспорта) в ЕС.

Во второй части приведены данные по экспорту в ЕС Беларуси, России и Украины и 11 другим странам мира по группе 72 «Черная металлургия» в целом за 2010–2019 годы с отражением этой информации в графической форме. Сделан краткий анализ тенденций развития поставок, приведены некоторые выводы по экспорту в ЕС по группе 72 в целом и конкретным товарным позициям 7201–7218, 7224, 7228.

I. ЭКСПОРТ ИЗ БЕЛАРУСИ, РОССИИ И УКРАИНЫ В СТРАНЫ ЕС по товарным позициям в 2010–2019 гг.

1. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7201 – чугуны переплавочные и зеркальные в чушках, болванках или прочих первичных формах

Товарная позиция 7201 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Россия	435 154	553 693	447 721	376 534	368 527	408 855	284 936	294 197	509 376	387 404
Украина	147 636	300 118	203 992	291 364	299 334	208 242	168 970	251 978	187 901	186 090
Мировой импорт в ЕС	803 026	1130 715	929 158	883 874	961 173	875 575	625 967	867 668	996 666	875 977
Три основных страны-экспортера в ЕС	Россия Украина Ю. Африка	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Бразилия Украина	Россия Украина Бразилия

2. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7202 – ферросплавы

Товарная позиция 7202 – ферросплавы (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	2	-	-	-	279	-	-	8	2	-
Россия	512 063	450 511	523 742	357 100	115 091	149 846	135 480	212 326	137 444	121 293
Украина	503 737	464 399	397 766	281 237	246 315	327 260	287 604	502 575	544 004	377 932
Мировой импорт в ЕС	5541 609	6064 495	5341 496	4482 963	4368 174	4211 803	3263 844	4325 224	4431 554	3890 702
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Ю. Африка Норвегия Россия	Ю. Африка Норвегия Бразилия	Ю. Африка Норвегия Бразилия	Ю. Африка Норвегия Россия	Ю. Африка Бразилия Норвегия	Ю. Африка Бразилия Норвегия	Ю. Африка Бразилия Норвегия	Ю. Африка Норвегия Бразилия	Норвегия Ю. Африка Бразилия	Бразилия Норвегия Ю. Африка

3. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7203 – продукты прямого восстановления железной руды и прочее губчатое железо в кусках, окатышах или аналогичных формах.

Товарная позиция 7203 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Россия	201 791	267 071	332 441	265 496	213 131	247 023	234 141	339 993	471 009	442 161
Украина	-	-	3018	-	-	1687	-	-	-	-

Товарная позиция 7203 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Мировой импорт в ЕС	401 931	588 077	545 172	538 906	467 634	542 219	334 725	677 909	743 954	711 575
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Россия Тринидад Ливия	Россия Тринидад Венесуэла	Россия Венесуэла Тринидад	Россия Венесуэла Тринидад	Россия Тринидад Ливия	Россия Венесуэла Тринидад	Россия Венесуэла Тринидад	Россия Венесуэла США	Россия США Венесуэла	Россия США Венесуэла

4. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7204 – отходы и лом черных металлов; слитки черных металлов для переплавки (шихтовые слитки).

Товарная позиция 7204 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	3 438	5 015	4 594	8 492	7 620	4 033	2 250	3 551	3 207	3 966
Россия	569 173	516 910	521 690	353 613	445 732	352 274	245 105	235 786	270 132	230 885
Украина	49 744	27 380	17 890	20 205	9 430	1 687	-	7 060	8 506	4 116
Мировой экспорт ЕС	2030 930	2130 412	1739 461	1342 306	1388 042	1141 429	879 847	1159 178	1226 472	1071 952
Три главных страны-экспортера в ЕС	Россия Швейцария США	Россия США Швейцария	Россия Швейцария США	Россия Швейцария США	Россия Швейцария США	Россия Швейцария Турция	Россия Швейцария Турция	Россия Швейцария Норвегия	Россия Швейцария Норвегия	Россия Швейцария Норвегия

5. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7205 – гранулы и порошки из переделного и зеркального чугуна, черных металлов.

Товарная позиция 7205 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	2 113	3 428	3 880	3 623	2 536	2 460	2 264	2 269	2 862	3 010
Россия	1 509	2 794	2 151	2 627	3 086	4 752	4 387	5 855	7 507	5 676
Украина	9 476	8 122	7 965	7 516	5 309	3 699	3 623	4 910	6 860	7 629
Мировой экспорт в ЕС	181 424	194 347	186 469	185 371	179 323	211 837	187 080	203 934	220 364	193 789
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	США Канада Китай	США Канада Китай	США Канада Китай	США Канада Китай	США Канада Япония	США Китай Канада	США Канада Китай	США Канада Китай	США Китай Канада	США Канада Китай

6. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7206 – железо и легированная сталь в слитках или прочих первичных формах (кроме железа товарной позиции 7203)

Товарная позиция 7206 (поставки в ЕС в тыс. евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	2 152	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Россия	35 779	89 528	23 368	14 513	23 318	21 713	18 565	21 444	15 294	15 811
Украина	4 197	2 810	3 693	3 114	3 614	2 319	11 982	1 381	7 453	1 593
Мировой экспорт в ЕС	80 467	171 993	145 026	83 405	124 517	111 684	78 478	76 189	84 599	70 417
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Россия Норвегия Украина	Россия Норвегия Китай	Китай Норвегия Россия	Китай Норвегия Россия	Сербия Россия Китай	Россия Китай Сербия	Россия Китай Норвегия	Россия Норвегия Китай	Россия Норвегия Китай	Норвегия Россия Китай

7. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7207 – полуфабрикаты из железа или легированной стали

Товарная позиция 7207 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	106 073	144 559	45 863	48 629	28 699	26 693	67	4 134	151	5 650
Россия	1324 316	1587 176	1146 502	974 595	1067 354	1059 182	1042 243	1463 451	1 884 703	1 709 184
Украина	1312 959	1703 558	1378 150	1526 815	1268 828	815 039	827 708	1021 706	1 385 687	1 351 892
Мировой экспорт в ЕС	3036 648	4277 851	3258 702	2900 293	2734 430	2592 310	2590 172	3373 107	4 369 653	3 837 446

Товарная позиция 7207 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Россия Украина Беларусь	Украина Россия Бразилия	Украина Россия Бразилия	Украина Россия Швейцария	Украина Россия Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия	Россия Украина Бразилия

8. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7208 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной 600 мм или более, горячекатаный, неплакированный, без гальванического или другого покрытия

Товарная позиция 7208 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	-	18	1 339	6 299	4 985	2 515	1 993	2 805	59	-
Россия	613 193	621 950	719 966	659 927	658 681	739 117	772 921	485 122	959 487	749 051
Украина	677 798	1 057 307	664 347	672 703	727 219	668 345	738 074	697 613	532 499	499 117
Мировой экспорт в ЕС	3446 908	4774 354	2817 232	2769 820	2965 701	3675 761	3820 384	4586 553	5622 304	4645 711
Три ведущих страны-экспортеры в ЕС	Китай Украина Россия	Украина Россия Китай	Россия Украина Китай	Украина Россия Китай	Украина Россия Китай	Россия Китай Украина	Россия Украина Китай	Турция Индия Украина	Турция Россия Индия	Турция Россия Украина

9. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7209 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной 600 мм и более, холоднокатаный, неплакированный, без гальванического или другого покрытия

Товарная позиция 7209 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	-	19	44	191	2	70	473	7	279	22
Россия	246 057	205 606	229 931	327 116	309 267	348 491	57 673	11 342	4 077	957
Украина	71 764	129 795	72 403	76 064	73 628	90 706	88 387	152 053	199 954	136 399
Мировой экспорт в ЕС	653 235	1 107 545	671 507	904 342	901 810	1 178 399	815 771	1 354 631	1 380 532	1 228 408
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Россия Украина Китай	Украина Россия Китай	Китай Россия Украина	Китай Россия Китай	Китай Россия Украина	Китай Россия Индия	Индия Ю. Корея Украина	Индия Ю. Корея Украина	Индия Ю. Корея Украина	Ю. Корея Индия Турция

10. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7210 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной 600 мм и более, плакированный, с гальваническим или другим покрытием

Товарная позиция 7210 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	111	-	34	73	432	481	635	3 507	3 251	1 344
Россия	35 818	24 556	7 710	15 325	8 862	32 007	20 042	125 545	228 092	221 934
Украина	1 344	1 752	891	772	218	1 297	5 538	33 892	69 216	66 736
Мировой экспорт в ЕС	2344 160	3320 776	2272 051	2160 75 0	2409 331	2461 646	2923 395	4358 345	4750 096	4173 176
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Ю. Корея Индия Тайвань	Ю. Корея Индия Тайвань	Ю. Корея Индия Тайвань	Ю. Корея Индия Тайвань	Ю. Корея Индия Тайвань	Тайвань Китай Ю. Корея	Тайвань Китай Ю. Корея	Китай Ю. Корея Индия	Китай Ю. Корея Тайвань	Китай Ю. Корея Турция

11. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7211 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной менее 600 мм, неплакированный, без гальванического или другого покрытия

Товарная позиция 7211 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	585	1 297	2 709	2 396	2 149	2 931	679	9	-	29
Россия	68 366	75 745	60 352	52 263	63 503	63 289	25 651	5 494	16 398	11 050
Украина	4 522	8 349	10 941	1 849	558	464	446	374	1 135	882

Товарная позиция 7211 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Мировой экспорт в ЕС	168 979	229 473	184 947	150 177	160 915	156 058	122 875	121 711	148 475	111 121
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Россия Швейцария Норвегия	Россия Швейцария Индия	Россия Швейцария Украина	Россия Швейцария Норвегия	Россия Швейцария Турция	Россия Швейцария Ю. Корея	Швейцария Россия Ю. Корея	Швейцария Турция Ю. Корея	Швейцария Турция Ю. Корея	Швейцария Турция Ю. Корея

1 2 . ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7212 – прокат плоский из железа или нелегированной стали шириной менее 600 мм, лакированный, с гальваническим или другим покрытием

Товарная позиция 7212 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	9	17	13	6	68	194	50	95	3	5
Россия	6 622	4 642	4 652	5 868	4 345	7 452	6 946	18 104	10 214	12 813
Украина	10	1	35	22	1	17	1	93	17	1 802
Мировой экспорт в ЕС	151 992	157 666	145 161	148 349	148 226	145 780	141 894	180 503	170 284	158 206
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	США Япония Ю. Корея	США Япония Ю. Корея	США Япония Ю. Корея	США Ю. Корея Япония	США Ю. Корея Япония	США Япония Ю. Корея	США Япония Норвегия	США Япония Турция	США Япония Турция	США Турция Япония

1 3 . ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7213 – прутки горячекатаные в свободно смотанных бухтах из железа или нелегированной стали

Товарная позиция 7213 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	13 836	11 551	15 796	9 943	3 968	51 732	78 024	119 701	96 718	114 774
Россия	32 828	23 297	43 359	39 663	47 527	74 338	108 101	154 883	182 736	114 934
Украина	146 702	191 529	98 416	117 404	133 513	141 305	155 504	87 093	118 891	88 260
Мировой экспорт в ЕС	536 240	611 225	536 206	553 923	597 487	689 999	751 652	967 484	1 327 133	915 926
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Украина Швейцария Турция	Украина Швейцария Норвегия	Швейцария Украина Норвегия	Швейцария Украина Турция	Украина Швейцария Турция	Украина Швейцария Россия	Украина Швейцария Россия	Турция Россия Швейцария	Турция Россия Швейцария	Турция Россия Швейцария

1 4 . ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7214 – прутки из железа или нелегированной стали, без дальнейшей обработки, кромековки, горячей прокатки, горячего волочения или горячего экструдирования, включая прутки, скрученные после прокатки

Товарная позиция 7214 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	95 068	114 927	115 751	89 991	137 906	212 362	133 336	79 915	130 326	152 555
Россия	68 970	108 355	90 440	81 546	72 079	75 202	157 551	242 531	398 973	256 756
Украина	80 821	96 911	47 593	18 204	18 220	48 781	61 928	57 415	84 213	98 564
Мировой экспорт в ЕС	557 656	794 929	650 151	644 289	858 690	915 038	820 871	969 337	1 540 520	1 148 430
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Беларусь Швейцария Украина	Беларусь Швейцария Россия	Беларусь Норвегия Россия	Турция Норвегия Беларусь	Турция Беларусь Норвегия	Китай Беларусь Норвегия	Россия Турция Беларусь	Россия Турция Норвегия	Турция Россия Беларусь	Турция Россия Беларусь

1 5 . ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7215 – прутки прочие из железа или нелегированной стали

Товарная позиция 7215 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	668	2 560	2 104	792	429	96	15	28	997	1 570
Россия	120 056	163 315	121 545	100 560	100 918	77 852	61 773	57 337	65 192	47 716

Товарная позиция 7215 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Украина	7802	62 779	7007	3 105	4780	7919	4030	6 707	5 840	5 012
Мировой экспорт в ЕС	218 264	347 527	229 415	205 013	217 958	195 842	175 021	194 902	221 813	166 955
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Россия Швейцария Украина	Россия Швейцария Украина	Россия Швейцария Китай	Россия Швейцария Китай	Россия Швейцария Китай	Россия Швейцария Китай	Швейцария Россия Китай	Швейцария Россия Китай	Швейцария Россия Китай	Швейцария Россия Турция

1 6 . ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7216 – уголки, фасонные и специальные профили из железа или нелегированной стали

Товарная позиция 7216 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	5	-	34	19	59	221	145	27	39	172
Россия	1 344	3 463	4 803	7 395	5 774	14 485	22 237	17 333	25 590	17 286
Украина	6 879	13 894	29 347	31 922	37 880	52 404	46 413	43 066	56 798	44 783
Мировой экспорт в ЕС	180 705	238 867	217 241	263 369	330 984	309 721	345 883	310 284	446 204	420 151
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Турция Ю. Корея Швейцария	Турция Швейцария Ю. Корея	Турция Швейцария Ю. Корея	Турция Швейцария Ю. Корея	Турция Швейцария Ю. Корея	Турция Украина Швейцария	Турция Украина Швейцария	Турция Швейцария Украина	Турция Швейцария Украина	Турция Швейцария Украина

1 7 . ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7217 – проволока из железа или нелегированной стали

Товарная позиция 7217 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	81 386	88 717	90 152	113 539	124 085	87 954	92 863	124 872	139 634	118 747
Россия	43 900	39 374	40 349	42 399	46 048	48 770	46 322	55 080	94 263	89 120
Украина	34 950	32 635	21 229	23 101	29 898	28 508	36 698	35 159	46 757	47 380
Мировой экспорт в ЕС	410 488	509 587	432 251	448 867	528 855	500 332	461 133	511 191	652 189	591 813
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Китай Беларусь Россия	Китай Беларусь Ю. Корея	Китай Беларусь Ю. Корея	Беларусь Китай Турция	Китай Беларусь Турция	Китай Беларусь Турция	Китай Беларусь Турция	Китай Беларусь Турция	Китай Беларусь Турция	Беларусь Китай Турция

1 8 . ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7218 – сталь коррозионностойкая в слитках или прочих первичных формах

Товарная позиция 7218 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	-	296	33	-	221	-	75	318	-	1 322
Россия	156	6 835	19 013	14 779	15 293	21 841	10 386	22 038	16 465	16 111
Украина	6 866	1 006	61	232	1 806	1 660	584	29	807	3 432
Мировой экспорт в ЕС	53 986	86 878	92 382	70 586	65 188	69 313	80 066	71 505	110 970	158 359
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	США Норвегия Ю. Африка	США Индия Китай	США Россия Индия	США Россия Индия	США Россия Индия	США Россия Норвегия	США Россия Норвегия	США Россия Норвегия	США Россия Норвегия	США Россия Норвегия

1 9 . ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7224 – полуфабрикаты из других легированных сталей, прочие, горячекатаные или полученные непрерывной разливкой

Товарная позиция 7224 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	337	6 568	2 124	3 083	21 848	9 176	116	69	93	2 133
Россия	11 770	12 771	90 686	76 789	113 612	130 559	98 575	152 142	161 889	35 767
Украина	4 479	28 209	8 721	13 681	24 963	33 338	16 075	18 672	7 866	8 599

Товарная позиция 7224 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Мировой экспорт в ЕС	68 570	144 498	186 845	157 181	236 675	244 384	182 175	238 915	270 086	147 076
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Турция США Россия	Турция Украина США	Россия США Турция	Россия Турция США	Россия Турция Украина	Россия Украина Турция	Россия Бразилия Украина	Россия Бразилия Украина	Россия Турция Бразилия	Турция Россия Бразилия

2 0. ТОВАРНАЯ ПОЗИЦИЯ 7228 – Прутки из других видов легированных сталей прочие; уголки, фасонные и специальные профили, из других видов легированных сталей; прутки пустотелые для буровых работ из легированной или нелегированной стали

Товарная позиция 7228 (поставки в ЕС в тысячах евро)										
Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	3 927	11 784	6 879	5 912	12 614	16 794	17 954	29 787	49 388	32 628
Россия	184 768	294 647	204 889	193 677	206 238	187 533	154 211	191 632	240 707	183 898
Украина	73 116	106 665	67 129	54 250	55 469	58 341	41 234	51 741	53 307	38 421
Мировой экспорт в ЕС	509 575	1 007 068	749 788	701 043	832 028	851 263	737 960	870 831	1 334 903	988 750
Три ведущих страны-экспортера в ЕС	Россия Китай Швейцария	Россия Китай Украина	Россия Китай Украина	Китай Россия Швейцария	Китай Россия Швейцария	Китай Россия Украина	Китай Россия Швейцария	Китай Россия Турция	Китай Россия Турция	Китай Россия Турция

II. ЭКСПОРТ ИЗ БЕЛАРУСИ, РОССИИ, УКРАИНЫ И 11 СТРАН В ЕС ГРУППЫ ТН 72 за 2010–2019 гг.

1. СУММАРНЫЙ ГОДОВОЙ ЭКСПОРТ в ЕС в тысячах евро за 2010–2019 гг. из 14 СТРАН (по всей группе товарной номенклатуры 72 «Черные металлы и сталь»).

Страна-экспортер	2010 год	2011 год	2012 год	2013 год	2014 год	2015 год	2016 год	2017 год	2018 год	2019 год
Беларусь	313 045	395 003	293 035	295 972	351 055	420 131	337 366	376 086	436 601	441 709
Россия	4 710 842	5 281 636	4 830 735	4 105 591	4 013 435	4 167 292	3 616 995	4 259 193	5 830 906	4 770 102
Украина	3 182 009	4 316 118	3 092 454	3 182 163	2 976 224	2 532 625	2 534 529	3 022 586	3 369 560	3 017 283
Китай	2 448 902	3 808 444	2 671 764	2 599 897	3 720 734	4 477 760	3 450 930	3 172 485	3 232 278	2 756 031
Индия	971 889	1 569 779	1 261 777	1 371 727	1 491 471	1 409 123	1 501 961	2 965 214	2 629 338	2 163 364
Ю. Корея	1 184 028	1 611 449	1 341 847	1 357 089	1 469 029	1 781 124	2 020 737	2 575 663	3 153 222	2 696 447
Турция	922 245	1 644 519	897 558	1 251 461	1 219 470	1 139 886	1 316 269	2 424 202	4 033 499	3 646 533
Бразилия	853 626	1 677 421	1 251 608	506 780	1 143 704	1 556 912	1 627 870	1 958 994	1 992 377	1 494 972
Норвегия	1 016 836	1 153 282	1 030 212	893 406	952 016	910 881	825 149	1 090 439	1 149 043	1 011 853
Ю.Африка	1 544 869	1 468 012	1 234 582	1 154 314	1 026 344	1 072 967	827 864	1 211 324	1 091 416	920 705
США	989 755	1 214 606	1 055 944	843 018	800 520	815 578	639 722	1 081 809	974 157	775 803
Швейцария	923 328	1 187 348	1 054 299	1 030 459	910 421	919 462	834 811	964 932	1 045 237	848 469
Тайвань	555 350	843 050	569 620	687 357	897 674	481 690	669 438	1 096 240	1 590 115	1 193 196
Япония	424 859	444 061	378 271	290 520	328 621	371 735	450 417	392 272	450 381	404 192

ВЫВОДЫ

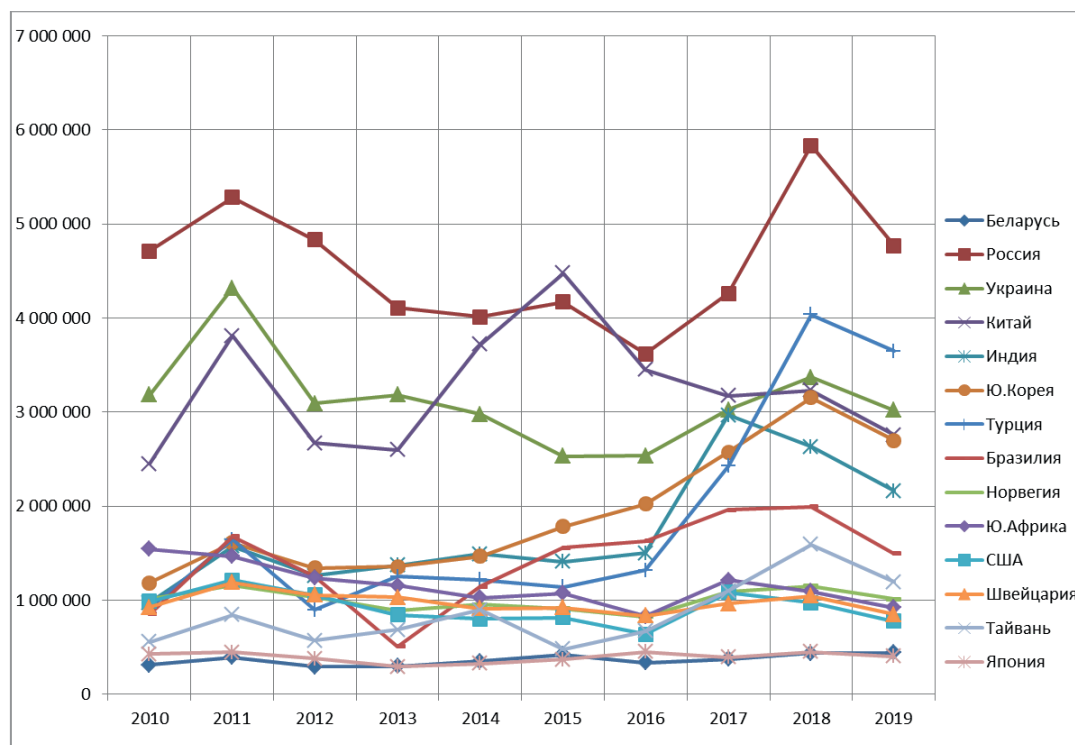
1. По многим товарным позициям группы 72 «Черная металлургия» Россия, Украина и Беларусь входят в первую тройку стран мира по объемам экспорта в ЕС.

Всего за 2010–2019 годы в первую тройку экспортеров в страны ЕС по вышеуказанным товарным позициям эти страны входили:

- Беларусь – 20 раз (в том числе первое место по поставкам в ЕС среди всех стран мира – 5 раз);
- Россия – 121 раз (в том числе первое место по поставкам в ЕС среди всех стран мира – 65 раз);
- Украина – 61 раз (в том числе первое место по поставкам в ЕС среди всех стран мира – 12 раз).

Всего в группу 72 входит 29 товарных позиций, отобрано 20 позиций, где роль Беларуси, России и Украины более весома.

2. Общая картина экспортных поставок из 14 стран по всей группе 72 «Черная металлургия» показывает, что Российская Федерация является главным и основным поставщиком в ЕС за 2010–2019 годы.



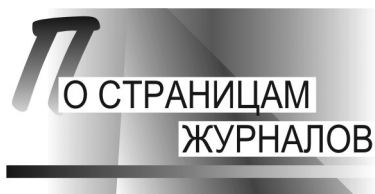
Поставки в ЕС чугуна и стали группы ТН 72 в 2010–2019 гг. из 14 стран (в тыс. евро)

Во все эти десять лет РФ (за исключением 2015 года, когда первую строчку в экспорте занял Китай) была крупнейшим экспортером в ЕС. Республика Беларусь, несмотря на малые размеры страны и небольшой ВВП, входит в первые 14 стран мира (практически на одном уровне с Японией) по объемам экспорта продукции группы 72 в страны ЕС.

3. Несмотря на сложности поставок на рынок ЕС вследствие жестких технических, экологических и других требований экспорта, с 2016 по 2019 год Беларусь увеличила поставки на 31 %; Российская Федерация – на 32 %; Украина – на 19 %. Три этих страны плюс Китай являются основным костяком стран-поставщиков изделий по группе 72.

4. Учитывая значительную стоимость транспортировки продукции литейного и металлургического производства, вызывает удивление выход на ведущие места по экспорту в ЕС группы 72 из таких стран как Ю. Африка, Бразилия, США, Ю. Корея, Индия, Китай, Япония. В последние годы повысился объем экспортных поставок в ЕС из таких стран, как Турция, Ю. Корея, Индия.

5. Ассоциация литейщиков и металлургов Беларуси может подготавливать аналитические и справочные материалы по поставкам позиций международной товарной номенклатуры в ЕС или из ЕС при наличии такой информации в официальной статистике ЕС. Возможна подготовка материалов по ЕС в целом или по отдельным странам ЕС в их торговле с конкретными странами мира. Могут быть представлены данные по экспорту или импорту отдельных стран всего мира (если имеется официально публикуемая статистика). Материалы могут подготавливаться по заявкам предприятий и организаций в целях детального анализа и разработки маркетинговых исследований по возможностям экспорта в ЕС или при оценке рынка стран ЕС. Окончательная форма подготавливаемых материалов согласовывается с заказчиками по предварительной переписке.



ПО СТРАНИЦАМ ЗАРУБЕЖНОЙ ПРЕССЫ

ПАНДЕМИЯ КОРОНАВИРУСА СУЩЕСТВЕННО МЕНЯЕТ РЫНОЧНУЮ КОНЬЮНКТУРУ В АВТОМОБИЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

2 июля 2020 года фирма KSM Castings Group GmbH, один из ведущих автомобильных поставщиков легких литых под давлением алюминиевых и магниевых компонентов для шасси, коробок передач и двигателей, подала заявку на оформление процедуры защиты. Немецкий автомобильный рынок особенно пострадал от последствий пандемии коронавируса с сильным падением спроса и производства. Чтобы учесть эти рыночные изменения, компания планирует провести реструктуризацию и переориентацию в рамках процедуры защиты. В Германии на KSM Castings Group GmbH работает около 1800 человек на четырех производственных площадках в Хильдесхайме, Вуппертале, Радевормвальде и Вернигероде. KSM Castings Group GmbH имеет свои представительства в Германии и Чехии.

Спад на немецком автомобильном рынке

По данным Ассоциации автомобильной промышленности (VDA), производство автомобилей в Германии за первые пять месяцев 2020 года сократилось на 44 % по сравнению с аналогичным периодом прошлого года. По данным Ассоциации, никакого восстановления не предвидится. Этот спад на рынке также оказывает прямое воздействие на поставщиков автомобилей, которое может быть лишь частично компенсировано такими мерами, как сокращенная работа.

Защитная мера в Германии для KSM Castings Group GmbH

В компании KSM Castings Group GmbH работает в общей сложности около 2350 человек в Германии и Чехии, а объем продаж в 2019 году составил 360 миллионов евро. Процедура защиты применяется только на производственных площадках KSM Castings Group GmbH в Германии.

Процедура защиты – это особая форма несостоятельности в управлении фирмы, при которой существующее руководство нуждается в разработанном плане реорганизации или реструктуризации. Она используется только в том случае, если компания имеет перспективу успешной реструктуризации и не является неплатежеспособной.

Поддержку оказывают эксперты по реструктуризации юрист, проф. Геррит Хельцле и юрист, д-р Торстен Биг, который был назначен главным управляющим по вопросам несостоятельности в управлении KSM Castings Group GmbH. Специалисты по реструктуризации и банкротству работают в юридической фирме GÖRG и имеют большой опыт.

«Планета литья», 13 июля 2020 г.

ЧЕТВЕРТЫЙ ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ ОБЗОР ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА ГЕРМАНИИ

Литейная промышленность Германии сокращает инвестиции и ожидает резкого падения продаж в 2020 году. Ударит ли рецессия по занятости, также, вероятно, будет зависеть от расширения применения краткосрочной работы и производительности автомобильной промышленности: таковы ключевые выводы четвертого ежемесячного опроса, проведенного Федеральной Ассоциацией немецкой литейной промышленности (BDG).

В ходе первоначального мартовского опроса 76 % опрошенных компаний высказали свое мнение по поводу темы: «влияние коронавируса на работу». Этот показатель вырос с 96 % (апрель) до 99 % (май) и снизился до 92 % в июне. Серьезным моментом остается отсутствие заказов. Как и в мае, почти 90 % респондентов утвердительно ответили на вопрос о «потере или отмене заказов», а 64 % предприятий даже зафиксировали «серьезные» убытки (в предыдущем месяце – 54 %).

С точки зрения немецких литейщиков, тема «корректировки мощностей» стала более острой. На этот вопрос утвердительно ответили 85 % опрошенных холдингов (в предыдущем месяце – 81 %). В качестве методов борьбы указана «краткосрочная работа» (81 %, предыдущий месяц – 77 %). Во время «заморозки производства» (33 %, в предыдущем месяце – 46 %) сокращение персонала «может постепенно стать проблемой для предпринимателей». В связи с этим поддержка данного вопроса выросла с 29 до 34 %.

Тот факт, что это постепенно становится в центре внимания, неудивителен, учитывая дальнейшую оценку текущего 2020 года. Например, только меньшинство из 6 % опрошенных компаний ожидают стабильного или незначительного роста продаж в текущем году, в то время как 93 % ожидают снижения продаж, из которых 92 % – это более чем 10 % -ный спад.

Вывод аналогичен и в вопросе инвестиций. Только меньшинство из 25 % хочет придерживаться уровня инвестиций, запланированных на 2020 год. Подавляющее большинство литейных заводов хотят сократить производство в массовом порядке. 38 % опрошенных литейщиков прогнозируют уменьшение запланированных инвестиций наполовину.

Литейное производство Германии прогнозирует некоторое изменение занятости. 23 % ожидают, что занятость останется стабильной к концу года, в то время как 69 % респондентов прогнозируют сокращение рабочей силы, 64 % из которых ожидают снижения более чем на 10 %.

«Промышленные предприятия Германии нуждаются в стимулах для увеличения новых заказов как можно скорее, – говорит исполнительный директор BDG Макс Шумахер о результатах четвертого опроса, – в частности, автомобильная промышленность должна успешно довести новые модели до покупателей.»

Несмотря на тяжелую рецессию, связанную с коронавирусом, немецкие литейные заводы хотят продолжать обучение молодежи: 71 % компаний хотят сохранить количество своих учебных мест.

Опрос проводился с 18.06 по 24.06 (календарная неделя 26), приняли участие 89 немецких литейных заводов.

«Планета Литья», 8 июля 2020 г.

ФИРМА KURTZ в КИТАЕ (HUBEI HANGTE EQUIPMENT MANUFACTURING CO., ЛИМИТЕД. – ЧАСТЬ ГОСУДАРСТВЕННОЙ АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ КОРПОРАЦИИ AVIC)

Компания основана в 1993 году, расположена в городе Цзинмэнь в зоне высокотехнологичного развития провинции Хубэй и насчитывает более 1400 сотрудников. Наиболее важные продукты – элементы рулевого управления, системы охлаждения и крепления двигателей для автомобилей, а также тормозные системы и каталитические нейтрализаторы для автомобилей и мотоциклов.

С момента своего создания компания Hubei Hangte выполнила требования обязательных систем менеджмента качества, таких, как TS16949 и сертификация экологического менеджмента ISO14001. За эти годы компания Hangte превратилась в известный бренд из провинции Хубэй. Производственный центр Hangte оснащен более чем 120 специальными фитингами, более чем 120 литейными системами, 360 обрабатывающими центрами и токарными центрами с ЧПУ, а также более чем 400 дополнительными системами.

Кроме того, компания может похвастаться собственным полностью оборудованным испытательным центром с передовым оборудованием для обеспечения самого высокого качества. Компания имеет основной принцип: «качество и потребители во-первых, доверие – самое лучшее» и производит товары как для китайского рынка, так и для США, Японии, Кореи, Чехии, Германии, Италии и Индии.

Фирма Kurtz очень рада, что Hangte выбрала формовочные машины от Kurtz, чтобы соответствовать своим собственным высоким стандартам. Разнообразие продукции и сложность формованных деталей показывают, что Hangte может использовать богатый опыт в области литья алюминия в кокиль. Ассортимент деталей огромен: от костяшек и конструктивных деталей до полных рам в виде полых литых элементов – это означает, что детали отливаются с песчаными сердечниками. Hangte не только производит сложные детали, но и отливает их в многоадресном процессе с несколькими полостями. Это обширное ноу-хау особенно заметно в больших рамах, которые отлиты дважды – и даже имеют песчаные сердечники.

Из-за требований формованных деталей Hangte выбрала одну линию с двумя литейными машинами AL 18–16 FSC и вторую линию с четырьмя литейными машинами AL 22–17 FSC. Для того чтобы иметь возможность создавать большие формы для рам, требуется соответственно большая машина. Хангте разделяет мнение Курца о том, что следует избегать коробок подачи, а стоячие трубы пристыковывать

непосредственно к кокильным формам, чтобы избежать падения качества расплавленной массы. Для достижения этой цели все машины оснащены большими печами низкого давления производительностью 2800 кг. Большие плавильные котлы облегчают размещение стоячих труб диаметром 1050 мм. Это позволяет заказчику идеально разрезать стык в формованных деталях и разместить затворы там, где это необходимо, не сталкиваясь с ограничениями пространства.

Для отлитых в форму частей с сердечниками песка Kurtz предлагает вариант извлечения газа сердечника. Это тоже было выбрано заказчиком, что позволяет извлекать основные газы из кокиля таким образом, чтобы они не могли отрицательно влиять на процесс литья. Hangte уделяет большое внимание охлаждению и управлению технологическим процессом, и Курц был рад удовлетворить эти требования. Оборудование оснащено 72 циклами охлаждения, термоэлементами для регулирования температуры и контроля охлаждения. Мультисоединение для циклов охлаждения от машины к холодильной форме позволяет плавно и безошибочно установить фитинг, чтобы упомянуть лишь некоторые из этих особенностей. Мало того, что машины координировались в тесном сотрудничестве между Hangte, Kurtz China и Kurtz Deutschland, была также создана линейная планировка. После успешного ввода в эксплуатацию первой литейной линии мы сейчас усердно работаем над созданием второй и с нетерпением ждем первого литья со второй линии. Мы уверены в продолжении позитивного сотрудничества и желаем всем нам удачи со словами, привычными в этой отрасли – Glück auf!

«Планета литья», 09.06.2020 г.

ЦИФРОВОЙ СЕРВИС ОТ ЛИТЕЙНЫХ ЭКСПЕРТОВ ABP INDUCTION ДОСТУПЕН УЖЕ СЕЙЧАС

Теперь пришло время для многих компаний снова запустить все свои заводы и системы. При этом важно действовать особенно тщательно и осторожно, чтобы выявить потенциальные опасности и проблемы, которые могут возникнуть в результате закрытия или принятия неправильных шагов во время запуска. Дортмундские литейные эксперты ABP Induction могут оказать здесь помощь – и благодаря цифровому решению Expert on Demand это делается полностью бесконтактно и доступно практически в любое время и в любом месте.

«После закрытия своих заводов многие клиенты воспользовались нашими услугами по обширному техническому обслуживанию и ремонту, чтобы иметь заводы готовыми к тому времени, когда работа возобновится. Этот момент наступил сейчас», – объясняет Маркус Фурнелл, вице-президент по глобальному сервису и цифровым продуктам ABP Induction. Сервисная мастерская и отдел запасных частей компании ABP работали круглосуточно, даже когда операции были приостановлены. Мы смогли доставить много запасных частей непосредственно с нашего склада или через партнерские склады.

Техническое обслуживание и обслуживание – это одно, а безопасный перезапуск систем и установок – совсем другое. Проверка безопасности объекта – это фундаментальная мера, которую компании должны планировать до того, как они возобновят работу.

«Вполне возможно, что операторы завода заметят повреждение только в ходе эксплуатации или в более позднем процессе – и это может привести к дорогостоящим производственным простоям. Мы рекомендуем клиентам выполнять все процедуры проверки, тестирования и технического обслуживания, которые были приостановлены с момента остановки производства в настоящее время. Наши эксперты могут оказать здесь помощь полностью в цифровом и бесконтактном виде – с помощью Expert on Demand», – говорит Маркус Фурнелл, продолжая объяснять: «основным инструментом здесь является дополненная реальность: она позволяет нашим экспертам ABP видеть то, что видит клиент. Они используют AR-очки, планшет или просто смартфон.»

Эксперты ABP рекомендуют, чтобы, как и при любом другом возобновлении эксплуатации простаивающих машин, соблюдались стандартные операционные процедуры для того, чтобы вернуть простаивающее оборудование или процессы в эксплуатацию в соответствии с правилами. «Мы можем в цифровом виде сопровождать эти процессы и предоставлять инструкции. Клиенты получают поддержку от эксперта ABP на протяжении всех процессов и, таким образом, могут оптимально воспользоваться ноу-хау ABP».

Как именно помогает фирма ABP?

«Мы участвуем, например, в визуальном осмотре тигля на предмет разрывов и трещин – и видим все глазами заказчика», – говорит Маркус Фурнелл. Специалисты ABP помогают с вводом в эксплуатацию: тестирование цепи аварийного останова со всеми подтверждающими переключателями может быть выполнено в цифровом виде, как и проверка измерений замыкания на землю. Если система выдает запрос

на обслуживание во время перезапуска, специалист АВР затем помогает определить правильную запасную часть. С помощью виртуальной технологии эксперт АВР может пройти через различные настройки в системе вместе с клиентом, чтобы исключить любые операционные ошибки. «Он может поддерживать сотрудников в выполнении простых операций, которые затем уже могут решить проблему. И еще: услуга АВР доступна с невероятной скоростью, так как длительное время ожидания назначения услуги или наличия технического специалиста не является проблемой – это чрезвычайно важно в наши дни, когда заводы должны быть быстро введены в эксплуатацию».

АВР обеспечивает более высокий уровень интеллекта в системах печей – для получения максимальной возможной производительности, максимальной доступности и оптимального качества со стороны заказчика – особенно при перезапуске после блокировки. С цифровым экспертом по запросу можно связаться очень быстро: «клиенты просто звонят на нашу техническую горячую линию +49 231 / 997-1111 или отправляют электронное письмо по адресу service.de@abpinduction.com, так что назначение цифрового эксперта по требованию может быть организовано в очень короткие сроки. Как только это будет сделано, ничто не мешает быстрому и безопасному возобновлению работы», – объясняет Маркус Фурнелл.

Для получения дополнительной информации о перезапуске вашей системы, пожалуйста, ознакомьтесь с информационным PDF-файлом ABP Inductions.

«Планета литья», 15.06.2020 г.

НЕПРЕВЗОЙДЕННАЯ ТОЧНОСТЬ, ПЛАВНАЯ ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ И ПРОСТОТА ВСТРЯХИВАНИЯ ЧУГУННЫХ И СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Подход к устойчивому развитию становится все более важным аспектом для клиентов химической промышленности по всему миру. Стратегический подход фирмы Clariant к устойчивому развитию простирается от повторной натурализации наших бентонитовых рудников, даже с более высоким уровнем биоразнообразия, до разработки высокоустойчивых продуктов.

Наше подразделение Functional Minerals предлагает GEKO™ : натуральные добавки формовочного песка, которые эффективно повышают производительность литейного производства и обеспечивают идеальные отливки.

GEKO™ позволяет турецким литейным заводам достигать улучшенных свойств зеленого песка и потреблять меньше бентонита с его высоким исходным уровнем свойств и термостойкостью.

При использовании GEKO™ некоторые литейные заводы достигли снижения расхода бентонита на тонну жидкого металла на 15-25% по сравнению с обычными изделиями. Кроме того, клиенты также сообщили, что, используя GEKO™, они могут достичь значительно повышенных показателей производительности, что также влияет на качество готовой продукции.

В течение многих лет Clariant инвестирует в собственные бентонитовые шахты и производственные мощности, расположенные недалеко от своих клиентов по всему миру. В Балыкесире, Турция, наш бентонитовый рудник и завод по производству с собственной лабораторией предоставляют специальные услуги, а эксперты компании посещают литейные заводы и анализируют их проблемы.

Таким образом, от разведки, добычи и переработки до индивидуальных отраслевых и клиентских решений наше функциональное подразделение Minerals Business unit определяет всю цепочку создания стоимости.

Для получения дополнительной информации посетите сайт clariant.com/foundry-additives

«Планета Литья» 16.06.2020 г.

ВРЕДНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ОКИСЛЕНИЯ РАСПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

Чугунолитейные заводы считают свободный кислород вредным побочным продуктом, и плавка железа может быть проще и более рентабельной, когда атомы свободного кислорода находятся под контролем.

Сталелитейная промышленность прилагает огромные усилия, пытаясь остановить окисление с помощью плотной оболочки расплавленной стали, но это действие в конечном итоге терпит неудачу. Сталевары обрабатывают критические марки стали алюминием, который химически связывает атомы свободного кислорода в молекулах инертного оксида, тем самым, контролируя вредное воздействие атомов кислорода.

Это простое решение не может быть использовано в чугунном литье: повышенный уровень алюминия (0,03–0,04 %) связан с точечными дефектами в чугунном литье.

Когда свободные атомы кислорода высвобождаются в ванны расплавленного железа, то они вступают в реакцию: при температурах выше 2600 °F окисляется углерод; ниже 2600 °F окисляется кремний. Окисляются также железо, марганец и другие элементы. Оксид железа распределяется по всей ванне.

Одним из последствий попадания атомов свободного кислорода в расплавленную ванну являются наноразмерные оксиды, осаждающиеся по всей ванне. Эти оксиды запускают дальнейшие химические реакции и образования и создают физические нарушения в жидком и затвердевшем железе.

Неблагоприятные эффекты осаждения оксидов:

- 1) окисление углерода и кремния ведет к потере этих элементов в металлах;
- 2) осажденные наноразмерные оксиды – загустители металла, уменьшая текучесть;
- 3) осажденные наноразмерные оксиды создают места инициирования трещин в металлической матрице;
- 4) оксид железа, распределенный по всей ванне, вызывает образование шпинели, непосредственно ответственной за закупорку контура индуктора, носика печи, входного отверстия и накопление боковых стенок печи;
- 5) постоянное осаждение наноразмерных оксидов приводит к появлению дефектов литья, которые составляют 30–70 % брака литейного производства;
- 6) осаждение оксидов в матрице значительно снижает показатель обрабатываемости отливки;
- 7) свободные атомы кислорода вызывают потерю магния в высокопрочном чугуне;
- 8) уровень атомов свободного кислорода непосредственно влияет на количество магния, необходимого для получения высокопрочного чугуна.

Влияние оксида железа в покровном шлаке:

- 1) оксид железа мгновенно образуется на поверхности расплавленного железа при контакте с атмосферой;
- 2) оксид железа в шлаке вызывает корку, которую проявляют некоторые шлаки;
- 3) шлак без оксида железа является управляемым, не липким к огнеупору, не образует засоров и не должен удаляться;
- 4) полное покрытие шлака должно быть использовано для создания барьера для атмосферного контакта после удаления оксида железа;
- 5) оксид железа в шлаке перегружает огнеупор, в результате чего огнеупор химически разрушается независимо от их качества;
- 6) шлак без оксида железа позволяет качеству огнеупора быть главным регулятором огнеупорной производительности и срока службы;
- 7) шлак без оксида железа устраняет эрозию линии шлака в печах;
- 8) шлак без оксида железа останавливает реверсию серы в ковком чугуне;
- 9) оксид железа, присутствующий в шлаке, должен быть химически восстановлен специальными материалами, добавляемыми к шлаковой массе;
- 10) удаление шлака покрытия, подвергая чистый расплавленный металл воздействию атмосферы, вызывает более высокие уровни оксида железа во вновь образованном шлаке.

Раскисление расплавленного металла

Поскольку атомы кислорода не могут быть удалены, инженеры фирмы Mastermelt решили химически уменьшить оксид железа, используя карбид кремния. Цель состояла в том, чтобы разработать деокисляющий материал, который уменьшал бы оксид железа, превращая его в инертные побочные продукты. После длительного процесса испытаний и исследований Mastermelt разработал продукт «Дезокс – DeOX» для электрической печи или купольной плавки.

В электрических печах Дезокс добавляется вместе с шихтой печи или с начальной шихтой. DeOX просто уменьшает весь оксид железа внутри печи. Шлакообразование в конце цикла расплава должно быть продолжено непосредственно перед транспортировкой, что призвано сократить время контакта очищенной ванны с атмосферой.

При купольной плавке Дезокс вводится через одну или две фурмы и уменьшает весь оксид железа, образующийся в дорожках качения фурм. Поскольку образование оксида железа начинается с началом плавления, инъекция Дезоксида должна начинаться в момент или перед отводом. Все потери окисления углерода и кремния прекращаются.

Остановленные потери углерода – это те, которые происходят в районе фурменной дорожки качения. DeOX обеспечивает мгновенный скачок уровня углерода – от 0,35 до 0,90 в зависимости от потерь, которые имели место. Это увеличение извлечения углерода приводит к значительному снижению скорости коксования. Каждая операция купола может определить поглощение углерода, которое обеспечит DeOX, просто проверив химию отвода по сравнению с таковой после нескольких часов плавания.

Во время плавки железа как в куполах, так и в электрических печах, атомы свободного кислорода попадают в расплавленную железную массу. Они накапливаются до уровня 4–9 частей на миллион. Эти весьма низкие уровни загрязнения (5 PPM = 0,0005 %) инертный уровень кислорода, уровень, при котором кислород больше не причиняет вреда, приближается к 1–2 PPM и зависит от температуры металла.

При плавке уровень свободного кислорода в большей степени зависит от отбора металлического лома и загрязнения оксидом железа, присутствующего в шихте печи. При плавке купола образуется оксид железа, причем загрязнение металлическим зарядом незначительно.

Существует два метода определения влияния свободного кислорода на литейные изделия литейного цеха. Один из них требует измерения фактического содержания свободного кислорода в расплавленном железе. Для этого требуется кислородный счетчик, обычно используемый в сталеплавильном производстве, но никогда не встречающийся в металлургической промышленности. (Один из этих счетчиков был предоставлен компанией Reno Refractories, и его использование может быть запланировано для анализа качества чугуна конкретного литейного производства.)

Второй метод заключается в определении уровня оксида железа в покровном шлаке или шлаке плавки/выдержки/заливки печи, который может быть соотнесен с уровнем свободного кислорода на основе обширных испытаний, проведенных нами в течение многих лет испытаний.

Удаление свободного кислорода из расплавленного металла дает значительную экономию. Потери на окисление составляют значительную и важную часть эксплуатационных расходов чугунолитейного завода. Эти потери окисления можно остановить с помощью продукта DeOX, который делает контроль свободного кислорода легко достижимой целью.

«Литье – управление и технологии», 09.06. 2020 г.

Рон Бейерстедт – Президент компании Mastermelt LLC, 4ron@mastermelt.com

ИНДИЙСКАЯ СТАЛЕЛИТЕЙНАЯ КОМПАНИЯ ПОКУПАЕТ СИСТЕМУ 3D-ПЕЧАТИ VOXELJET

Фирма Voxeljet AG, ведущая мировая технологическая компания по промышленным решениям для 3D-печати, рада дальнейшему расширению своего присутствия в Индии. Индийская фирма по стальному литью Peekay Steel Castings (P) Ltd решила инвестировать в VX4000 с размером рабочей коробки 4000 x 2000 x 1000 мм. Система VX4000 является одной из самых больших и производительных 3D-принтеров в мире с объемом сборки восемь кубических метров.

Один шаг вперед с 3D-печатью

Peekay Steel специализируется на производстве высококачественных стальных отливок, преимущественно для нефтегазового сектора, начиная с 1 кг до 20 тонн. Для большинства этих изделий требуется менее четырех отливок. В результате время и затраты на разработку моделей могут перевесить общие затраты на проект. Для некоторых сложных отливок, требующих нетрадиционных литников, наиболее подходящим был VX4000.

«Когда речь заходит о отливках массой в несколько тонн, требования к стабильности размеров и точности особенно высоки. С нашим 20-летним опытом работы в области промышленной 3D-печати и VX4000 мы можем предложить как богатый опыт, так и правильный инструмент. С установкой VX4000 в Индии мы с нетерпением ожидаем продолжения нашего сотрудничества с Peekay Steel», – говорит Рудольф Франц, генеральный директор и финансовый директор Voxeljet AG.

«Мы хотим предложить нашим клиентам комплексное решение и позиционировать себя как поставщика высококачественных, готовых к установке компонентов в рекордные сроки. С помощью VX4000 мы можем повысить гибкость производства, чтобы иметь возможность быстро реагировать даже на сложные проекты. 3D-печать дает нам уникальное конкурентное преимущество. С самого начала мы подчеркивали важность совместной разработки с нашими клиентами, большинство из которых являются компаниями из списка Fortune 500, для оптимизации и настройки дизайна продукта, обеспечения лучшей функциональности и четкого конкурентного преимущества. Специализированный дизайн-центр, ориентированный на VX4000, поможет повысить

ценность для наших клиентов», – добавляет К.Э. Шанаваз, Jt. Управляющий Директор, Peekay Steel Castings (P) Ltd.

Кроме того, одной из движущих сил была надвигающаяся неопределенность в эти трудные времена. Благодаря размерам, скорости и гибкости VX4000 Peekay Steel может обслуживать новые проекты своих клиентов в рекордные сроки, а также искать различные области бизнеса, где можно рискнуть.

Peekay Steel имеет многосторонний подход к своему VX4000. Они не только хотят поддержать литейную промышленность в Индии, предоставляя услуги из своей большой системы, но и планируют создать высокотехнологичный центр знаний вокруг своего VX4000.

Это будет включать в себя учебный центр для поддержки образовательных учреждений и промышленности в равной степени. Открытый доступ такого рода является средством привлечения все большего числа людей в литейную промышленность – столь необходимый сдвиг парадигмы.

Peekay Steel будет устанавливать VX4000 в совершенно новом месте в Бангалоре, городе с большим международным аэропортом.

«Планета литья», июнь 2020 г.

*Материал подготовил В. Е. Соболев,
Белорусский национальный технический университет*



О ТРУДЕ ЛИТЕЙЩИКА

Литейщик – профессия сложная.
Работа небезопасная и осторожная.
Литейщик – это и плавильщик,
И формовщик, и заливщик.

Плавильщик готовит шихту,
Модификаторы и добавки.
Варить расплав в печи –
Работа жаркая, как у кухарки.

Чтобы уметь хорошо формовать,
Нужны навыки скульптора-ваятеля.
Для создания литейной формы
Нужны и способности изобретателя.

Хорошему заливщику не обойтись
Без сервисного таланта:
Быстрая разливка расплава –
Работа как у виртуозного официанта.

От режима плавки, способа
Заливки, качества формовки
В основном зависит структура
Отливки и свойства заготовки.

Художественное литье всегда
Как искусство было вечно.
Красивые фасонные отливки
Служат надежно и долговечно.

Труд литейщика всегда почитен,
Он заслуживает даже овалов.
Без отливок из литейных сплавов
Не происходит развитие цивилизации.

Владимир Стеценко

О МОДИФИЦИРОВАНИИ СИЛУМИНА

Считают, что модифицирующие интерметаллиды –
Это модификаторы зародышевого действия.
Но при этом они не соответствуют принципу
Структурного и размерного соответствия.

Многие утверждают, что модифицирующий натрий
Переходит в раствор силуминового расплава.
Но почему при растворении натрия значительно
Повышается вязкость жидкого сплава?

Известно, что натрий в расплаве силумина
Повышает переохлаждение при эвтектической реакции.
Но это не приводит к заметному увеличению
Числа эвтектических колоний при кристаллизации.

Многие утверждают, что фосфид алюминия
Является модификатором зародышевого действия.
Но термодинамика и кинетика образования модификатора
Не подтверждают реакцию такого взаимодействия.

При кристаллизации первичного алюминия действие
Водорода приводит к структурному демодифицированию.
Поэтому роль модифицирующих интерметаллидов
Косвенная и сводится к водородному рафинированию.

Натрий, эмульгируя в расплаве, значительно
Повышает дисперсность жидкого сплава.
Это приводит к тому, что существенно
Повышается вязкость силуминового расплава.

Натрий как модификатор эвтектики силумина
Стремится образовать эмульсию в расплаве,
На ней при затвердевании выделяются пузырьки водорода,
Препятствующие разветвлению эвтектики в сплаве.

При кристаллизации первичного кремния адсорбированный
Кислород способствует структурному демодифицированию.
Поэтому роль растворенного в расплаве фосфора
Сводится в основном к кислородному рафинированию.

Владимир Стеценко

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок, не опубликованные и не предназначенные для публикации в других изданиях. Тематика предоставляемого материала должна соответствовать рубрикам журнала (литейное производство, металлургия, САПР, охрана труда, материаловедение).

Основным критерием целесообразности публикации статьи является ее новизна и информативность.

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотацию на русском и английском языках (150–200 знаков).

Редакция журнала подготавливает статьи к предоставлению для включения в зарубежные индексы цитирования SCIVERSE SCOPUS. В связи с этим **необходимо соблюдать основные требования к оформлению статей** (см. www.alimrb.by).

Необходимо представить экспертное заключение о возможности опубликования материалов в открытой печати.

Авторы несут ответственность за направление в редакцию статей, ранее опубликованных или принятых к печати другими изданиями.

По решению редколлегии статьи направляются на рецензирование, затем визируются членом редколлегии. Датой поступления считается день получения редакцией первоначального варианта текста. Рукописи авторам не возвращаются.

Редакция предоставляет возможность первоочередного опубликования статей лицам, осуществляющим послевузовское обучение в год завершения обучения; не взимает плату с авторов за опубликование научных статей; оставляет за собой право производить редакторские правки, не искажающие основное содержание статьи.

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Рукопись предоставляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на страницах формата A4 в одну колонку, без абзацного отступа, шрифт *Times New Roman*, 12 пт, интервал одиночный. Поля не менее 1,5 см, страницы пронумерованы. Объем не более 8 страниц машинописного текста. Электронный вариант должен быть набран в *MS Word*. Статьи могут быть предоставлены в других форматах только по согласованию с редакцией. Электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному. В случае расхождений правильным считается бумажный вариант.

Для набора сложных формул использовать формульный редактор *MS Word* или *Mathtape*. Набор простых формул и вставку отдельных символов выполнять через меню «Вставка/символ». Верхние и нижние индексы (C^2 , C_2) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный». При наборе греческих символов и математических знаков использовать гарнитуру «*Symbol*» прямым начертанием, латинские буквы набирать курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд, в круглых скобках. Нумеровать рекомендуется те формулы, на которые имеются ссылки в последующем тексте.

Если в статье встречаются символы специфической гарнитуры, она должна быть предоставлена вместе со статьей.

Правильно набирать «10 °C», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» и знак градуса «°» нулем (0).

Таблицы располагаются в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовок. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки []; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ

Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов в форматах *TIF*, *PSD*, *JPEG* (растровые), *AI*, *EPS*, *CDR* (векторные), а также *PDF*. Цветовая модель *RGB* или *CMYK*, разрешение 300 точек на дюйм (dpi). Цветовая модель *Grayscale* или *Bitmap* (серый или черно-белый), разрешение не менее 600 dpi. Использование других форматов файлов допустимо только по согласованию с редакцией.

Формат иллюстрации при верно заданном разрешении в dpi должен на 100 процентов соответствовать формату, с которым она будет печататься. Масштабирования и трансформации в программах ведут к ухудшению качества изображения. Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости изображения. Формат журнала 210 × 297 мм до реза. Если рисунок должен полностью заполнять страницу журнала, то его размер должен быть не менее данного формата. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190 × 277 мм.

Текст на рисунках должен быть набран шрифтом *Arial*, светлый курсив. Размер шрифта должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9 пт). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в *MS Word* и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать.

При преобразовании изображений из цветовой модели *RGB* в *CMYK*, не следует использовать общее количество краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр *Total ink*).

Если около краев изображения имеются практически безцветные области (например, яркие светлые облака или солнечные блики), то рекомендуется заключать все изображение в тонкую технологическую рамку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы (например, тонкие линии толщиной 0,1 мм и меньше) или текст размером менее 8 пт с использованием двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (*Illustrator*, *CorelDraw*) желательно преобразовать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

ТРЕБОВАНИЯ К РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Реклама внутри журнала – 205 × 290 мм. Реклама на обложке: 1-я стр. – 205 × 225 мм; 4-я стр. – 205 × 280 мм; внутренние страницы обложки – 205 × 290 мм. К указанным размерам нужно добавить по 5 мм с каждой стороны для обрезки. Значимые элементы макета должны располагаться не ближе 5 мм от края страницы (10 мм с учетом отступа для обрезки). Требования к изображениям в рекламных макетах аналогичны требованиям к иллюстрациям в статьях. Рекламные модули могут быть предоставлены в других форматах только по согласованию с редакцией.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются. Возвращение статьи автору на доработку не означает, что она принята к печати.

О ЖУРНАЛЕ

Ежеквартальный научно-производственный журнал «Литье и металлургия» – единственный, издаваемый на территории Республики Беларусь, профессиональный журнал для ученых, инженеров и производителей, работающих в области литейного и металлургического производств.

Журнал выпускается на русском с аннотацией на английском языке, который распространяется не только в Беларуси, России, но и более чем в 20 странах мира. В течение последних лет он признается одним из лучших в Европе специализированных изданий.

Журнал выпускается в соответствии с требованиями международной системы SCOPUS, которая предусматривает включение статей авторов в мировые справочно-информационные системы баз данных.

Подписаться на журнал можно через редакцию, а также через подписные каталоги:

*РУП «Белпочта», ООО «Информнаука» (РФ), АО «МК-Периодика» (РФ),
ООО «Прессинформ» (РФ), ГП «Пресса» (Украина), ГП «Пошта Молдовей»,
АО «Летувос паштас», ООО «Подписное агентство PKS» (Латвия),
фирма «INDEX» (Болгария)*

Подписной индекс журнала «Литье и металлургия»:
Ведомственный – **75034** Индивидуальный – **750342**

Информация о стоимости размещения рекламы в журнале «Литье и металлургия»

Вид рекламного модуля	Для Республики Беларусь Стоимость в бел. руб. с НДС	Для стран СНГ Стоимость в рос. руб.	Для стран дальнего зарубежья Стоимость в ЕВРО
На обложке (стр. 1, 4), полноцветный	619,66	21 350	700
На обложке (стр. 2, 3), полноцветный	557,69	19 825	650
Внутри журнала (формат 1/1), полноцветный	418,26	13 725	450
Внутри журнала (формат 1/2), полноцветный	209,14	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/1), черно-белый	278,84	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/2), черно-белый	139,42	3 965	130

Размещение рекламы в очередном номере осуществляется
только после предварительной оплаты Заказчиком.

Адрес и телефоны редакции:

*Республика Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комн. 8М
тел. (+375-17) 292-74-75, тел/факс (+375-17) 331-11-16.
www.alimrb.by E-mail: limrb@tut.by, alimrb@tut.by*

Антифрикционный силумин

В Институте разработан и запатентован антифрикционный силумин — новый, относительно легкий и износостойкий сплав на основе алюминия, с высокими механическими и триботехническими свойствами. Применяется для замены бронз, латуней и баббитов при изготовлении деталей, работающих в условиях трения скольжения.

Детали из антифрикционного силумина по механическим свойствам и износостойкости превосходят бронзовые в 2–6 раз.

Из силумина изготавливают:

Направляющие втулок;
Подшипники скольжения;
Вкладыши;
Шестерни червячных колес;
Поршни гидроцилиндров;
Другие детали, работающие
в условиях трения скольжения.

Технические характеристики:

Твердость, НВ	110–150
Временное сопротивление разрыву, МПа.....	300–450
Относительное удлинение, %	1–5
Допустимая нагрузка (по результатам испытаний), кН	1250
Коэффициент трения скольжения со смазкой	0,05–0,1
Коэффициент трения скольжения при сухом трении	0,12–0,2

Специальная термическая обработка заготовок по ускоренному режиму позволяет получить глобулярные кристаллы кремния и повысить механические и триботехнические свойства деталей. Антифрикционный силумин обладает высокой коррозионной стойкостью и малочувствителен к нефти, газовому конденсату, бензину, керосину, воде и атмосферным загрязнениям; не применяется в щелочных средах, соляной и серной кислотах.



Литые детали из износостойких чугунов для узлов дробления центробежных мельниц и строительной техники

Разработаны составы синтетических износостойких хромистых чугунов ИЧХ18ВН и ИЧХ18ВМ и способы их литья в комбинированные и металлические формы (кокили). Время работы деталей, изготовленных из данных чугунов, в 1,5–2 раза больше, чем у существующих аналогов.

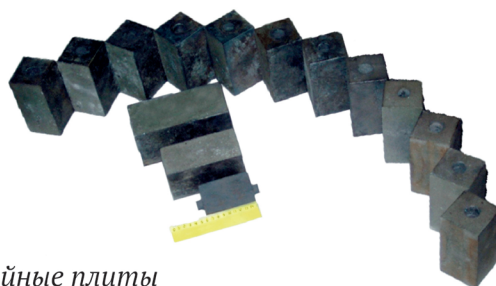
Для центробежных мельниц



Кольцо нижнее



Конус



Отбойные плиты



Конус



Кольцо входное



Подкладные листы



Воронка

Для строительной техники



*Диски бисерной
мельницы*



Лопатки смесителя



Ножи шнека