

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 90, № 1, 2018 г.

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

УЧРЕДИТЕЛИ

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

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

Харитончик С. В., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Хрусталева Б. М., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Анелюкин Н. И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Сайков М. А., ОАО «Гомельский литейный завод «Центролит», Беларусь
Самончик В. Г., ОАО «Речицкий метизный завод», Беларусь
Николайчик Ю. А., Белорусский национальный технический университет, Беларусь

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В., редактор
Вольнец П. В., компьютерная верстка, дизайн
Голосюк Н. В., менеджмент
Соболев В. Е., перевод

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

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

Подписано в печать 05.03.2018. Выход в свет 30.03.2018. Формат 60х84%. Цена свободная

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 18,60. Уч.-изд. л. 7,27. Тираж 150 экз. Заказ 227

Отпечатано в БНТУ. Лицензия АП № 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 Республики Беларусь, DOAJ, РИНЦ.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И., главный редактор, ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси», Беларусь
Иваницкий Н. И., зам. главного редактора, Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Анелюкин Н. И., зам. главного редактора, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Бевза В. Ф., ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси», Беларусь
Гордиенко А. И., ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», Беларусь
Дибров И. А., Российская ассоциация литейщиков, Россия
Иванов И. А., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Калининченко А. С., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Константинов В. М., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Крамер О. М., HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH, Германия
Ли Джон-Хун, Республика Корея
Ловищенко Г. Ф., УО «Белорусская государственная академия авиации», Беларусь
Малышев А. М., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Маяускас Э. П., Литва
Найдек В. А., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Украина
Немененок Б. М., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Николайчик Ю. А., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Нофал А., Центральный научно-исследовательский металлургический институт, Египет
Пантелеенко Ф. И., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Перетягина Е. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Син Кван Сон, Республика Корея
Стеценко В. Ю., ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси», Беларусь
Чой Ки-Йонг, Республика Корея
Чой Чжон Кил, 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.limrb.by, www.journals.bntu.by

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

Vol. 90, no. 1, 2018

Quartely Journal

Issued in Russian with annotations in English.

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

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

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

PUBLISHER

Belarusian National Technical University

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

Savenok A. N., General Director of OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

Marukovich E. I., Academician of NAS RB, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Laureate of State Prize of BSSR and RB, Honoured Inventor of Belarus

EDITORIAL COUNCIL

Kharitonchik S. V., Belarusian National Technical University, Belarus
Khrustalev B. M., Belarusian National Technical University, Belarus
Anel'kin N. I., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Belarus
Saykov M. A., OJSC Gomel Foundry Plant «TSENTROLIT», Belarus
Samonchik V. G., OJSC Rechitsa Metizny Plant, Belarus
Nikolaychik Yu. A., Belarusian National Technical University, Belarus

CHIEF EDITOR

Marukovich E. I., Academician of National Academy of Sciences of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor

EDITORIAL STAFF

Mashkanova S. (Editor)
Volynets P. (computer layout, design)
Golosuk N. (management)
Sobolev V. (translation)

EDITORIAL BOARD

Marukovich E. I., Chief Editor, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Belarus
Ivanitsky N. I., Deputy Chief Editor, Belarusian National Technical University, Belarus
Anel'kin N. I., Deputy Chief Editor, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Belarus
Bevza V. F., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Belarus
Gordienko A. I., Physico-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Belarus
Dibrov I. A., Russian Foundry Association, Russia
Ivanov I. A., Belarusian National Technical University, Belarus
Kalinichenko A. S., Belarusian National Technical University, Belarus
Konstantinov V. M., Belarusian National Technical University, Belarus
Kramer O. M., HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH, Germany
Lee John-Hoon, Republic of Korea
Lovshenko G. F., Belarusian State Academy of Aviation, Belarus
Malyarevich A. M., Belarusian National Technical University, Belarus
Mayuskas E. P., Lithuania
Naidek V. L., Physico-Technological Institute of Metals and Alloys National Academy of Sciences of Ukraine, Ukraine
Nemenenok B. M., Belarusian National Technical University, Belarus
Nikolaychik Yu. A., Belarusian National Technical University, Belarus
Nofal A., Central Research Institute of Metallurgy, Egypt
Panteleenko F. I., Belarusian National Technical University, Belarus
Peretyagina E. A., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Belarus
Shin Kwan Song, Republic of Korea
Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Belarus
Choi Ki-Jong, Republic of Korea
Choi Jeong Kil, Republic of Korea

ESTABLISHER OF THE JOURNAL

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

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.journals.bntu.by

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

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

Base print pages 18,60. Account. publ. pages 7,27. Circulation 150 copies. Order 227.

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, 2018

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Марукович Е. И., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Кукареко В. А., ГНУ ОИМ НАН Беларуси, Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Чекулаев В., ОАО «Кузлитмаш», Сухоцкий П. Г., БНТУ Исследование триботехнических свойств литейного силумина АК15МЗ.	7
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Алюминиевая бронза. Наноструктурные процессы плавки и литья.	12
Марукович Е. И., Брановицкий А. М., Круглов А. А., Дементьев В. А., Садовский Н. П., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Получение деталей роторного двигателя из алюминиевых сплавов литьем по газифицируемым моделям.	16
Калюжный П. Б., Кротюк С. О., Левчук М. Т., ФТИМС НАН Украины Технологические процессы получения стальных литых изделий для запорной трубопроводной арматуры по газифицируемым моделям.	22
Золотухин В. И., Головкин А. Г., Гордеев Е. И., Провоторов Д. А., НПП «Вулкан-ГМ» Современное оборудование для доводки и разливки стали и сплавов в литейном производстве.	28
Нетребко В. В., Волчок И. П., ЗНТУ Влияние химического состава чугуна на содержание Сг в основе после нормализации от 1050 °С.	34
Марукович Е. И., Ильюшенко В. М., Пумпур В. А., Андриенко В. М., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Исследование влияния углерода в хромистых чугунах на формирование отливок в песчаной и комбинированной формах.	41
Крутилин А. Н., Гуминский Ю. Ю., Русевич О. А., БНТУ, Кульбицкая Л. В., ГНУ «Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси» Повышение эффективности использования жидкостекольных смесей. Обзорная информация. Часть 1. Модифицирование.	47
Голод В. М., Добош Л. Ю., Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого Диагностика дендритной структуры многокомпонентных алюминиевых сплавов.	55
Vacelet P. H., ASK Chemicals GmbH, Германия, Taborisky D., ASK Chemicals, Чехия Ecosure Blue – новая Cold-Box-система с ультравысокой эффективностью и максимально низкими выбросами.	63
Пивоварчик Е. В., Гродненский государственный университет им. Я. Купалы, Михальцов А. М., БНТУ Смазка для изготовления песчано-смоляных стержней по нагреваемой оснастке.	69
Исагулов А. З., Куликов В. Ю., Исагулова Д. А., Ковалева Т. В., Карагандинский государственный технический университет Улучшение технологических характеристик песчано-глинистых форм при уплотнении воздушным потоком.	75
Пивоварчик А. А., Гродненский государственный университет им. Я. Купалы, Михальцов А. М., БНТУ Смываемость разделительных покрытий при изготовлении отливок из алюминиевых сплавов методом литья под давлением.	78
Ганиев И. Н., Низов О. Х., Муллоева Н. М., Таджикский технический университет им. М. С. Осими, Эшов Б. Б., Государственное научно-экспериментальное и производственное учреждение АН Республики Таджикистан Влияние щелочноземельных металлов на анодное поведение сплава $CCuZ$ в нейтральной среде электролита $NaCl$	84

МЕТАЛЛУРГИЯ

Анеликин Н. И., Кириленко О. М., Марушкевич В. Э., Мозгов С. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Применение энергоэффективных технологий в рамках реализации инвестиционного проекта «Организация производства сортового проката со строительством мелкосортно-проволочного стана» в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».	90
Маслов В. А., Трофимова Л. А., Дан Л. А., Государственное высшее учебное заведение «Приазовский государственный технический университет» Переработка и утилизация железографитовых отходов металлургического производства.	96
Трибушевский Л. В., Немененок Б. М., Румянцева Г. А., Кулиник М. А., БНТУ Внепечная обработка стали отходами от переработки вторичного алюминия.	100
Филончик О. Н., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Определение оптимальных режимов резания при скоростном бесцентровом точении легированной стали 42CrMo4 в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».	106
Ахметов Т. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Харитонов В. А., АО «НИЦ «Строительство», Козырева Ю. В., Мазаник А. В., Локтионова Л. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Способы повышения пластических свойств холоднодеформированной арматуры.	110
Шамановская Е. В., Рагозник Е. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Белорусскому металлокорду – 30 лет.	113
Луценко В. А., Голубенко Т. Н., Луценко О. В., Козачек А. С., Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, Глазунова Н. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Влияние химического состава на механические свойства легированной стали.	120

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Калиниченко А. С., Шейнерт В. А., Калиниченко В. А., Слуцкий А. Г., БНТУ Особенности изготовления композиционного материала с макроструктурой с применением магнитных полей.	124
Петюшик Е. Е., Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, Крицкий А. Д., Иваницкий Д. М., БНТУ Достижение размерной точности полос переменной по длине толщины при прокатке.	128

Сидоренко М. И., БНТУ

Кинематические особенности формообразования фланца с минимальной протяженностью переходной торообразной поверхности 132

Толочко Н. К., Андрушевич А. А., Чугаев П. С., Богданович Т. А., БГАТУ

Прямое изготовление металлических деталей с применением LOM-технологии 137

Федулов В. Н., БНТУ

Оптимизация состава и схемы нанесения карбонитрирующей обмазки для повышения поверхностных свойств инструментальных сталей 144

НОВОСТИ

Информация о конференции в Набережных Челнах 148

CONTENTS

Subscription 75034

FOUNDRY

Marukovich E. I., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Kukareko V. A., The Joint Institute of Mechanical Engineering National Academy of Sciences of Belarus, Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Chekulaev V., OJSC Kuzlitsmash, Sukhotsky P. G., Belarusian National Technical University Research of the tribological properties of cast silumin AK15M3	7
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus Aluminium bronze. Nanostructural processes of melting and moulding	12
Marukovich E. I., Branovitskiy A. M., Kruglov A. A., Dement'ev V. A., Sadovskiy N. P., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus Production of rotary engines' parts from aluminum alloys using lost foam casting process	16
Kalyuzhnyy P. B., Krotiyuk S. O., Levchuk M. T., Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine The production technological processes of steel cast products for shut-off valves by casting on lost foam casting	22
Zolotukhin V. I., Golovko A. G., Gordeev E. I., Provotorov D. A., SPE «Vulkan-TM» Modern equipment for refining and casting of steel and alloys in foundry production	28
Netrebko V. V., Volchok I. P., Zaporizhzhia National Technical University Influence of the cast iron's chemical composition on the content of Cr in the base after normalization from 1050 °C.	34
Marukovich E. I., Iljushenko V. M., Pumpur V. A., Andrienko V. M., Institute of Tehnology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus Investigation of carbon influence in cromiumium cast irons for forming castings in sand and combined molds	41
Krutilin A. N., Huminski Yu. Yu., Rusevitch O. A., Belarusian National Technical University, Kulbitskaya L. V., SSI Institute of General and Inorganic Chemistry of National Academy of Sciences of Belarus Improvement of efficiency of use of liquid-glass mixtures. Overview information. Part 1. Modification.	47
Golod V. M., Dobosh L. Yu., Peter the Great St.-Petersburg Polytechnic University Diagnostics of dendrite structure of multicomponent aluminum alloys	55
Vacelet P. H., ASK Chemicals GmbH, Hilden, Germany, Táborský D., ASK Chemicals Czech s. r. o., Czech Republic Ecocure blue – new cold box system with ultra-high efficiency and as low as possible emissions	63
Pivovarchyk E. V., Yanka Kupala State University of Grodno, Mikhaltsov A. M., Belarusian National Technical University Lubricants for the manufacture of sand-smoothed rods by hydraulic tooling.	69
Issagulov A. Z., Kulikov V. Yu., Issagulova D. A., Kovalyova T. V., Karaganda State Technical University Improvement of Technical Characteristics on Sand-clay Forms at Consolidation by the Air Stream	75
Pivovarchyk A. A., Yanka Kupala State University of Grodno, Mikhaltsov A. M., Belarusian National Technical University Washing up of separate coatings in manufacturing cases from aluminum alloys by pressure casting	78
Ganiev I. N., Niyezov O. Kh., Mulloeva N. M., Tajik Technical University named after M. S. Osimi, Eshov B. B., State Scientific Experimental and Production facility of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan Influence of alkaline – earth metals on anodic behavior of alloy CCy3 in neutral environment of the electrolyte NaCl.	84

METALLURGY

Anelkin N. I., Kirilenko O. M., Marushkevich V. E., Mozgov S. A., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» The use of energy efficient technologies in the framework of implementation of investment project «Organization of production of rolled bar iron with the construction of small-section wire rolling mill» OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»	90
Maslov V. A., Trofimova L. A., Dan L. A., State Higher Educational Institution «Pryazovskiy State Technical University» Recycling and utilization of fe-c metallurgical wastes	96
Tribushevskiy L. V., Nemenenok B. M., Rumiantseva G. A., Kulik M. A., Belarusian National Technical University Extra-furnace steel processing by recycled secondary aluminum waste.	100
Filonchik O. N., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMK» Determination of optimal cutting conditions for high-speed centerless turning of alloy steel brand 42CrMo4 at OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»	106
Akhmetov T. A., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Kharitonov V. A., JSC «Research and Development Center «Construction», Kozyreva Yu. I., Mazanik A. V., Loktionova L. V., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» Methods of increasing the plastic properties of cold-worked reinforcement	110
Shamanovskaya E. V., Ragozin E. V., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» 30 years anniversary of belarussian metalcord	113
Lutsenko V. A., Golubenko T. N., Lutsenko O. V., Kozachek A. S., Ferrous Metal Institute named after Z. I. Nekrasov of National Academy of Science of Ukraine, Glazunova N. A., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» The impact of chemical composition on mechanical properties of the alloyed steel	120

SCENNCE OF MATERIALS

Kalinichenko A. S., Sheinert V. A., Kalinichenko V. A., Slutsky A. G., Belarusian National Technical University Features of manufacture of composite material with macroheterogeneous structure with the application of magnetic fields.	124
--	-----

Petyushik E. E., State Scientific and Production Association of Powder Metallurgy, Kritsky A. D., Ivanitsky D. M., Belarusian National Technical University	
Achievement of dimensional accuracy of length variable thickness strip at rolling.	128
Sidorenko M. I., Belarusian National Technical University	
Kinematical features of formation of a flange with minimum tension of a transient toroidal surface	132
Tolochko N. K., Andrushevich A. A., Chugaev P. S., Bogdanovich T. A., Belarusian State Agrarian Technical University	
Direct manufacturing of metal parts using LOM-technology.	137
Fedulov V. N., Belarusian National Technical University	
Optimization of composition and application scheme of carbonitriding coating for increasing the surface properties of tool steels	144
NEWS	
Information about the conference in Naberezhnye Chelny.	148



УДК 621.785

Поступила 29.11.2017

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНОГО СИЛУМИНА АК15М3

Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь,

ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: maruko46@mail.ru,

В. А. КУКАРЕКО, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь,

ул. Академическая, 12, тел.: +375 17-284-63-20,

В. Ю. СТЕЦЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь,

В. ЧЕКУЛАЕВ, ОАО «Кузлитмаш», г. Пинск, Беларусь, ул. Жолтовского, 109,

*П. Г. СУХОЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65*

Проведены сравнительные исследования триботехнических свойств антифрикционного литейного силумина АК15М3 и типичных бронз БрОЦС, БрОФ и БрАЖ при трении в среде смазочного материала И-20А в широком диапазоне скоростей скольжения и давлений испытаний. Сделано заключение, что силумин АК15М3 может быть использован для замены антифрикционных бронз типа БрОЦС, БрОФ и БрАЖ в высоконагруженных узлах трения.

Ключевые слова. *Алюминиевый сплав АК15М3, антифрикционные бронзы, триботехнические испытания, скорость, удельная нагрузка, линейный износ.*

RESEARCH OF THE TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF CAST SILUMIN AK15M3

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

V. A. KUKAREKO, The Joint Institute of Mechanical Engineering National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str., tel.: +375 17-284-63-20,

V. Yu. STETSENKO, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Byalynitskogo-Biruli str.

V. CHEKULAEV, OJSC Kuzlitmash, Pinsk, Belarus, 109, Zholtovskogo str.

P. G. SUKHOTSKY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

A comparative study of the tribological properties of antifriction silumin casting AK15M3 and typical bronzes БрОЦС, БрОФ and БрАЖ at the friction in the lubricant-20A in a wide range of sliding velocities and pressures of the tests. The conclusion is made that the silumin AK15M3 can be used to replace anti-friction bronze type БрОЦС, БрОФ and БрАЖ in highly loaded friction units.

Keywords. *Aluminum alloy AK15M3, anti-friction bronzes, tribotechnical tests, speed, specific load, linear wear.*

Введение

Замена дорогостоящих антифрикционных бронз на экономичные алюминиевые сплавы для изготовления узлов трения является весьма актуальной задачей. В частности, значительное количество дорогостоящих антифрикционных бронз используется в узлах трения скольжения мощных листогибочных и чеканочных прессов, а также других машин [1, 2], что существенно удорожает стоимость ремонтных работ оборудования и снижает экономическую эффективность его использования. Значимость указанной проблемы в последние годы возрастает вследствие увеличения удельных нагрузок и скоростей взаимного перемещения в узлах трения современных высоконагруженных машин и механизмов. Одним из путей решения этой проблемы является замена антифрикционных бронз более экономичными материалами, в частности, алюминиевыми антифрикционными сплавами. Вместе с тем, в литературе зачастую

отсутствуют подробные данные о триботехнических характеристиках алюминиевых сплавов, перспективных для использования в качестве антифрикционных материалов. К таким материалам, в частности, относится разработанный в Республике Беларусь силумин АК15М3, который может выступать в качестве заменителя ряда антифрикционных материалов на медной основе [3]. В связи с этим целью работы являлось сравнительное исследование триботехнических свойств образцов из перспективного алюминиевого сплава АК15М3 и типичных антифрикционных бронз с целью замены последних в узлах трения.

Материал и методики исследований

В качестве материалов для исследований выбраны литейные сплавы силумин АК15М3 (Si – 12–16%, Cu – 2–5%, Al – остальное), а также промышленные антифрикционные бронзы БрОЦС 5-5-5, БрОФ 10-1 и БрАЖ 9-4. Сравнительные триботехнические испытания образцов проводили в режиме граничного трения на машине трения МТВП в среде смазочного материала И-20А (ГОСТ 20799-88). Испытания осуществляли по схеме возвратно-поступательного перемещения вырезанного из исследуемого сплава призматического образца (10×5×5 мм) по пластинчатому контртелу, изготовленному из закаленной среднеуглеродистой стали 45 (520–600 HV 30). Скорость взаимного перемещения образца и контртела составляла 0,1–0,5 м/с. Номинальная удельная нагрузка испытаний варьировалась от 10 до 100 МПа. Перед испытаниями рабочие поверхности контактирующих тел подвергали механической шлифовке и доводке с использованием абразивной бумаги. Направление шлифовки и доводки поверхностей совпадало с направлением перемещения образца при испытаниях. Подготовленные к триботехническим испытаниям поверхности обезжиривали спиртом, ацетоном и высушивали. При испытаниях контактирующие поверхности находились в масляной ванне из смазочного материала И-20А. Для определения линейного износа, не превышающего 100 мкм, был использован метод искусственных баз [4]. Углубления на поверхности наносили путем вдавливания индентора в виде пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине между противоположными гранями 136°. Для случаев, когда износ образцов при испытаниях превышал 100 мкм, для определения величины линейного износа использовали цифровой штангенциркуль. Погрешность измерений величины износа образцов при этом не превышала 10 мкм.

Рентгеновскую съемку проводили на дифрактометре «ДРОН-3» в монохроматизированном CoK_α -излучении. Запись линий осуществляли в режиме сканирования. Шаг сканирования – 0,1°, время набора импульсов в точке – 10 с. Металлографические исследования проводили на микроскопе Альтами MET1MT, измерения твердости по Виккерсу – на твердомере DuraScan 20 при нагрузке на индентор $P = 10$ кг.

Результаты исследований и их обсуждение

Сплав АК15М3. Силумин АК15М3 содержит Al, Si и интерметаллидную фазу CuAl_2 (рис. 1). Твердость сплава составляет 155 HV 10. В микроструктуре сплава регистрируются включения частиц кремния в алюминиевой матричной фазе (рис. 2). Частицы кремния имеют морфологию тонких пластинок с размерами 20–50 мкм и толщиной 3–6 мкм.

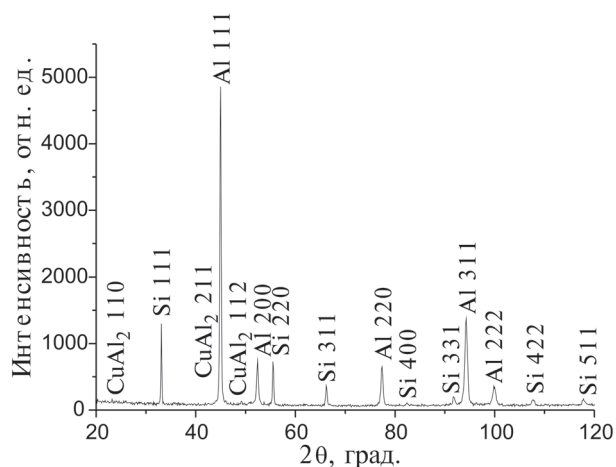


Рис. 1. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK_α) от поверхностных слоев силумина АК15М3

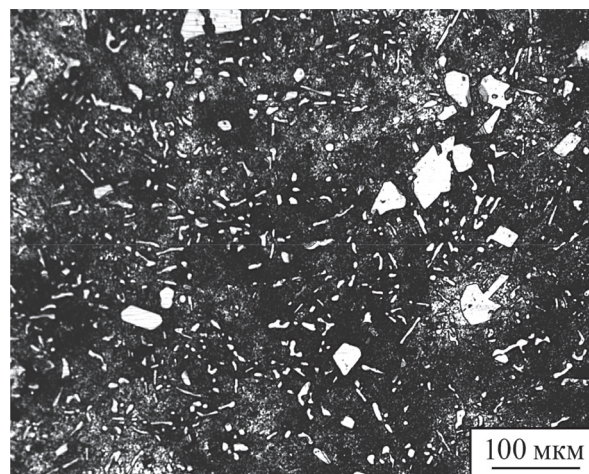


Рис. 2. Микроструктура силумина АК15М3

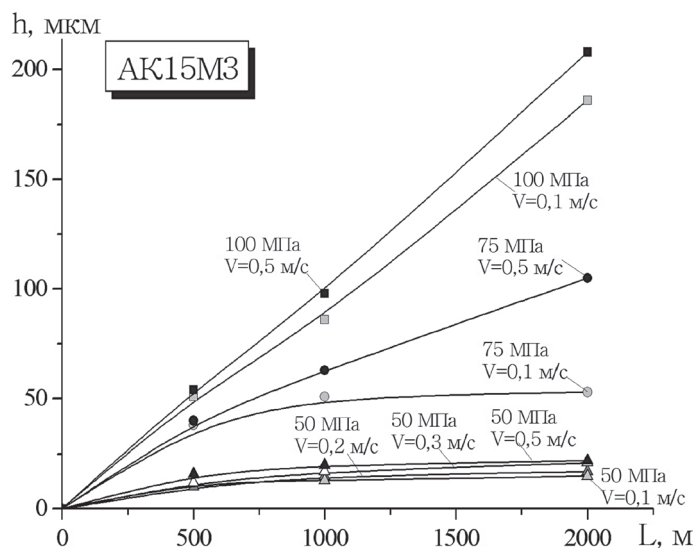


Рис. 3. Зависимость величины линейного износа h образцов антифрикционного силумина АК15М3 от пути трения L при различных удельных нагрузках и скоростях взаимного перемещения элементов пары трения

Результаты триботехнических испытаний антифрикционного силумина АК15М3 представлены на рис. 3. Из рисунка видно, что при относительно низкой удельной нагрузке испытаний, равной 50 МПа, и различных скоростях скольжения образца относительно контртела ($V = 0,1–0,5$ м/с) сплав характеризуется высокой стойкостью к изнашиванию. Величина интенсивности линейного изнашивания силумина при нагрузке 50 МПа сравнительно низкая и находится на уровне $I_h \approx 0,9 \cdot 10^{-8}$ (см. таблицу). При нагрузке испытаний силумина $P = 75$ МПа и скорости перемещения образца $V = 0,1$ м/с регистрируется возрастание величины линейного износа сплава (рис. 3) и значение интенсивности линейного изнашивания увеличивается до $I_h = 2,7 \cdot 10^{-8}$ (см. таблицу). Повышение скорости скольжения испытаний до 0,5 м/с ($P = 75$ МПа) приводит к снижению износостойкости силумина $\approx$ в 2 раза по сравнению со случаем испытаний при скорости 0,1 м/с. Увеличение давления

испытаний до 100 МПа приводит к дальнейшему возрастанию интенсивности изнашивания сплава как при скорости взаимного перемещения $V = 0,1$ м/с, так и при $V = 0,5$ м/с (см. таблицу). При этом величина I_h составляет $9,3 \cdot 10^{-8}$ и $1,0 \cdot 10^{-7}$ для $V = 0,1$ и 0,5 м/с соответственно. Таким образом, силумин АК15М3 в широком диапазоне скоростей и нагрузок испытаний сохраняет свои сравнительно высокие антифрикционные свойства.

Значения интенсивности линейного изнашивания образцов антифрикционных сплавов на основе меди и алюминия (смазочный материал И-20А, контртело – закаленная сталь 45)

Антифрикционный сплав	Режим трения		Интенсивность линейного изнашивания	Примечание
	удельная нагрузка испытаний, МПа	скорость перемещения образца, м/с		
АК15М3	50	0,1	$0,8 \cdot 10^{-8}$	—
		0,2	$0,9 \cdot 10^{-8}$	—
		0,3	$1,0 \cdot 10^{-8}$	—
		0,5	$1,1 \cdot 10^{-8}$	—
	75	0,1	$2,7 \cdot 10^{-8}$	—
		0,5	$5,3 \cdot 10^{-8}$	—
	100	0,1	$9,3 \cdot 10^{-8}$	—
		0,5	$1,0 \cdot 10^{-7}$	—
БрОЦС 5-5-5	10	0,1	$7,5 \cdot 10^{-7}$	—
	15	0,1	$8,0 \cdot 10^{-7}$	—
	30	0,1	$2,9 \cdot 10^{-6}$	—
	50	0,1	$3,5 \cdot 10^{-6}$	—
БрОФ 10-1	50	0,1	$1,1 \cdot 10^{-8}$	—
	75	0,1	$7,8 \cdot 10^{-8}$	—
	100	0,1	$1,0 \cdot 10^{-7}$	Повышение температуры в зоне трения
		0,5	$3,8 \cdot 10^{-7}$	Повышение температуры в зоне трения
БрАЖ 9-4	50	0,1	$1,3 \cdot 10^{-8}$	—
		0,5	$2,3 \cdot 10^{-8}$	—
	75	0,1	$2,5 \cdot 10^{-8}$	—
		0,5	$6,4 \cdot 10^{-8}$	—
	100	0,1	$0,9 \cdot 10^{-7}$	—
		0,5	$2,8 \cdot 10^{-7}$	Повышение температуры в зоне трения

Антифрикционные бронзы. Результаты сравнительных триботехнических испытаний образцов антифрикционных бронз БрОЦС 5-5-5, БрОФ 10-1 и БрАЖ 9-4 приведены на рис. 4. Твердость бронз БрОЦС 5-5-5, БрОФ 10-1 и БрАЖ 9-4 составляла 115, 140 и 135 HV 10 соответственно. Из рис. 4 видно, что образцы бронзы БрОЦС 5-5-5 обладают сравнительно низкой износостойкостью и интенсивность линейного изнашивания при нагрузке 10 МПа составляет $I_h = 7,5 \cdot 10^{-7}$ (см. таблицу). При более высоких давлениях испытаний интенсивность изнашивания бронзы выходит на высокий уровень $2,9\text{--}3,5 \cdot 10^{-6}$.

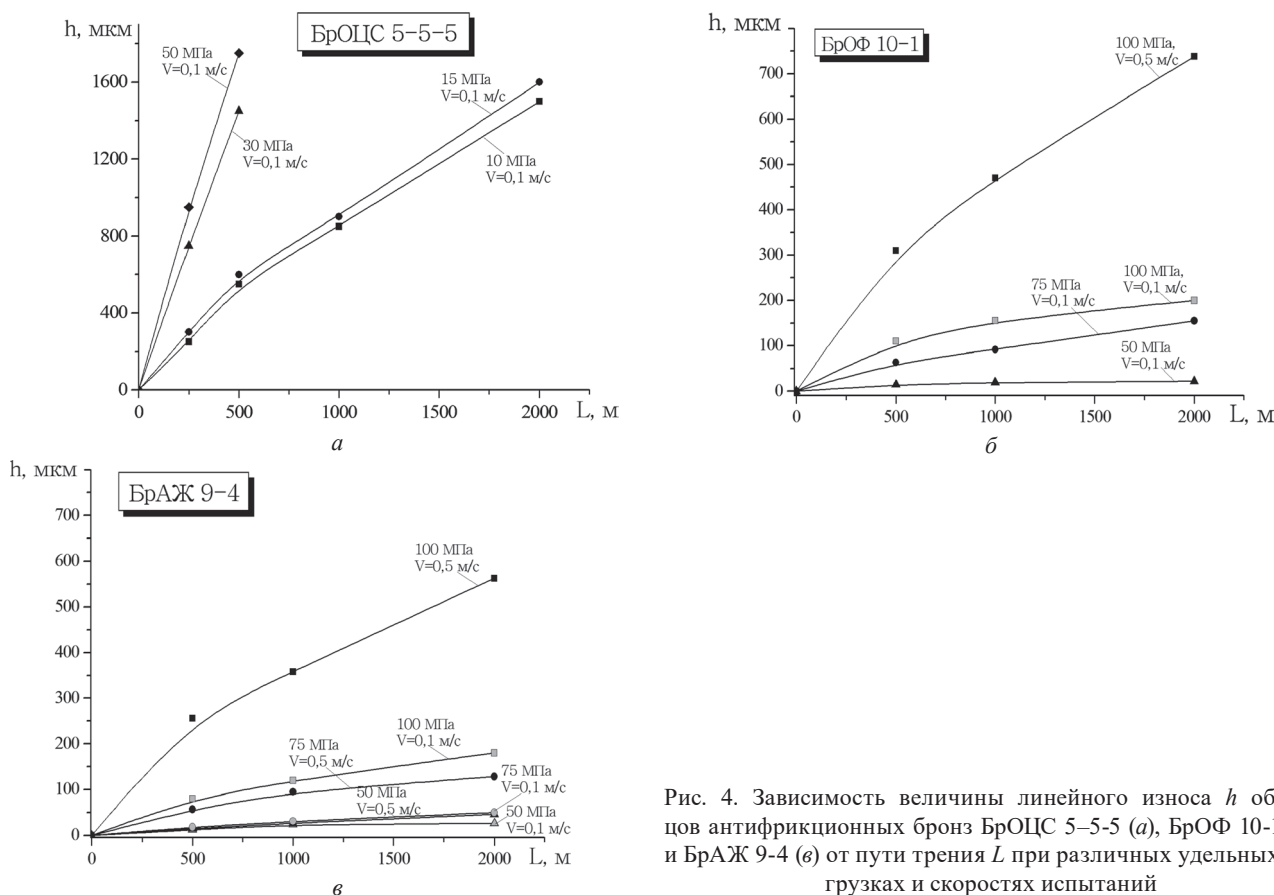
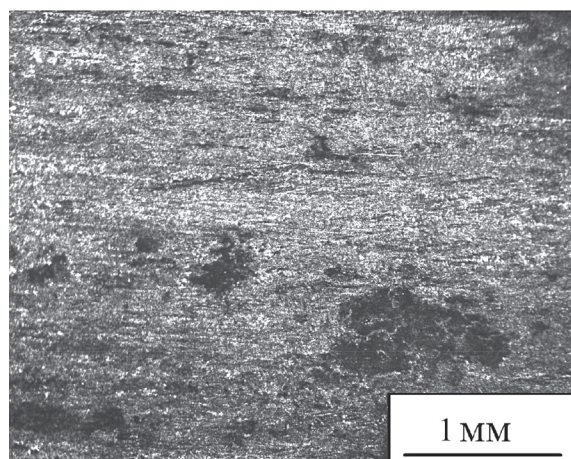


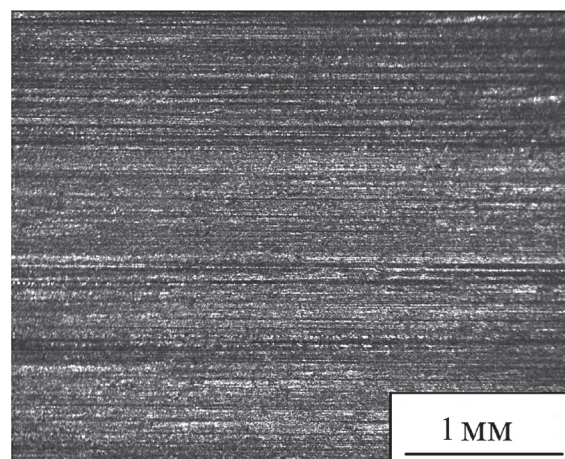
Рис. 4. Зависимость величины линейного износа h образцов антифрикционных бронз БрОЦС 5-5-5 (а), БрОФ 10-1 (б) и БрАЖ 9-4 (в) от пути трения L при различных удельных нагрузках и скоростях испытаний

Относительно низкая износостойкость бронзы БрОЦС 5-5-5 связана с ее невысокой твердостью. Пониженные прочностные свойства бронзы приводят к интенсивному пластическому течению ее поверхностных слоев при трении, что вызывает быстрое развитие в них усталостных трещин и изнашивание. На основе проведенных испытаний можно сделать вывод, что максимальное удельное давление, при котором бронза БрОЦС 5-5-5 сохраняет свои антифрикционные свойства в среде смазочного материала И-20А, составляет $P \leq 10 \text{ МПа}$.

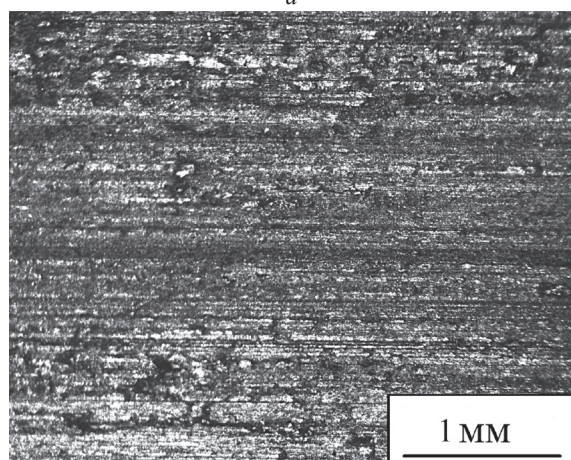
Бронзы БрАЖ 9-4 и БрОФ 10-1 по сравнению с БрОЦС 5-5-5 имеют более высокий уровень твердости и характеризуются повышенными антифрикционными характеристиками. Из рис. 4 видно, что при удельной нагрузке 50 МПа бронзы БрАЖ 9-4 и БрОФ 10-1 имеют более высокую износостойкость ($\approx$ в 30 раз), чем бронза БрОЦС 5-5-5 и величина интенсивности линейного изнашивания составляет $I_h = 1,1\text{--}1,3 \cdot 10^{-8}$ (см. таблицу). Увеличение удельной нагрузки испытаний до $P = 75 \text{ МПа}$ приводит к повышению интенсивности линейного изнашивания бронзы БрАЖ 9-4 до значений $I_h = 2,5 \cdot 10^{-8}$, а бронзы БрОФ 10-1 – до $7,8 \cdot 10^{-8}$ (см. таблицу). Возрастание скорости скольжения образца бронзы БрАЖ 9-4 до $0,5 \text{ м/с}$ сопровождается увеличением интенсивности ее изнашивания до $I_h = 6,4 \cdot 10^{-8}$. В случае испытаний бронз при давлении 100 МПа значения интенсивности их изнашивания выходят на уровень $I_h \approx 3\text{--}4 \cdot 10^{-7}$. При этом регистрируется повышение температуры масляной ванны и на поверхности трения регистрируются следы вырывов (рис. 5). Необходимо отметить, что алюминий-железная бронза имеет несколько более высокие характеристики износостойкости при высоких давлениях испытаний по сравнению с бронзой БрОФ 10-1. Таким образом, антифрикционные бронзы БрОФ 10-1 и БрАЖ 9-4 обеспечивают относительно высокую износостойкость при использовании в узлах трения с нагрузками до $P \leq 100 \text{ МПа}$ ($V = 0,1 \text{ м/с}$).



a



б



в

Рис. 5. Микроструктура поверхностей трения бронзы БрАЖ 9-4 (*a*) и сплава АК15МЗ (*б, в*) после трения: *a, в* – $P = 100$ МПа, $V = 0,5$ м/с, $L = 2000$ м; *б* – $P = 100$ МПа, $V = 0,1$ м/с, $L = 2000$ м

Сопоставляя полученные данные по результатам испытания алюминиевого сплава АК15МЗ и бронз, следует отметить, что антифрикционные свойства алюминиевого сплава превышают соответствующие свойства бронз. При этом алюминиевый сплав показывает сравнительно низкую чувствительность к возрастанию скорости испытаний при высоких давлениях (см. таблицу). Повышенная износостойкость сплава АК15МЗ при его сравнительно невысокой твердости обусловлена, по нашему мнению, низкой температурой рекристаллизации алюминиевой матричной фазы. Указанное свойство сплава способствует релаксации в нем при температурах испытаний дефектов кристаллической структуры и препятствует их накоплению в процессе трения, что повышает сопротивление усталостному разрушению поверхностных слоев сплава при фрикционном взаимодействии. Таким образом, алюминиевый сплав АК15МЗ может выступать в качестве эффективного заменителя дорогостоящих бронз типа БрОЦС, БрОФ и БрАЖ в высоконагруженных узлах трения без снижения их рабочих параметров.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Трение, износ и смазка (трибология и триботехника)** / А. В. Чичинадзе, Э. М. Берлинер, Э. Д. Браун и др.; Под общей ред. А. В. Чичинадзе. М.: Машиностроение, 2003. 576 с.
2. **Крагельский И. В.** Трение и износ / И. В. Крагельский. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.
3. **Марукович Е. И.** Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.
4. **Хрушев М. М., Беркович Е. С.** Определение износа деталей машин методом искусственных баз. М.: Изд-во Академии наук, 1959. 217 с.

REFERENCES

1. **Chichinadze A. V., Berliner Je. M., Braun Je. D.** *Trenie, iznos i smazka (tribologija i tribotekhnika)* [Friction, wear and lubrication (tribology and tribotechnics)]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2003, 576 p.
2. **Kragel'skij I. V.** *Trenie i iznos* [Friction and wear]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1968, 480 p.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** *Modificirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2009, 192 p.
4. **Hrushhev M. M., Berkovich E. S.** *Opredelenie iznosa detalej mashin metodom iskusstvennyh baz* [Determination of wear of machine parts by the method of artificial bases]. Minsk, Izdatel'stvo Akademii nauk Publ., 1959, 217 p.



УДК 669.154

Поступила 12.01.2018

АЛЮМИНИЕВАЯ БРОНЗА. НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ

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

Показано, что плавление и литье алюминиевой бронзы являются сложными физико-химическими процессами. В них главную роль играют центры кристаллизации дендритов α -фазы, нанокристаллы α -фазы, растворенные и адсорбированные кислород и водород. Роль модифицирующих кристаллов интерметаллида $ZrAl_3$ сводится к уменьшению концентрации растворенных кислорода и водорода и интенсификации процесса коагуляции нанокристаллов α -фазы в центры кристаллизации дендритов α -фазы.

Ключевые слова. Алюминиевая бронза, плавка, литье, модифицирование, интерметаллид, нанокристаллы, центры кристаллизации, дендриты, адсорбированный кислород, адсорбированный водород.

ALUMINIUM BRONZE. NANOSTRUCTURAL PROCESSES OF MELTING AND MOULDING

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: info@itm.by

It is shown that melting and molding of aluminum bronze are difficult physical and chemical processes. In them the major role is played by the centers of crystallization of dendrites of a α -phase, the α -phase nanocrystals dissolved and the adsorbed oxygen and hydrogen. The role of the modifying crystals of an intermetallid of $ZrAl_3$ is reduced to reduction of concentration of the dissolved oxygen and hydrogen and an intensification of process of coagulation of nanocrystals of a α -phase in the centers of crystallization of dendrites of a α -phase.

Keywords. Aluminum bronze, melting, molding, modifying, intermetallid, nanocrystals, the centers of crystallization, dendrites, the adsorbed oxygen, the adsorbed hydrogen.

Среди безоловянных бронз наибольшее распространение получила алюминиевая бронза с содержанием алюминия 9–10%. Она обладает хорошими литейными и эксплуатационными свойствами и применяется в основном в качестве тяжелонагруженных шестерен и зубчатых колес. Основной недостаток алюминиевой бронзы – относительно невысокие механические свойства. Чтобы их повысить, используют процессы модифицирования микроструктуры отливок при их затвердевании. Для повышения механических свойств алюминиевой бронзы используют модифицирующую лигатуру, содержащую кристаллы интерметаллида $ZrAl_3$, которые наиболее эффективно измельчают дендриты α -фазы. Принято считать, что модифицирующие интерметаллиды $ZrAl_3$ в алюминиевой бронзе являются центрами кристаллизации (ЦК) дендритов α -фазы. Для этого необходимо, чтобы их кристаллические решетки соответствовали принципу структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского. По уточненным данным, кристаллические решетки $ZrAl_3$ и α -фазы должны быть идентичны по структуре и отличаться по параметрам не более чем на 8% [1]. Кристаллы $ZrAl_3$ имеют тетрагональную решетку с параметрами $a = 0,401$ нм и $c = 1,732$ нм [2]. Кристаллы α -фазы алюминиевой бронзы имеют гранецентрированную кубическую решетку с параметром $a = 0,366$ нм [3]. Таким образом, кристаллические решетки модифицирующего интерметаллида $ZrAl_3$ и α -фазы алюминиевой бронзы не соответствуют принципу структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского. Поэтому с точки зрения общепринятой (классической) теории модифицирования не ясен механизм воздействия кристаллов интерметаллида $ZrAl_3$ на структуру алюминиевой бронзы при ее затвердевании.

Теория модифицирования сплавов должна исходить из теории жидкого состояния. В настоящее время она слабо разработана и достаточно противоречива. Современные представления о металлической

жидкости основаны на том, что расплав – однофазная жидкость, состоящая из атомов. Кроме того, они по непонятному (случайному) механизму периодически и с очень высокой частотой образуют достаточно сложные упорядоченные области – кластеры. Их строение очень близко к структурам кристаллических фаз сплава. Считают, что время жизни кластеров составляет 10^{-10} – 10^{-11} с [4]. Такие крайне нестабильные структурные образования не могут быть центрами кристаллизации (ЦК) фаз. Поэтому классическая теория модифицирования опирается на теорию гетерогенного зародышеобразования, в которой в качестве ЦК выступают стабильные в расплаве интерметаллидные или неметаллические частицы. Но такие представления не могут объяснить механизм модифицирования кристаллами интерметаллида $ZrAl_3$ структуры алюминиевой бронзы при ее затвердевании.

Чтобы понять процессы, происходящие при затвердевании сплавов, необходимо знать, что происходило до их кристаллизации. Для этого предлагается считать расплав, состоящим в основном из термодинамически стабильных (равновесных) нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон [5]. В пользу таких представлений (теории) о структуре расплавов предоставляются следующие аргументы.

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

2. Из результатов по центрифугированию жидких бинарных сплавов следует, что в расплаве существуют упорядоченные зоны (нанокристаллы) фаз с радиусом 2–5 нм [6].

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

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

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

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

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

8. Высокая устойчивость нанокристаллов фаз в расплаве кинетически обеспечивается за счет относительно низких значений удельной межфазной поверхностной энергии. Ее значение для нанокристаллов Cu дисперсностью 3,0 нм составляет $0,67 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$ [5].

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

10. При плавлении металлов их коэффициенты диффузии (самодиффузии) скачкообразно увеличиваются в 1000–10 000 раз [6]. Соответственно во столько же раз возрастают потоки веществ. Это свидетельствует о том, что в расплавах происходит кооперативный, нанокристаллический перенос веществ, а основными структурными единицами являются не атомы, а нанокристаллы.

Исходя из того, что расплавы в основном состоят из нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон, можно исследовать и понять процессы плавки и литья алюминиевой бронзы. Ее плавка включает расплавление сплава и перегрев расплава, а литье – процессы модифицирования и кристаллизации дендритов α -фазы. При плавлении алюминиевой бронзы происходит распад дендритов α -фазы (α^D) на их центры кристаллизации (α^H), нанокристаллы (α^H), атомы меди (Cu^a) и алюминия (Al^a) по следующей реакции:



При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды ($\text{H}_2\text{O}(\text{r})$) воздушной атмосферы происходит следующая реакция:



Растворенные водород и кислород диффундируют в бесструктурные зоны расплава, где адсорбируются в первую очередь на ЦК дендритов α -фазы. Это, по эффекту Ребиндера, способствует распаду α^H на m более мелких нанокристаллов по следующей реакции:



В результате концентрация α^H в расплаве уменьшается и структура отливок становится крупнокристаллической. Между растворенными и адсорбированными кислородом и водородом существует термодинамическое равновесие. При снижении концентраций растворенных кислорода и водорода уменьшаются их адсорбированные концентрации. Этому способствует обработка расплава алюминиевой бронзы лигатурой, содержащей интерметаллиды $ZrAl_3$. Их действие сводится к поглощению растворенного водорода и уменьшению его концентрации в расплаве. Соответственно снижается концентрация адсорбированного водорода. Но основная роль кристаллов $ZrAl_3$ – активно взаимодействовать с растворенным кислородом по реакции:



В результате в расплаве значительно снижается концентрация растворенного кислорода, что приводит к существенному уменьшению концентрации адсорбированного кислорода. Способность кристаллов $ZrAl_3$ активно поглощать растворенный водород и раскислять расплав алюминиевой бронзы активизирует процесс коагуляции α^H в α^H по следующей реакции:



В результате концентрация α^H возрастает и структура отливок становится мелкокристаллической. После модифицирующей обработки расплава алюминиевой бронзы кристаллизация дендритов α -фазы происходит по следующей реакции:



Снижение концентрации водорода также способствует разветвлению дендритов α -фазы и уменьшению расстояния между осями второго порядка [1].

При добавлении в расплав алюминиевой бронзы относительно большого количества модификатора процесс снижения концентрации адсорбированных водорода и кислорода значительно ускоряется. В результате существенно возрастает интенсивность коагуляции нанокристаллов α -фазы. Это приводит к укрупнению ЦК α -фазы и снижению их концентрации в расплаве. При его затвердевании структура отливок становится крупнокристаллической. Происходит так называемый процесс перемодифицирования.

Таким образом, плавка и литье алюминиевой бронзы являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами, в которых определяющую роль играют центры кристаллизации дендритов α -фазы, ее нанокристаллы, растворенные и адсорбированные кислород и водород.

ЛИТЕРАТУРА

1. Стеценко В. Ю. Определение механизмов литья алюминий-кремниевых сплавов с высокодисперсной и инвертированной микроструктурой // Литье и металлургия. 2013. № 2. С. 22–29.
2. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979.
3. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справ. М.: Наука, 1979.
4. Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005.
5. Стеценко В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 33–35.
6. Ершов Г. С., Черняков В. А. Строение и свойства жидких и твердых металлов. М.: Металлургия, 1978.

REFERENCES

1. Stetsenko V. Yu. Opredelenie mekhanizmov litya alyuminievo-kremnievyyh splavov s vysokodispersnoy i invertirovannoy mikrostrukturnoy [Definition of mechanisms of molding of aluminum-silicon alloys with the high-disperse and inverted microstructure]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 22–29.
2. Mondolfo L. F. *Struktura i svojstva alyuminievyh splavov* [Structure and properties of aluminum alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979.
3. Dvojnye i mnogokomponentnye sistemy na osnove medi. *Spravochnik* [Double and multicomponent systems on the basis of copper. Reference book]. Moscow, Nauka Publ., 1979.

4. Brodova I. G., Popel P. S., Barbin N. M., Vatolin N. A. *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv alyuminiyevykh splavov* [Initial fusions as basis of formation of structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005.

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

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

14 международная специализированная ВЫСТАВКА ЛИТЬЕ 22 - 24 мая 2018



КЛЮЧЕВОЕ СОБЫТИЕ ВЫСТАВКИ

○ XIV Международная конференция «Литье. Металлургия 2018»

Организаторы:



Запорожская торгово-промышленная палата



Ассоциация литейщиков Украины



Национальная металлургическая академия Украины



Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины



Национальный университет «Харьковский политехнический институт»

КОСАК
ПАЛАЦ



www.expo.zp.ua

Запорожье

УКРАИНА



Контакты Запорожская торгово-промышленная палата | тел.: +38 (061) 213-50-26 | expo2@cci.zp.ua



УДК 621.74[.045:6.221]

Поступила 10.01.2018

ПОЛУЧЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ РОТОРНОГО ДВИГАТЕЛЯ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ЛИТЬЕМ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Е. И. МАРУКОВИЧ, А. М. БРАНОВИЦКИЙ, А. А. КРУГЛОВ, В. А. ДЕМЕНТЬЕВ, Н. П. САДОВСКИЙ,
Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11.
E-mail: info@itm.by

Разработана технология производства отливок деталей роторного двигателя из алюминиевого сплава АК12М2. Экспериментально установлена насыпная плотность пенополистирола, дающая наилучшее качество поверхности отливок. Организован участок литья по газифицируемым моделям в экспериментальном цехе института.

Ключевые слова. *Литье по газифицируемым моделям (ЛГМ), качество моделей, пенополистирол, противопригарное покрытие, модельный блок.*

PRODUCTION OF ROTARY ENGINES' PARTS FROM ALUMINUM ALLOYS USING LOST FOAM CASTING PROCESS

E. I. MARUKOVICH, A. M. BRANOVITSKIY, A. A. KRUGLOV, V. A. DEMENT'EV, N. P. SADOVSKIY,
Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus,
11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: info@itm.by

The production technology of casting details for rotary engine from the aluminum alloy AK12M2 is developed. The bulk density of expanded polystyrene to ensure the best quality of the surface of castings has been experimentally established. The lost foam casting shop was organized in the experimental department of the Institute.

Keywords. *Lost foam casting (LFC), quality of models, foamed polystyrene, non-stick coating, model clasting.*

Изготовление отливок сложной конфигурации, имеющих скрытые полости и требующих применения более двух сложных стержней, является трудной задачей. Детали роторного двигателя: крышка передняя, коллектор, статор (рис. 1) являются достаточно сложными по конфигурации деталями, имеющими скрытые полости, сложную ступенчатую поверхность и карманы охлаждения. В отличие от традиционных методов литья при литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) модель не извлекается из формы перед заливкой, а в качестве формовочного материала используются различного рода огнеупорные наполнители без связующих, что позволяет получать отливки сложной конфигурации с меньшими затратами по сравнению с традиционными методами литья.

Литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) появилось в 50-х годах прошлого столетия для получения художественных отливок. Затем в 60-е годы началось его применение в промышленности. О важности

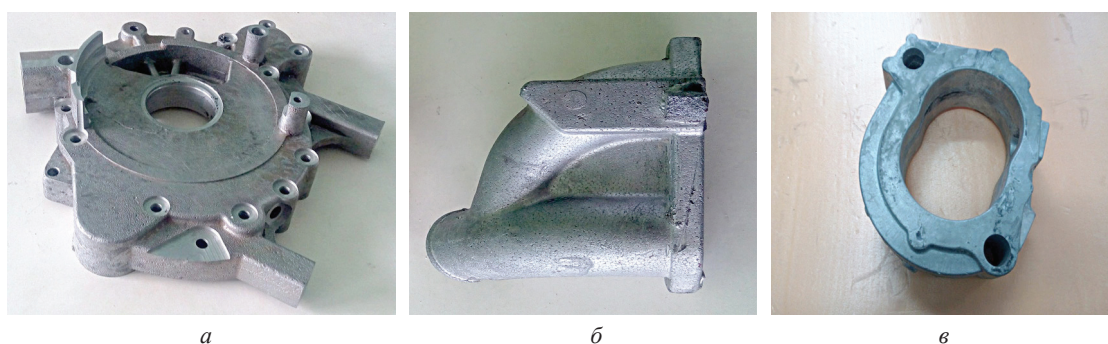


Рис. 1. Отливки деталей роторного двигателя: а – крышка передняя; б – коллектор; в – статор



Рис. 2. Участок изготовления пенополистироловых моделей

ЛГМ свидетельствует тот факт, что свыше 20% всего алюминиевого литья в США производится методом ЛГМ [1]. ЛГМ обладает многими преимуществами перед другими способами литья, например, литьем в землю. С практической точки зрения ЛГМ упрощает литейный процесс, а именно позволяет отливать сложные профили без стержней, для создания отверстий и полостей в отливках. ЛГМ обеспечивает жесткие размерные допуски, гладкую финишную поверхность.

В ИТМ НАН Беларуси создан участок литья по газифицируемым моделям. Изготовление отливок по газифицируемым моделям производится последовательно на участке изготовления пенополистироловых моделей (рис. 2), формовочно-заливочном

участке (рис. 3) и участке финишных операций. Участок изготовления моделей включает оборудование для предварительной подготовки полистирола, изготовления моделей, сборки моделей и модельных блоков, окраски и сушки модельных блоков. В формовочно-заливочный участок входит оборудование для вибрационной формовки блоков моделей в контейнерах (вибростол), вакуумирования контейнеров, плавки и заливки металла, нейтрализации газов и пыли, извлечения деталей, обрезки литников, прибыльных частей, очистки поверхностей от остатков противопопригарного покрытия.

Важным фактором, обеспечивающим качество и характеристики отливки, является материал модели. При изготовлении моделей используются специальные виды полистирола с повышенным содержанием порообразователя, что увеличивает долю газовой фазы. Контроль равномерности гранул полистирола также имеет очень важное значение для получения больших моделей сложной конфигурации и небольшой массы. Однако при значительном улучшении качества отливок при использовании специального полистирола для моделей, тем не менее, на поверхности таких отливок образуются раковины, заполненные твердым углеродным остатком. По этой причине разрабатывали и испытывали и другие материалы для использования в качестве газифицируемых моделей, например, пенополипропилен и материалы на основе полиметилметакрилата [2].

Весь технологический процесс изготовления моделей разделяется на два этапа: предварительная переработка суспензионного полистирола и изготовление моделей в замкнутом объеме пресс-формы. Оба этапа включают в себя целый ряд операций, каждая из которых оказывает существенное влияние на формирование модели надлежащего качества.

Предварительное вспенивание гранул полистирола необходимо для уменьшения плотности материала модели, которое производится различными способами: в горячей воде, паровой ванне, потоке пара, потоке горячего воздуха и электромагнитном поле высокой частоты.

Сушку гранул осуществляли или в потоке теплого воздуха при температуре 25–30 °С, или стационарно. Время сушки полистирола составляет 6–12 ч. Заполнение пресс-форм гранулами пенополистиро-

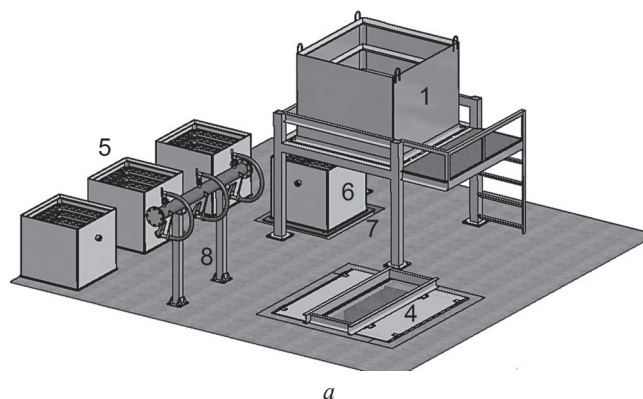
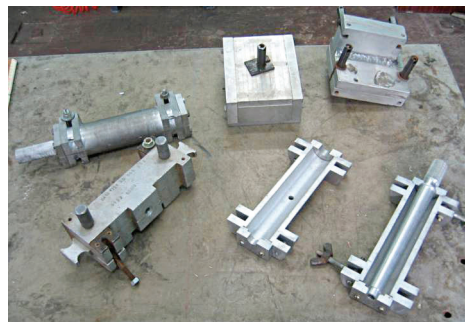
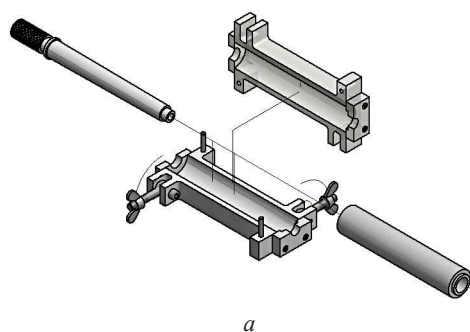


Рис. 3. Формовочно-заливочный участок: а – схема; б – фотография: 1 – сменный раздаточный бункер; 2 – вакуумный аккумулятор; 3 – вакуумный водокольцевой насос; 4 – прямой; 5 – опки под монорельсом заливочного ковша; 6 – опка на вибростол; 7 – вибростол; 8 – стенд вакуумирования



a

б

Рис. 4. Пресс-формы для изготовления пеномоделей осевых стержней: *a* – 3D-модель раскрытой пресс-формы и осевых стержней; *б* – изготовленные образцы пресс-форм

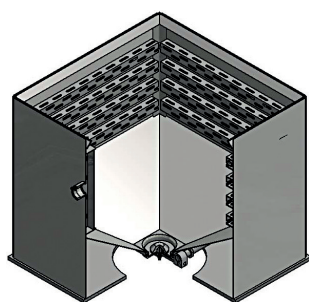


Рис. 5. Литейный вакуумируемый контейнер и модели отливок

ла производили задувным устройством пневматического либо инъекционного типа. Спекание пенополистироловых гранул в модель осуществляли в среде перегретого пара при температуре 110–130 °С в камере автоклава в течение нескольких минут. Для моделей отливок со стенками, толщины которых отличаются кратно, скорость обтекания паром на тонкостенных участках нужно по возможности минимизировать.

Охлаждение пресс-формы происходило в ванне с проточной холодной водой температурой 8–20 °С. Операцию охлаждения пенополистироловой модели вместе с пресс-формой проводили во избежание нарушения ее геометрии, что связано с наличием остатка паров порообразователя в ячейках полистирола. Время охлаждения в зависимости от габаритов пресс-формы составляет 2–10 мин.

Сушку моделей проводили для стабилизации их геометрических параметров. Время вылеживания на стеллажах от 6 ч в зависимости от температуры помещения, где установлены стеллажи. Время хранения модели при исключении поломки не ограничено.

Противопригарное покрытие наносили на модели окунанием в емкости с приготовленной краской, при необходимости труднодоступные места прокрашивали кистью. Кроме предотвращения образования пригара на отливках, повышения жесткости модели, при ЛГМ требуется достаточная газопроницаемость покрытия для удаления продуктов термодеструкции модели, поэтому краску готовили из огнеупорных наполнителей (маршаллит, дистенсилиманиит, цирконовый концентрат, графит, перлит вспученный, тальк) на основе раствора поливинилбутирала в гидролизном спирте или на основе термостойких органических смол [2]. Время сушки одного слоя составляет 1,0–1,5 ч.

На практике стремятся получать элементы литниково-питающих систем цельными с моделями отливок, но это не всегда представляется возможным. Поэтому сложные модели изготавливают из нескольких частей, каждую в своей пресс-форме с одним разъемом, затем их склеивают в цельный модельный блок. Нами в качестве литниковых фрагментов стоячков были выбраны осевые стержни и разработаны для них пресс-формы (рис. 4). Модели самих отливок (рис. 5) были изготовлены по пресс-формам заказчика. Для формовки модельных блоков с габаритами, не превышающими 750×750×600 мм, разработаны два варианта вакуумируемых контейнеров: опоки с донной (рис. 5) и верхней разгрузкой песка. Опоки изготовлены из стали Ст. 3 ГОСТ 380-94. Рабочие габариты опок 800×800×750 мм. Внутри опоки по ее периметру проходят четыре перфорированные направляющие для размещения гибких элементов вакуумирования из металлорукава типа РЗ-Ц-Х-22 У1 (ТУ 22-5570-83). Каждый вакуумпровод подключается к центральному коллектору опоки, через который происходит вакуумирование. Внизу опоки находится люк для донной разгрузки, через который происходит сыпание песка, а отливка остается вну-

три опоки на имеющихся внизу ребрах. Для опок с верхней разгрузкой песка вакуумирование происходит через дно и боковые отверстия.

Для формовки модельных блоков в опоках в среде огнеупорного наполнителя разработан вибростол (см. рис. 3, 7), который снабжен двумя вибраторами ИВ-98Б, жестко прикрепленными к столешнице стола, которая через резиновые виброгасители прикреплена к раме. Вибраторы расположены в горизонтальной плоскости перпендикулярно друг другу. Вибростол способен работать при дискретном одно- и двухосевом режимах вибрации с круговыми колебаниями, что предположительно должно способствовать заполнению песком закрытых полостей, горизонтально расположенных отверстий и поднутрений модели. Уплотнение песка не зависит от направления вибрации, а зависит только от частоты и амплитуды [2]. Согласно общепринятому положению, выбрано свободное расположение опоки на вибрационном столе.

Для создания разряжения в опоке во время ее заливки разработан стенд вакуумирования (см. рис. 3, 8), позволяющий одновременно подключать до трех опок.

Перед установкой окрашенных модельных блоков в опоку в его донной части создается виброуплотненный слой песка толщиной 50–100 мм. При этом из раздаточного бункера 1 в опоку 6, находящуюся на вибростоле 7, сыпается песок. Далее происходит установка окрашенного модельного блока в опоку и заполнение его песком, при этом происходит его виброуплотнение. Далее поверхность песка, который полностью заполнил контейнер, герметизируется полиэтиленовой пленкой и устанавливаются заливочные чаши.

Для удаления газов в процессе термического разрушения пеномодели опока подключается к системе вакуумирования (см. рис. 3), состоящей из стенда вакуумирования 8, вакуумного аккумулятора 2 и вакуумного водокольцевого насоса 3 типа ВВН6. Водокольцевой насос 3 через вакуумный аккумулятор 2 и стенд вакуумирования 8 создает в опоке разряжение давления порядка 0,01–0,06 МПа. Подключение опок 5 к системе вакуумирования производится за 5–10 мин до заливки металла.

Металл плавится в электрической индукционной печи, доставляется в ковше по монорельсу и заливается через литниковую систему. Не раньше чем через 1,5–5 мин после окончания заливки опока отключается от системы вакуумирования.

После необходимого времени охлаждения отливок опока перемещается на приямок 4, в котором находится бункер для песка. После высыпания песка из опоки оставшиеся отливки извлекаются для дальнейших финишных операций.

Пескооборот реализован пока простейшим способом: после опустошения раздаточного бункера 1, из приямка 4 извлекается бункер с остывшим песком и помещается на эстакаде, замещая опустошенный.

Замещение модели расплавленным металлом зависит от ряда факторов. Для очень высоких температур экспериментальные данные [3, 4] указывают на замедление скорости заполнения, что обусловлено возрастанием с температурой встречного давления газов – продуктов сгорания пенополистирола.

Газопроницаемость покрытия определяет величину потока удаляемых газов-продуктов сгорания пенополистирола. Для большинства красок наблюдается преимущественно линейный спад газопроницаемости с ростом толщины [2]. Для высокопроницаемого покрытия наблюдается линейная зависимость скорости заполнения от температуры заливки [3]. Время заполнения формы может удвоиться из-за типа покрытия. Сила тяжести при этом не столь важна как при обычном литье в разовые формы, поскольку контейнеры с формовочным материалом вакуумируются. Однако при ЛГМ сила тяжести помогает скомпенсировать встречное давление, например [4], при сифонной заливке время заполнения составляло 2,7 с, а при заливке сверху – 1,75 с.

Многопараметрический экспериментальный анализ по исследованию комплексного влияния материалов модели и покрытия, температуры заливки показал, что материал пеномодели играет первичную роль при ЛГМ [5]. В частности, пенополистирол и полиметилметакрилат имеют сходные плотности, но разные химические составы и характеристики термического разложения, из-за чего время заливки для полиметилметакрилата примерно в 3 раза выше, чем для пенополистирола, но с пенополистиролом получается больше вязкого остатка, чем с полиметилметакрилатом. Удельную энергию разрушения материала модели можно определить экспериментально из сравнения перегревов при заливке модели и аналогичной полый формы [2].

Плавку шихты (чушки АК12М2) проводили в поворотной электропечи марки WM-20 в шамотографитовом тигле емкостью 45 кг по алюминию. После расплавления металлозавалки вводили завернутый в фольгу флюс ФМС-5 (100 г), предварительно просушенный в течение 2 ч при температуре 400 °С, пу-

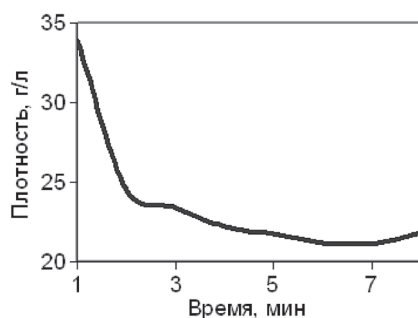


Рис. 6. Зависимость насыпной плотности вспененного полистирола марки K910 от продолжительности нагрева водяным паром

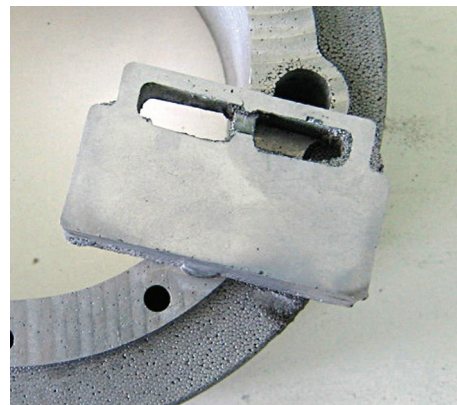
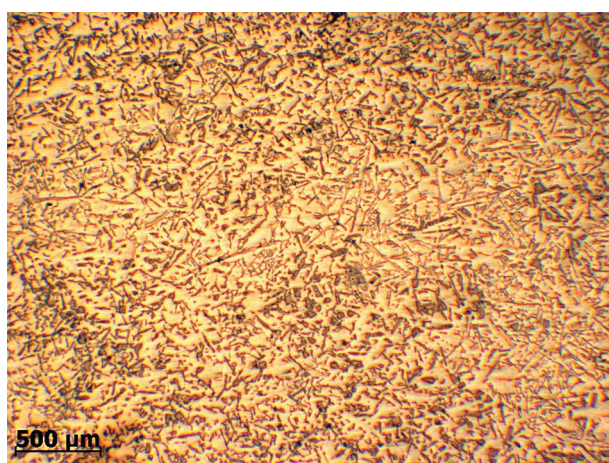
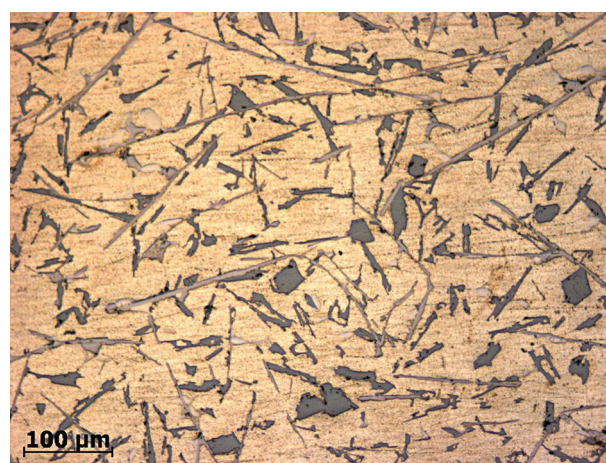


Рис. 7. Шлиф, вырезанный из отливки, полученной в ИТМ НАН Беларуси, на фоне отливки от другого производителя



a



б

Рис. 8. Микроструктура отливки крышки роторного двигателя: *a* – $\times 20$; *б* – $\times 100$

тем замешивания графитовым стержнем. Температура расплава перед разливкой составляла 790–800 °С. За 20 мин до разливки расплава с помощью графитового колокольчика вводили флюс ФТ-2 (15 г). Во время ввода флюса наблюдалось активное бурление расплава с выделением пламени, дыма, едкого запаха и образование сыпучего шлака. Перед сливом в раздаточный ковш расплав перемешивали и снимали шлак.

Для определения плотности пенополистирола, обеспечивающей наилучшее качество поверхности моделей, провели ряд экспериментов, в частности, после обработки в паровой ванне насыпная плотность пенополистирола марки K910 уменьшается в течение нескольких минут (рис. 6), при этом наилучшее качество поверхности моделей получалось при насыпной плотности 28 г/л.

В результате исследований разработана технология производства деталей роторного двигателя (см. рис. 1) из алюминиевого сплава АК12М2, при этом удалось получить плотную структуру отливки (рис. 7). Для металлографического анализа из полученных отливок были вырезаны образцы с большим поперечным сечением. После шлифовки, полировки и химического травления водным раствором кислот (2% HCl + 3% HNO₃ + 1% HF) шлифы исследовали с помощью аппаратно-программного комплекса на базе микроскопа «CarlZeissAxioTech 100 vario». Микроструктура образцов (рис. 8) соответствует литому состоянию, состоит из α -фазы и немодифицированной алюминиево-кремниевой эвтектики. Размер и форма кристаллов эвтектического кремния в алюминиевой матрице характерны для литья в землю с низкой скоростью охлаждения отливки. Отливки имеют твердость в различных частях от 67,2 до 78,3 НВ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Divone L. V. U. S. industrial energy efficiency research // Including a focus on metal casting. In NATO/CCMS Pilot Study. Clean Products and Processes (Phase I). 1999. no. 238. 13–15 p.
2. Шуляк В. С. Литье по газифицируемым моделям. СПб.: НПО «Профессионал», 2007. 408 с.
3. Liu X., Ramsay C. W., Askeland D. R. Study on mold filling control mechanisms in the epc process. afs 94–148. In 98th AFS Casting Congress, Vol. 102, Hamilton, Ont., Canada, May 1994; 903–914.

4. **Yao X., Shivkumar S.** Mold filling and solidification in the lost foam process. afs 95–116. In 99th AFS Casting Congress, Kansas City, Missouri, U. S. A., April 1995. P. 761–765.
5. **Wang C., Ramsay C. W., Askeland D. R.** Effect of processing parameters on mold filling for gray iron epc castings using statistical experimental techniques. afs 94–151. In 98th AFS Casting Congress, Hamilton, Ont. Canada, May 1994. P. 921–930.

REFERENCES

1. **Divone L. V.** *U. S. industrial energy efficiency research, Including a focus on metal casting.* In NATO/CCMS Pilot Study. Clean Products and Processes (Phase I), 1999, no. 238, pp. 13–15.
2. **Shuljak V. S.** *Lit'e po gazificiruemym modeljam* [Casting on gasified models]. St. Peterburg, NPO «Professional» Publ., 2007, 408 p.
3. **Liu X., Ramsay C. W., Askeland D. R.** *Study on mold filling control mechanisms in the epc process.* afs 94–148. In 98th AFS Casting Congress, Vol. 102, Hamilton, Ont., Canada, May 1994; 903–914.
4. **Yao X., Shivkumar S.** *Mold filling and solidification in the lost foam process.* afs 95–116. In 99th AFS Casting Congress, Kansas City, Missouri, U. S. A., April 1995; 761–765.
5. **Wang C., Ramsay C. W., Askeland D. R.** *Effect of processing parameters on mold filling for gray iron epc castings using statistical experimental techniques.* afs 94–151. In 98th AFS Casting Congress, Hamilton, Ont. Canada, May 1994, pp. 921–93.



УДК 621.74

Поступила 13.10.2017

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПОЛУЧЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ЛИТЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ЗАПОРНОЙ ТРУБОПРОВОДНОЙ АРМАТУРЫ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

П. Б. КАЛЮЖНЫЙ, С. О. КРОТЮК, М. Т. ЛЕВЧУК, Физико-технологический институт металлов и сплавов Национальной академии наук Украины, г. Киев, Украина, пр. Вернадского, 34/1.
E-mail: kpb.cmw@ukr.net

Описаны особенности технологического процесса получения отливок запорной арматуры из стали литьем по газифицируемым моделям. Показано, что размерная точность отливки «Корпус вентиля ДУ80» превосходит 7-й класс точности, а качество поверхности, механические свойства и химический состав стали полностью соответствуют требованиям заказчика. Приведена методика испытаний на герметичность отливок запорной арматуры.

Ключевые слова. Литье по газифицируемым моделям, запорная арматура, герметичность, пенополистироловая модель, противопожарное покрытие, размерная точность.

THE PRODUCTION TECHNOLOGICAL PROCESSES OF STEEL CAST PRODUCTS FOR SHUT-OFF VALVES BY CASTING ON LOST FOAM CASTING

P. B. KALYUZHNYI, S. O. KROTYUK, M. T. LEVCHUK, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine, 34/1, Vernadskogo ave.
E-mail: kpb.cmw@ukr.net

The peculiarities of technological processes of obtaining steel castings of shut-off valves by lost foam casting are described. It is shown that the dimensional accuracy of the casting «Valve Body DN80» exceeds 7-th accuracy class; the surface quality, mechanical properties and chemical composition of the steel completely meet the customer requirements. The test procedure for leakproofness of shut-off valves castings is given.

Keywords. Lost foam casting, shut-off valves, leakproofness, foam polystyrene pattern, non stick coating, dimensional accuracy.

Наблюдаемое в последнее время в Украине и мире распространение способа литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) обусловлено не только его простотой, но и стремлением производителей получить отливки более высокой точности, с меньшими припусками, более высоким качеством поверхности и уменьшить потери от брака. В то же время многие производители отливок отдают предпочтение простому, но более затратному способу литья в холоднотвердеющие смеси (ХТС). Тенденции отечественного производителя направлены на модернизацию оборудования и повышение производительности труда, что позволит частично заменить китайскую продукцию на европейском рынке литейных изделий [1]. Именно ЛГМ за счет своих преимуществ дает возможность выпускать высококачественное конкурентоспособное литье.

ЛГМ позволяет получать особо точные геометрические размеры отливок (6–7-го класса точности ГОСТ 26645-85) с высокой чистотой поверхности (шероховатость поверхности 12,5–25 мкм). Также отпадает необходимость в литейных припусках, обеспечиваются только минимальные припуски на механическую обработку литых деталей. Процесс ЛГМ позволяет получать отливки сложной формы без применения стержней, что положительно сказывается на точности отливки, а также исключает из производственного процесса стержневое оборудование.

Вследствие использования в качестве огнеупорного наполнителя сухого кварцевого песка формовочная смесь значительно удешевляется. Отсутствие связующих компонентов положительно влияет на огнеупорность смеси. Также отпадает необходимость в смесеприготовительном оборудовании. В процессе

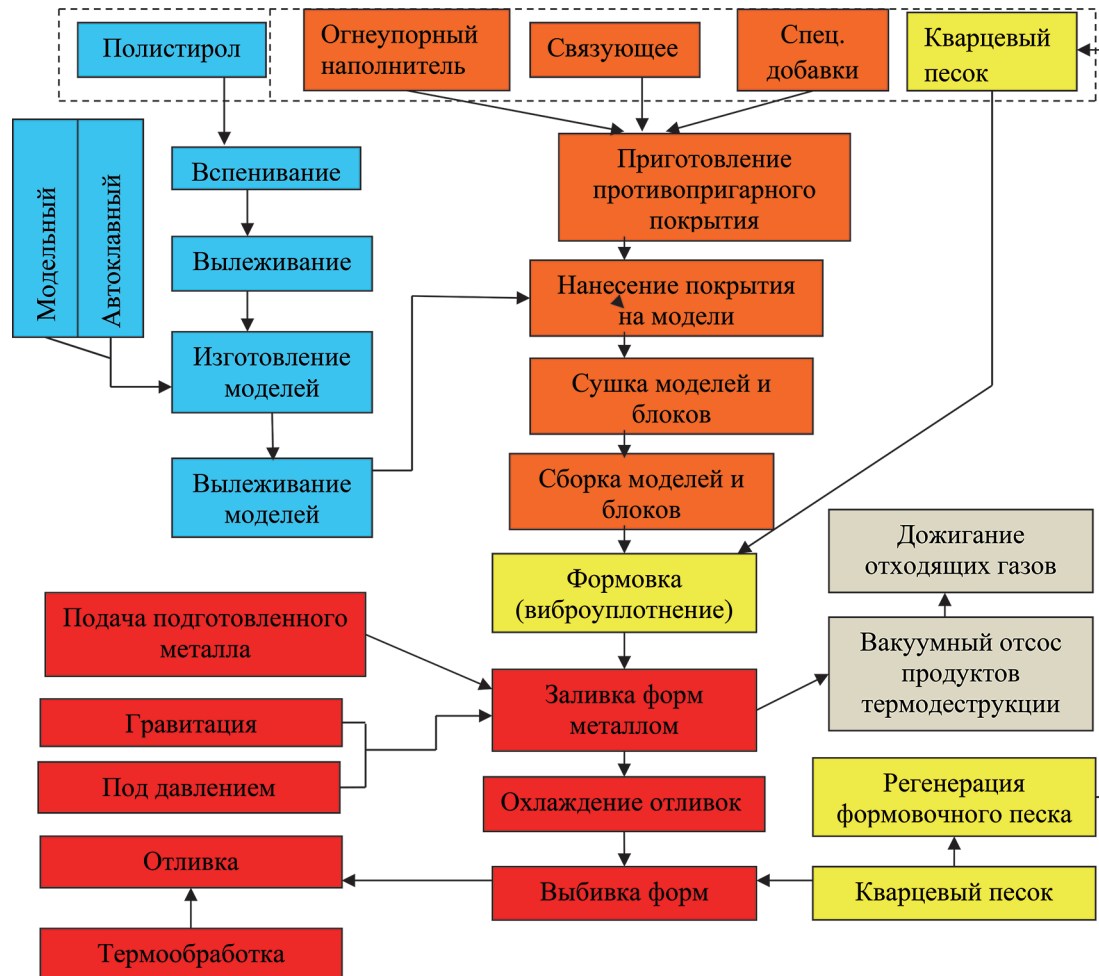


Рис. 1. Блок-схема технологических процессов получения отливок по газифицируемым моделям

получения отливок ЛГМ потери песка незначительны, а операция его подготовки заключается только в охлаждении, просеивании и обеспыливании. Использование сухого песка, кроме того, упрощает выбивания форм и улучшает условия труда, поскольку отсутствуют связующие компоненты (как в формах из ХТС), которые обычно выделяют вредные вещества.

ЛГМ позволяет быстро перенастраивать производство на выпуск новых изделий, соответствует тенденциям к гибкости и маневренности производства. Простота способа и оборудования дает возможность комплексной автоматизации и компьютеризации всего технологического процесса.

Технологический процесс изготовления отливок по газифицируемым моделям состоит из основных этапов: подготовка пенополистирола, изготовление пенополистироловых моделей, приготовление противпригарного покрытия и нанесение его на модель, сборка моделей в блоки, формование моделей или блоков в песке и заливка их необходимым сплавом. Общая блок-схема процесса производства отливок по газифицируемым моделям показана на рис. 1.

Перспективным для изготовления литых изделий трубопроводной арматуры, по мнению автора работы [2], является технология вакуумно-пленочной формовки (ВПФ). Но ВПФ, так же как и литье в ХТС, требует недешевого стержневого производства. Мы же считаем, что для производства арматурных отливок наиболее подходящим является способ ЛГМ. Данная технология позволяет получать отливки не только без стержней, но и дает возможность выбрать любое положение отливки в форме (поскольку форма образуется путем засыпки разовой модели сухим песком), что особенно важно для получения бездефектных ответственных отливок арматуры. Некоторые производители литья уже освоили изготовление запорной арматуры из чугуна методом ЛГМ, о чем свидетельствуют сайты литейных предприятий, в частности китайских. Это обусловлено тем, что в технологическом плане производство запорной арматуры из чугуна проще, и требования к ней ниже, ввиду того что рабочее давление чугунной арматуры, как правило, составляет 1,6 и 2,5 МПа. Однако стальные отливки запорной арматуры, работающие при давлении 4 МПа, по сложившемуся мнению, получить методом ЛГМ сложнее из-за низких техноло-

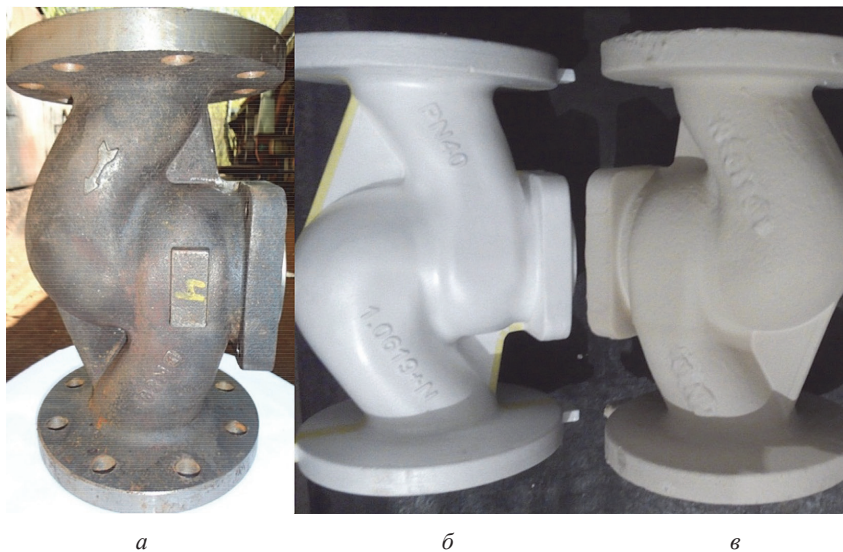


Рис. 2. Отливка «Корпус вентиля ДУ80» (а), пенополистироловая модель (б), модель с противопопригарным покрытием (в)

гических свойств стали и незнания всех особенностей метода. Мы же на реальном примере докажем, что изготовить стальную отливку запорной арматуры методом ЛГМ вполне реально и не так уж и сложно.

Рассмотрим технологический процесс получения отливок арматуры из стали по газифицируемым моделям на примере отливки «Корпус вентиля ДУ80» (рис. 2, а). Масса отливки составляет 19,7 кг, марка сплава – сталь 20Л ГОСТ 977-88. Корпус запорной арматуры относится к особо ответственным отливкам, поскольку к нему предъявляются требования по герметичности (рабочее давление изделия составляет 4 МПа). Поэтому при производстве таких отливок важно учитывать не только все особенности метода ЛГМ, но и производить анализ и контроль на всех его этапах.

В начальной стадии разработки технологии получения отливок «Корпус вентиля ДУ80» была спроектирована литниково-питающая система. Для данной отливки был выбран нижний подвод металла, поскольку это обеспечивает равномерную газификацию модели в форме и исключает охват жидким металлом пенополистирола при заливке. С помощью компьютерного моделирования были определены места образования усадочных дефектов и проведена оптимизация литниково-питающей системы. Так как при нижнем подводе металла расплав поступает в прибыли охлажденным и не создаются условия направленного затвердевания, поэтому для эффективной работы прибылей использовали экзотермические оболочки.

Для изготовления моделей исходный пенополистирол подвспенивали в паровом вспенивателе, после чего гранулы полистирола вылеживались 5–10 ч. Пресс-формы задували гранулами вспененного полистирола и помещали в автоклав, где происходило спекание пенополистирола и формообразование, таким образом, моделей. Плотность моделей выдерживали в пределах 25–27 кг/м³, поскольку при меньшей плотности невозможно было обеспечить прочность пенополистироловой модели, а при более высокой возрастало науглероживание стали при заливке. В данном процессе ввиду сложной конфигурации отливки очень важна конструкция пресс-формы. Правильно сконструированная пресс-форма должна обеспечивать хорошее заполнение ее гранулами полистирола, а также его равномерное спекание модели в автоклаве. Модели литниковой системы изготавливали полыми, это позволяло минимизировать науглероживание стали при ее заливке в форму.

После вылеживания моделей на протяжении 10–12 ч (для удаления влаги из пенополистирола) собирали модели (рис. 2, б) и модели литниковой системы путем склейки полимерным клеем и малярной лентой. Сборка элементов литниковой системы также обеспечивалась соединением «шип-паз» с целью повышения точности сборки, минимизации использования клея и повышения производительности труда.

На готовые модели методом окунания наносили противопопригарное покрытие, при этом контролировали его плотность, вязкость и газопроницаемость. Толщина покрытия на моделях находилась в пределах 0,4–0,8 мм. Модели с нанесенным покрытием (рис. 2, в) сушили при температуре 40 °С на протяжении 10–15 ч. Для данной отливки мы применяли и исследовали две разные краски: на основе дистенсилимита и на основе циркониевого концентрата. В ходе промышленных опытов было установлено, что и первое, и второе противопопригарные покрытия обеспечивают защиту отливки от пригара и дают чистую поверхность (рис. 3).



Рис. 3. Качество поверхности отливки «Корпус вентиля ДУ80» после дробеочистки

Высушенные модели с покрытием собирали с литниковой системой в модельный блок, который затем устанавливали на песчаную «подушку» в литейный контейнер. Далее модельный блок засыпали до половины своей высоты песком и уплотняли за счет вибрации. После чего на выступающие части прибывлей одевали экзотермические оболочки и наполняли контейнер песком доверху.

Поскольку заливку проводили с поворотного ковша, то для очистки металла в канале литниковой системы размещали пенокерамические фильтры на основе диоксида циркона. Данные пенокерамические фильтры способствуют не только задерживанию шлака, но и при прохождении сквозь фильтр жидкого металла адсорбируют газовые включения. Отливки, полученные без фильтров, имели неметаллические включения в отличие от отливок, изготовленных с применением фильтров.

Выплавку стали 20Л проводили в индукционной тигельной печи ИСТ-0,5. В качестве шихтовых материалов использовали стальной прокат из Ст3 и ферро-

сплавы. При выплавке стали важно было получить расплав с низким содержанием углерода (до 0,17%), чтобы обеспечить после науглероживания при заливке заданный химический состав в отливке.

Заливку стали проводили при температуре 1620 °С при величине вакуума в форме 0,04 МПа. Наличие вакуума в форме очень важно, поскольку он не только удаляет продукты деструкции пенополистирола, но и обеспечивает прочность формы за счет перепада давления. Охлаждение отливок в контейнере продолжалось 7–8 ч, после чего отливки выбивали, а после охлаждения на воздухе передавали на участок обрубки и термообработки.

Немаловажным параметром для получения арматурных отливок является их размерная точность. Для ЛГМ получение качественной модели означает наполовину получение годной отливки. Собственно размерная точность отливки обеспечивается размерной точностью модели, которая обеспечивается пресс-формой и точностью сборки модели. Из табл. 1 видно, что реальные размеры модели «Корпус вентиля ДУ80» отличаются от расчетных не более чем на 1,3%. На рис. 4 приведены основные размеры отливки «Корпус вентиля ДУ80», которые подлежат контролю при ее изготовлении. Результаты замеров данных отливок (табл. 1) показали, что все размеры попадают в поле допусков, установленное заказчиком. Более того, большинство размеров превышают указанные допуски в несколько раз, а их точность превышает 7т класс по ГОСТ 26645-85.

Таблица 1. Размерная точность стальных отливок «Корпус вентиля ДУ80»

Номинальный размер отливки, мм	Размер модели по чертежу, мм	Реальный средний размер модели, мм	Отклонение размера модели, мм	Реальный средний размер отливки, мм	Отклонение размера отливки, мм	Допуск размера по чертежу, мм	Класс точности размера по ГОСТ 26645-85
1	2	3	4	5	6	7	8
116,0	118,32	118,36	+0,04	116,9	+0,9	+/-1,8	7т
93,0	94,86	94,98	+0,12	92,73	-0,27	-4,0	3
9,5	9,69	9,68	-0,01	9,52	+0,02	+2,0	1
9,5	9,69	9,65	-0,04	9,59	+0,09	+2,0	2
89,0	90,78	91,05	+0,27	89,04	+0,04	+/-1,5	1
9,5	9,69	9,69	0,0	9,60	+0,1	+2,0	2
9,5	9,69	9,67	-0,02	9,55	+0,05	+2,0	1
318,0	324,36	322,10	-2,26	317,05	-0,95	+/-2,2	6
310,0	316,2	313,25	-2,95	309,0	-1,0	-4,0	6
22,0	22,44	22,77	+0,33	22,28	+0,28	+2,0	5т
22,0	22,44	22,73	+0,29	22,17	+0,17	+2,0	3
200,0	204,0	203,29	-0,71	198,98	-1,02	+/-2,0	7т
200,0	204,0	203,25	-0,75	198,94	-1,06	+/-2,0	7т

1	2	3	4	5	6	7	8
141,0	143,82	143,57	-0,25	140,81	-0,19	+/-1,8	2
141,0	143,82	143,57	-0,25	140,83	-0,17	+/-1,8	2
80,0	81,6	81,17	-0,43	79,1	-0,9	+/-1,6	7т
80,0	81,6	81,25	-0,35	79,22	-0,78	+/-1,6	7т
8,0	8,16	8,50	+0,34	8,2	+0,2	+2,0	4
76,0	77,52	77,33	-0,19	75,86	-0,14	-2,0	1
22,0	22,44	22,75	+0,31	22,46	+0,46	+2,5	6

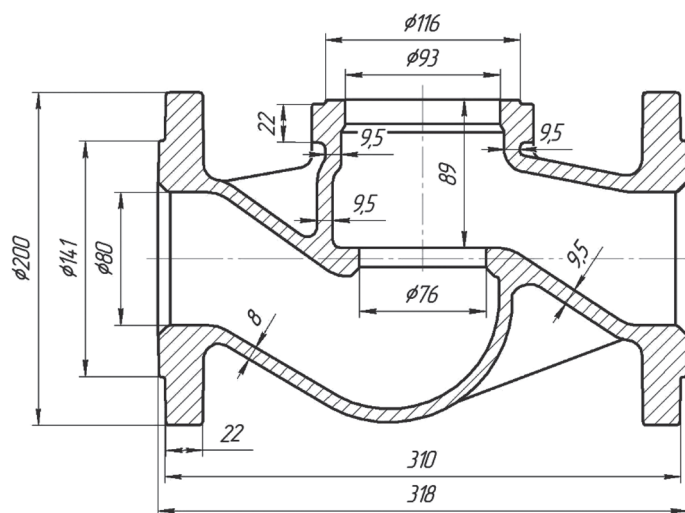


Рис. 4. Чертеж отливки «Корпус вентиля ДУ80»

Получая отливки с точностью выше 7-го класса, отпадает необходимость закладывать в литую конструкцию неоправданно большие толщины стенок. При этом появляется возможность снижения массы детали и следует экономическая эффективность – уменьшение затрат на производство тонны литья за счет снижения себестоимости и сохранения цены на продукцию. Кроме того, объем вредных выбросов будет сокращен пропорционально уменьшению общей металлоемкости [3].

Измерение толщины стенок отливки и контроль их разностенности проводили с помощью ультразвукового толщиномера мод. ТМ-8812, который предназначен для измерения толщины металлических и неметаллических изделий при доступе к ним с одной стороны в диапазоне от 1,0

до 200 мм с точностью 0,1 мм. Принцип работы ультразвукового толщиномера основывается на измерении времени распространения звуковой волны в изделии. В приборе используется контактный способ обеспечения акустического контакта прижимом поверхности преобразователя к поверхности контролируемого изделия, на который нанесен глицерин.

Как известно, чтобы получить необходимые свойства в стальной отливке, следует обеспечить заданный химический состав сплава. Ошибочным является мнение, что невозможно получить стальную отливку методом ЛГМ с содержанием углерода ниже 0,25%. Именно комплексный подход к решению данной задачи позволил нам изготовить арматурную отливку из стали 20Л ГОСТ 977-88. Результаты анализа и испытаний показывают, что химический состав стали (табл. 2) в отливке «Корпус вентиля ДУ80» и механические свойства стали (после нормализации) (табл. 3) полностью соответствуют ГОСТ и техническим требованиям заказчика, а предел прочности значительно превосходит лимитируемые значения.

Таблица 2. Химический состав стали в отливках «Корпус вентиля ДУ80»

Номер плавки	Содержание элементов в стали, мас. %								
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Cu	V
1	0,23	0,48	0,86	0,03	0,03	0,03	0,17	0,09	0,001
2	0,22	0,3	0,67	0,03	0,03	0,03	0,17	0,09	0,001
3	0,22	0,31	0,50	0,03	0,03	0,08	0,20	0,09	0,003
4	0,24	0,35	0,76	0,02	0,02	0,03	0,16	0,10	0,002
ТУ заказчика	0,18–0,23	0,3–0,6	0,5–1,2	<0,03	<0,03	Cr+Mo+Ni+V+Cu < 1,0			

Таблица 3. Механические свойства стали в отливках «Корпус вентиля ДУ80»

Номер плавки	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %
1	580	375	22	32
2	540	325	22	32
3	520	315	22	32
4	560	390	22	32
ТУ заказчика	>420	>240	>22	>30

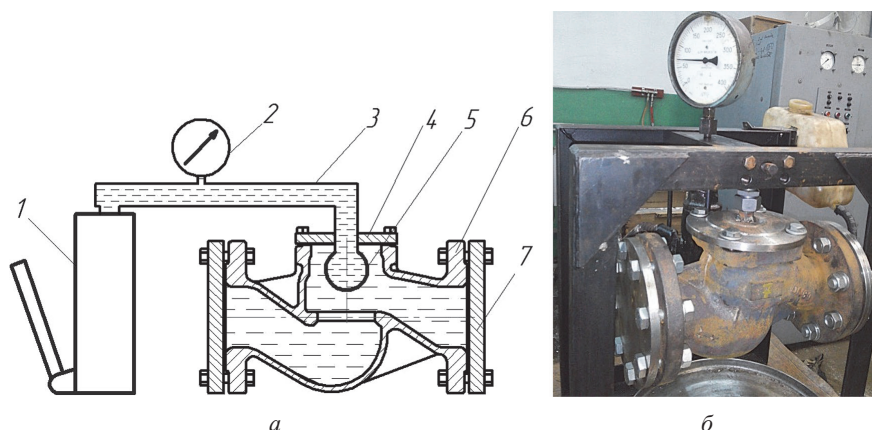


Рис. 5. Схема (а) и фото (б) стенда для испытаний на герметичность отливок запорной арматуры

Размерная точность и результаты механических испытаний подтверждают, что произведенные методом ЛГМ стальные отливки запорной трубопроводной арматуры полностью соответствуют предъявляемым к ним требованиям.

Поскольку запорная арматура работает под давлением, то литые заготовки корпусов арматуры должны испытываться на герметичность при давлении, превышающем в 1,5 раза рабочее номинальное давление. Для испытаний на герметичность специалистами ФТИМС НАН Украины был сконструирован испытательный стенд. Конструктивно он представляет собой станину, на которой установлен ручной гидравлический насос 1 (рис. 5, а), а также соединительный канал 3 и фланец 4, с его помощью испытуемое изделие 6 крепится на стенд.

Для проведения испытаний на герметичность отливки «Корпус вентиля ДУ80» к ее боковым фланцам прикручивали глухие фланцы 7 (рис. 5, а, б), при этом плотность прилегания обеспечивалась резиновыми прокладками. После этого отливку наполняли доверху водой и устанавливали на стенд, прикручивая верхний фланец отливки к фланцу 4 стенда. Испытания проводили следующим образом: под действием давления, создаваемого насосом 1, машинное масло через канал 3 поступало в эластичную мембрану 5, которая размещена в отливке с водой. Поскольку создаваемое давление масла в насосе, величину которого определяли по манометру 2, передавалось через стенки мембраны на воду, то в отливке получали такое же давление воды.

Поскольку рабочее давление изделия «Корпус вентиля ДУ80» составляет 4 МПа, то испытания на герметичность проводили при давлении 6 МПа. Данные испытания позволили выявить в отливках места образования пор и несплошностей, которые приводили к течи. Отливка считалась прошедшей гидравлические испытания, если на протяжении 10 мин при давлении 6 МПа на ее поверхности не появилась течь.

В общем комплексный подход к проектированию технологического процесса с использованием современных технологий позволил получить качественные отливки «Корпус вентиля ДУ80». Спроектированный технологический процесс позволит заказчику перевести производство литых деталей запорной арматуры из традиционного литья в песок на более экономичный метод ЛГМ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Перспективы литья в ЕС // Металл Украины. 2015. № 12(595). С. 22.
2. Буданов Е. Н. Производство отливок арматуры (вентили, задвижки, фитинги, клапаны) // Литейщик России. 2005. № 10. С. 11–18.
3. Шинский О. И. Экология, технология и экономика литейного производства Украины // Оборудование и инструмент для профессионалов. 2011. № 4. С. 90–94.

REFERENCES

1. Perspektivy lit'ja v ES [Prospects of casting in the EU]. *Metall Ukrainy = Ukraine metal*, 2015, no. 12(595), p. 22.
2. Budanov E. N. Proizvodstvo otlivok armatury (ventili, zadvizhki, fitingi, klapany) [Production of valves castings (valves, faucets, fittings, flaps)]. *Litejshhik Rossii = Russian Foudryman*, 2005, no. 10, pp. 11–18.
3. Shinskiy O. I. Jekologija, tehnologija i jekonomika litejnogo proizvodstva Ukrainy [Ecology, technology and economy of Ukraine foundry production]. *Oborudovanie i instrument dlja professionalov = Equipment and tools for professionals*, 2011, no. 4, pp. 90–94.



УДК 621.74

Поступила 16.10.2017

СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ДОВОДКИ И РАЗЛИВКИ СТАЛИ И СПЛАВОВ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

В. И. ЗОЛОТУХИН, А. Г. ГОЛОВКО, Е. И. ГОРДЕЕВ, Д. А. ПРОВОТОРОВ, НПП «Вулкан-ТМ», г. Тула, Россия, Алексинское шоссе, 34. E-mail: viz101@bk.ru

В статье рассматриваются вопросы комплексной технологии и оборудования доводки и разливки стали и сплавов в литейной промышленности. Даны решения, позволяющие гарантированно снизить неметаллические включения в расплаве, а также решить ряд других сопутствующих проблем литейного производства, таких, как внедрение системы донной продувки расплава инертным газом; внедрение защиты струи металла от вторичного окисления; футеровки свода дуговой электропечи и т. д.

Показаны различные виды изделий и оборудования производства НПП «Вулкан-ТМ»: продувочных донных пробок и узлов, стаканы-дозаторы, устройство газодинамической защиты струи металла от вторичного окисления, двухручьевого трайб-аппарат мод. ТАП 2–1 с бунторазматывающим устройством.

Описаны преимущества оборудования для сталеразливки и внепечной обработки стали.

Ключевые слова. *Огнеупоры, сталеразливочный ковш, внепечная обработка, рафинирование расплавов, неметаллические включения, донная продувка расплава, трайб-аппарат, устройство газодинамической защиты металла.*

MODERN EQUIPMENT FOR REFINING AND CASTING OF STEEL AND ALLOYS IN FOUNDRY PRODUCTION

V. I. ZOLOTUKHIN, A. G. GOLOVKO, E. I. GORDEEV, D. A. PROVOTOROV, SPE «Vulkan-TM», Tula City, Russia, 34, Alexinsky highway. E-mail: viz101@bk.ru

The article deals with the issues of complex technology and equipment for refining and casting steel and alloys in the foundry industry. Solutions are given that make it possible to guarantee a reduction in nonmetallic inclusions in the melt, as well as to solve a number of other related problems of foundry production, such as the introduction of a bottom blowing melt system with an inert gas; the introduction of protection of the metal stream from secondary oxidation; lining the arch of an electric arc furnace, etc.

Various types of products and equipment produced by NPP Vulkan-TM are shown: blowing bottom plugs and assemblies, metering nozzles, gas-dynamic protection of the metal stream from secondary oxidation, two-arm wire-feeding machine mod. TAP 2–1 with unwinding device.

Advantages of the equipment for steel casting and extra-furnace steel processing are described.

Keywords. *Refractory products, steel ladle, extra-furnace steel processing, melt refining, non-metallic inclusion, bottom blowing melt system, wire-feeding machine, gas-dynamic protection device of the metal.*

На современном этапе развития отечественных сталелитейных производств сохраняется тенденция расширения возможностей способов внепечной обработки за счет инновационных процессов в создании огнеупорных и вспомогательных материалов, в частности, благодаря серьезному прогрессу в области производства огнеупоров повышенной стойкости (футеровка сталеразливочного ковша, продувочные пробки и т. п.).

Комплексное решение задач по совершенствованию методов внепечной обработки и рафинирования расплавов на протяжении последнего десятилетия доказало наибольшую эффективность по сравнению с поэтапной модернизацией отдельных единиц технологического оборудования. На протяжении длительного времени стремительное появление на рынке и внедрение донных продувочных фурм различных модификаций и производителей не способно было в полной мере реализовать требуемый уровень качества внепечной обработки, так как существующее оборудование по подаче порошковой проволоки в ковш не позволяло обеспечить скоростные режимы и точность дозирования проволоки.

Расширение спектра операций по легированию, рафинированию и модифицированию металла для выпуска высококачественной продукции повлекло за собой острую необходимость в увеличении стой-

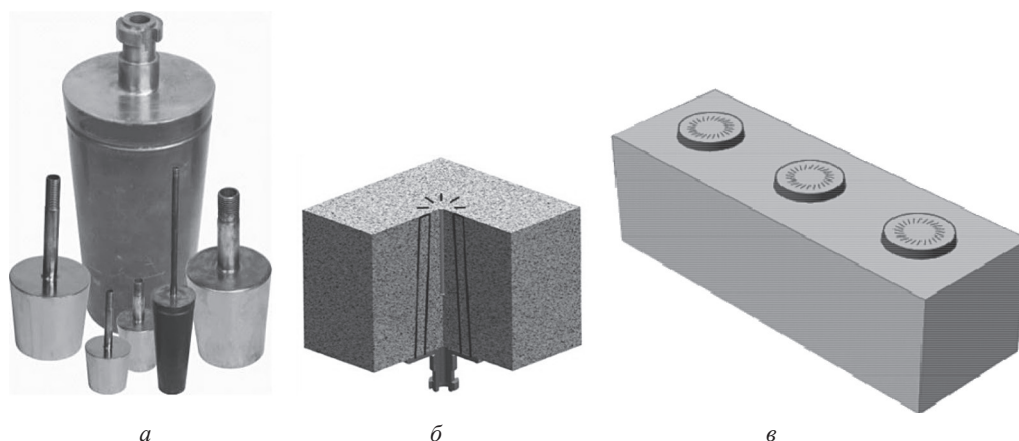


Рис. 1. Оборудование для донной продувки производства НПП «Вулкан-ТМ»: а – продувочные донные пробки; б – монолитный узел; в – мультипродувочный блок

кости футеровки, а следовательно, и сменных огнеупорных частей стопоров. Если задачу повышения стойкости футеровки можно было решить путем подбора различных вариантов футеровок, то повышение эксплуатационных характеристик элементов стопора практически всегда склоняло к закупке комплектующих за рубежом, по завышенной стоимости, либо к переходу на шиберную разливку металла, что не всегда осуществимо (малый тоннаж ковшей, особые требования к условиям разливки и т. п.).

Продукция НПП «Вулкан-ТМ» широко известна в литейной отрасли промышленности. В рамках комплексного решения задач повышения эффективности методов внепечной обработки и разливки стали предприятие реализовало качественный скачок как за счет совершенствования методов изготовления формованных и неформованных огнеупоров, так и за счет одновременного расширения возможностей технологического оборудования для доводки и разливки стали.

В настоящее время в литейном производстве все чаще возникает необходимость получения качественных отливок с минимальным содержанием неметаллических включений, а следовательно, снижение процента существующего брака. «Вулкан-ТМ» предлагает комплексное решение существующей проблемы, позволяющее гарантированно снизить такие включения, а также решить ряд других сопутствующих проблем: внедрение системы донной продувки расплава инертным газом; внедрение защиты струи металла от вторичного окисления при заливке металла в форму; проектирование, изготовление и поставка монолитной (бетонной) футеровки свода дуговой электропечи; проектирование и поставка оборудования для замены шамотной футеровки ковша на корундовую либо поставка готовой корундовой футеровки; нанесение защитного слоя на шамотные изделия сифонного припаса; защита стержня или формы от струи металла керамической вставкой.

Подтверждением востребованности продукции НПП «Вулкан-ТМ» служит значительная численность предприятий-заказчиков, среди которых более 40 литейных заводов, а также машиностроительных предприятий, имеющих собственные литейные цеха.

В настоящее время НПП «Вулкан-ТМ» разработано более 20 моделей продувочных пробок и узлов, используемых на литейных ковшах различной емкости (рис. 1). Продувочные пробки и узлы «Вулкан-ТМ» успешно работают более чем на 25 предприятиях РФ и дальнего зарубежья.

Приоритетным показателем эффективности таких изделий для литейных производств является соответствие стойкости продувочной пробки (узла) стойкости шамотной футеровки ковша.

В результате эксплуатации изделий получены положительные цифровые характеристики, среди которых следующие:

- отливки, обработанные инертным газом с помощью продувочных узлов, показали, что достижение механических свойств на ударную вязкость повысилось на 30% (ОАО «Металлист», г. Качканар);
- обработка металла аргоном показала снижение неметаллических включений (на примере стали марки 42ХНМ) – оксиды, силикаты, нитриды в среднем в 2 раза (ОАО «Металлургический завод «Электросталь»).

Важно отметить, что расплавы, предназначенные для отливок железнодорожного литья, должны быть подвержены обязательной продувке инертным газом. Данное требование отражено в специальном ГОСТ 4491-2016. В настоящее время все отечественные заводы железнодорожного литья обеспечены системами аргонной продувки металлов производства «Вулкан-ТМ».

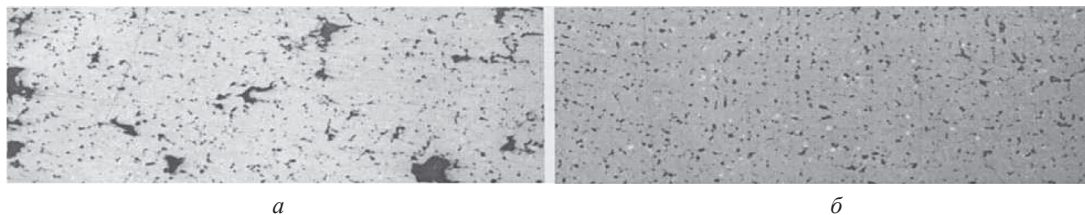


Рис. 2. Микроструктура проб плавки: *а* – без продувки аргоном; *б* – время продувки аргоном 5 мин



Рис. 3. Комбинированная донная продувочная пробка



Рис. 4. Стаканы-дозаторы стопорных ковшей

В 2015 г. на одном из отечественных машиностроительных предприятий были проведены опытно-промышленные испытания по внедрению технологии донной продувки аргоном цветных сплавов (бронзы) на печах марки ИЛТ. Микроструктурный анализ полученных проб плавки показан на рис. 2.

В образцах, полученных после продувки, отсутствует пористость, кроме того, произошло измельчение структурных составляющих. Отмечено положительное влияние продувки бронзы на ее механические свойства. Таким образом, результаты исследования на загазованность до и после продувки аргоном показали положительный эффект продувки.

Технология продувки позволяет снизить издержки на производство стальных и цветных сплавов и рекомендуется к использованию в условиях литейных цехов.

К числу новых разработок в области продувки расплава инертным газом относится мультипродувочный блок, состоящий сразу из трех продувочных узлов. В 2016 г. блок прошел успешные испытания на предприятии ОАО «Тяжпрессмаш» на 30-тонных ковшах. Совмещение нескольких узлов в одном блоке показало высокую эффективность перемешивания расплава в сочетании с экономической выгодой по сравнению с использованием нескольких отдельно устанавливаемых блоков.

К новейшим разработкам НПП «Вулкан-ТМ» в производстве огнеупоров относятся комбинированные донные продувочные пробки, имеющие традиционные радиальные продувочные щели и новый элемент – керамические трубки с продольными отверстиями диаметром не более 0,1 мм (рис. 3). Количество трубок и отверстий в них зависит от размеров продувочной пробки. Комбинированная пробка имеет отдельный подвод газа к радиальным щелям и керамическим трубкам.

Преимуществами использования комбинированных продувочных пробок являются обеспечение более дисперсных пузырьков газа и гарантированной продувки расплава через отверстия в трубках в случае заметалливания радиальных щелей; снижение риска заметалливания радиальных щелей за счет более интенсивного образования пузырьков вблизи рабочей поверхности продувочной пробки.

В 2016 г. НПП «Вулкан-ТМ» было освоено производство разливочных стаканов для стопорных ковшей (рис. 4). Стаканы, полностью изготовленные из шпинельного бетона, зарекомендовали себя наилучшим образом. Поверхность стакана-дозатора, контактирующая со стопорной пробкой, выполняется полностью без раковин за счет использования инновационной технологии изготовления с применением полиуретановых оснасток, обеспечивающих высокое качество рабочих поверхностей виброформованных огнеупорных изделий. На предприятиях, где проходили испытания опытных партий, отмечены минимальная адгезия металла и отсутствие необходимости притирки стакана и стопорной пробки.

Наряду с разработкой шпинельных стаканов для предприятий, использующих стопорную разливку металла, НПП «Вулкан-ТМ» разработана линейка основных типоразмеров стопорных пробок из анало-

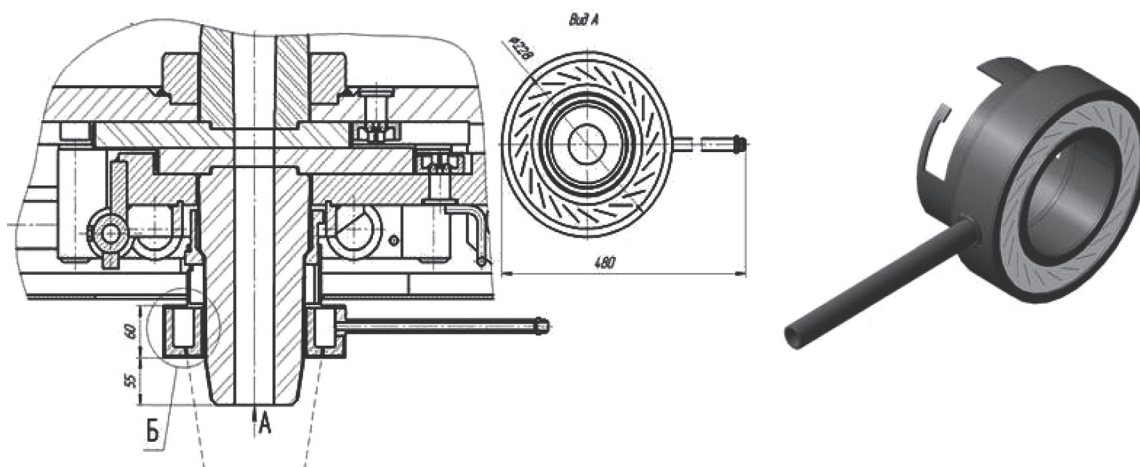


Рис. 5. Устройство газодинамической защиты струи металла от вторичного окисления

гичного шпильного бетона, обеспечивающих узлу «стопорная пробка – стакан» повышенную стойкость, герметичность соединения и сниженную адгезию.

Результатом развития производства современных систем для разливки стали и сплавов является создание унифицированных шиберных затворов серии ВТ для литейных ковшей.

Сложившаяся вначале основания фирмы идея создания шиберных затворов в качестве альтернативы существующим стопорам в последнее время была качественным образом переосмыслена, принимая во внимание не сокращающееся число факторов, ограничивающих использование данного оборудования на мини-металлургических и литейных предприятиях. Это, в свою очередь, привело к освоению производства огнеупоров для стопорных систем качественно нового уровня, тем самым, представив возможность использования огнеупорных комплектующих отечественного производства в качестве альтернативных не только на смену устаревшим, но и не уступающих по качеству импортным.

Конструкция затворов обеспечивает возможность использования огнеупорных комплектов различных типоразмеров и поставщиков, в том числе вновь появляющихся на рынке, без замены самого затвора. Это позволяет потребителю выбрать оптимальный комплектующий огнеупорный припас и, тем самым, сократить затраты на разливку. Оборудование в полной мере удовлетворяет потребностям современного литейного производства по соотношению «цена-качество» и условиям импортозамещения.

Среди новейших разработок в производстве неформованных огнеупоров следует отметить улучшенный вариант огнеупорной пасты (мертеля) марки ПО-Ш85Ф, дополнившей линейку высокотемпературных мертелей для вклейки шиберной керамики. В ходе успешных испытаний опытной партии мертеля марки ПО-Ш85Ф отмечена улучшенная консистенция мертеля, исключая подтеки и оползания, а также повышенная скорость его затвердевания. Кроме того, особенностью мертеля, выгодно отличающей его от других марок, является то, что он не требует обязательной сушки. Также потребителями отмечено, что мертель марки ПО-Ш85Ф по своим эксплуатационным характеристикам сопоставим с мертелями европейских производителей.

Разработанное НПП «Вулкан-ТМ» альтернативное устройство газодинамической защиты струи металла от вторичного окисления (рис. 5) имеет широкие технические возможности, в том числе адаптированность под сифонную разливку металла. Стойкость системы защиты составляет до семи плавов.

За счет возможности многократного использования газодинамическая защита является более предпочтительным вариантом по сравнению с использованием защитных труб и эластичных вставок – доля затрат на тонну разливаемого металла меньше на 30–40%. На предприятии ООО «МЗ «Камасталь» внедрена и штатно используется СЗВО производства «Вулкан-ТМ» при разливке особо ответственных сталей экспортного назначения. При этом выявлено, что применение системы позволило снизить затраты на переточку поковок в 1,3 раза, замечания по УЗК – в 1,4 раза; брак по УЗК – в 2,3 раза и дефектность по классу В/в – в 1,3 раза.

В настоящее время «Вулкан-ТМ» разработано несколько видов футеровок для литейных ковшей от 0,5 до 4 т. Предлагаемые массы для футеровок – набивные, тиксотропные, наливные. Также для ковшей малой емкости предлагается формованная футеровка – либо тигли (монолитная), либо отдельные составные части (формованные кольца).

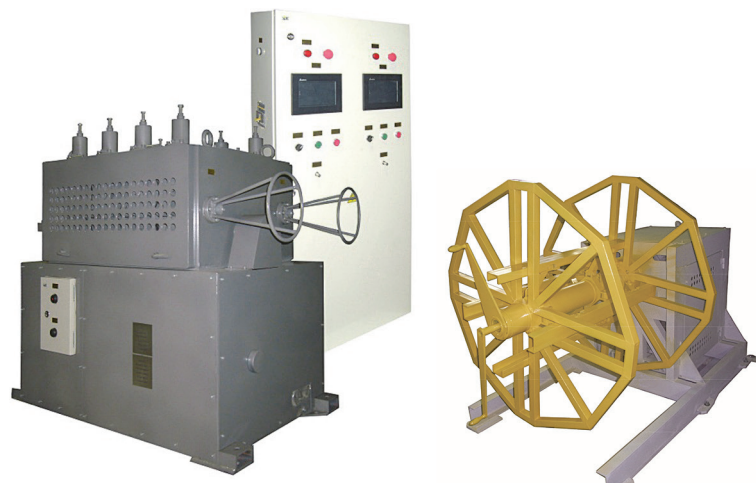


Рис. 6. Двухручьевого трайб-аппарат мод. ТАП 2-1 с бунторазматывающим устройством

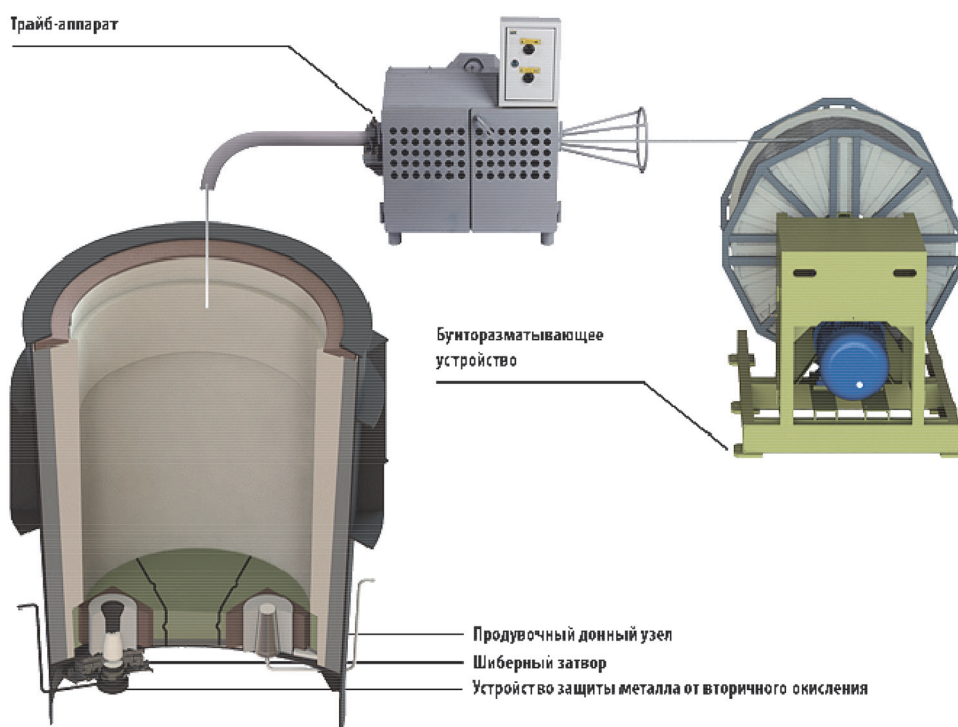


Рис. 7. Технологический комплекс оборудования доводки и разливки стали и сплавов в литейной промышленности

Предлагаемая огнеупорная футеровка прошла успешные испытания в реальных производственных условиях. Так, на Тихвинском вагоностроительном заводе была проведена заливка разливочного ковша огнеупорным бетоном марки VulCAST91. Официальное заключение, полученное после испытаний опытно-промышленной партии, указывает, что бетон отработал необходимое количество плавов, показав хорошие эксплуатационные свойства.

Расширение технологических возможностей серийно выпускаемых трайб-аппаратов серии ТАП для подачи порошковой проволоки в ковш позволило пересмотреть определяющую роль донной продувки в процессе равномерного распределения легирующих компонентов по всему объему ковша. Главной отличительной особенностью трайб-аппаратов НПП «Вулкан-ТМ» (рис. 6) является то, что они имеют организованную систему приема проволоки и устройство, синхронизирующее размотку бунта (бунторазматывающее устройство) с циклами работы трайб-аппарата.

Бунторазматывающее устройство – новая и уникальная разработка на российском рынке и в настоящее время не имеет аналогов. При использовании различных режимов подачи проволоки с каждого ручья устанавливаются независимые бунторазматывающие устройства, которые могут размещаться на разных технологических уровнях, что является существенным преимуществом их использования на участках с ограниченной площадью.

Трайб-аппараты поставлены на 13 промышленных предприятий РФ и дальнего зарубежья, среди которых ОАО «НПК «Уралвагонзавод», ОАО «Тяжпрессмаш», ОАО «ПО «Бежицкая сталь», ОАО «БЕЛАЗ» (Беларусь), ТОО «KSP Steel» (Казахстан), «Гватемала де Никель» (Гватемала) и др.

Рассмотренный комплекс оборудования для сталеразливки и внепечной обработки стали (рис. 7) является актуальным решением в деле повышения эксплуатационных характеристик конечного продукта и эффективности производств, так как обеспечивает модернизацию литейных производств на основе современных конкурентоспособных технологий; внедрение инноваций с целью получения высококачественных сталей с совокупно-заданными свойствами; уменьшение импортозависимости отечественных предприятий от зарубежных поставщиков.

В рыночных условиях роста цен комплекс оборудования НПП «Вулкан-ТМ», изготовленный на основе инновационных технологий, позволит сократить затраты в пересчете на 1 т разливаемого металла, не потеряв при этом в качестве. Данное оборудование, способное к обеспечению универсальности и гибкости в адаптации к различным производственным условиям, позволяет учитывать интересы литейных предприятий и того сегмента заводов, которые имеют уникальные технологические особенности, требующие нестандартного подхода к производству комплектующих и оригинального оборудования.



УДК 669.15

Поступила 22.12.2017

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ЧУГУНА НА СОДЕРЖАНИЕ Cr В ОСНОВЕ ПОСЛЕ НОРМАЛИЗАЦИИ ОТ 1050 °C

В. В. НЕТРЕБКО, И. П. ВОЛЧОК, Запорожский национальный технический университет,
г. Запорожье, Украина, ул. Жуковского, 64. E-mail: tmzntu@gmail.com

Определены зависимости влияния химического состава чугуна в системе Fe-C-Cr-Mn-Ni на содержание хрома в металлическом основании (Cr_o^{1050}) и карбидах ($Cr_{кар}^{1050}$) после нормализации от 1050 °C с выдержкой в течение 4,5 ч. В процессе термической обработки отливок происходило перераспределение элементов между фазами чугуна. Максимальная концентрация хрома в основе после нормализации составила 19,7% при 1,09% C, 3,1% Mn, 25,57% Cr и 0,19% Ni, а минимальная 2,4% при 3,91% C, 0,6% Mn, 11,43% Cr и 0,19% Ni. Максимальное количество хрома в карбидах 78,4% наблюдали в чугуне, содержащем 1,09% C, 5,4% Mn, 3,01% Ni и 25,57% Cr, а минимальное 43,5% при 3,59% C, 5,4% Mn, 3,01% Ni и 11,43% Cr. Полученные зависимости позволяют прогнозировать содержание хрома в металлической основе и могут использоваться при разработке новых составов износостойких чугунов, а также при выборе режимов термической обработки.

Ключевые слова. Чугун, нормализация, хром, распределение, металлическая основа, карбиды.

INFLUENCE OF THE CAST IRON'S CHEMICAL COMPOSITION ON THE CONTENT OF CR IN THE BASE AFTER NORMALIZATION FROM 1050 °C

V. V. NETREBKO, I. P. VOLCHOK, Zaporizhzhia National Technical University, Zaporizhzhia, Ukraine,
64, Zhukovsky str. E-mail: tmzntu@gmail.com

The dependences of the influence of the chemical composition of cast iron in the Fe-Cr-Mn-Ni system on the chromium content in the metal base (Cr_o^{1050}) and carbides (Cr_{Cr}^{1050}) after normalization from 1050 °C with aging for 4.5 hours were established. During the heat treatment of the castings, a redistribution of the elements between the phases of the cast iron occurred. The maximum chromium concentration in the base after normalization was 19.7% at 1.09% C, 3.1% Mn, 25.5% Cr and 0.19% Ni, and the minimum 2.4% at 3.91% C, 0.6% Mn, 11.43% Cr and 0.19% Ni. The maximum amount of chromium in carbides 78.4% was observed in cast iron containing 1.09% C, 5.4% Mn, 3.01% Ni and 25.57% Cr, and the minimum 43.5% at 3.59% C, 5.4% Mn, 3.01% Ni and 11.43% Cr. The obtained dependencies allow predicting the chromium content in the metallic base and can be used during the elaboration of new compositions for wear-resistant cast iron, as well as at choice of heat treatment regimes.

Keywords. Cast iron, normalization, chromium, distribution, metallic base, carbides.

Совершенствование производственных процессов предъявляет повышенные требования к материалам, применяемым для изделий, эксплуатируемых в условиях интенсивного абразивного и гидроабразивного изнашивания. Высокохромистые чугуны, содержащие марганец и никель, являются перспективными материалами для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания в коррозионной среде [1–4]. Это природные композиционные материалы, состоящие из твердой карбидной фазы, закрепленной в вязкой металлической основе. Металлическая основа обладает свойствами сталей соответствующего состава. По мнению авторов [5], свойства чугунов подразделяются на структурно- и неструктурно-чувствительные. Механические свойства чугунов и абразивная стойкость в нейтральной среде зависят от типа, количества, размеров и морфологии карбидной фазы и структуры металлической основы. Коррозионная и абразивно-коррозионная стойкость являются неструктурно-чувствительными и зависят только от концентрации хрома в металлической основе. Анализ процессов коррозионного разрушения высокохромистых чугунов показал, что наиболее уязвимыми служат границы раздела фаз (карбид-основа).

Для обеспечения коррозионной стойкости изделий количество хрома в основе должно быть более 12% [6, 7]. Концентрация хрома в основе зависит от содержания в чугуне C, Cr, Mn и Ni, количества

и типа образующихся карбидов, растворимости углерода в основе и других факторов. Углерод является регулятором количества карбидов. Растворенный в металлической основе углерод не участвует в процессе карбидообразования. Поэтому Mn и Ni, как элементы, изменяющие растворимость углерода в металлической основе, влияют на процессы карбидообразования, формирования структуры и концентрацию хрома в металлической основе. Формирование карбидной фазы значительно влияет на остаточное содержание хрома в основе. Так, 1% C связывает от 6 до 16% хрома [2].

Для уменьшения химической неоднородности металлической основы высокохромистых чугунов ГОСТ 7769-82 рекомендует проведение гомогенизирующей выдержки в течение 4–6 ч при 1050 °C с охлаждением на воздухе. Термическая обработка хромоникелевых сталей вызывает появление межкристаллитной коррозии (МКК) в этих материалах [6, 7]. Основной причиной МКК является выделение карбидов на границах зерен, приводящее к снижению концентрации хрома в зонах возле карбидов. В процессе кристаллизации и охлаждения отливок из высокохромистых чугунов образуются неравновесные фазы, состав которых изменяется в процессе последующей термической обработки [8]. Рост содержания хрома в карбидах происходит за счет снижения его концентрации в зонах возле карбидов. Уменьшение концентрации хрома в этих зонах менее 12% активизирует коррозионные процессы и снижает эксплуатационную стойкость изделий. Гомогенизация металлической основы высокохромистого чугуна затруднена из-за сильного легирования твердого раствора. Переменная растворимость углерода в зависимости от температуры не позволяет получить стабильные структуры при гомогенизирующей выдержке. Снижение растворимости марганца в карбидах при понижении температуры [9] вызывает его перераспределение между карбидами и основой. Процесс перераспределения элементов протекает путем замещения в карбидах атомов железа и марганца атомами хрома, что вызывает понижение концентрации хрома на границе раздела фаз (карбид-основа) [8].

Управление процессами формирования структуры и перераспределения элементов позволяет получать заданную концентрацию хрома в основе, обеспечивающую необходимые свойства чугунов. Имеющиеся литературные данные не позволяют объективно оценить влияние легирующих элементов на содержание хрома на границе раздела фаз после гомогенизирующего отжига чугунов, легированных Cr, Mn и Ni.

Цель работы – анализ влияния химического состава высокохромистых чугунов на концентрацию хрома в основе на границе раздела фаз и карбидах после нормализации от 1050 °C.

Материал и методики исследований. Чугуны состава 1,09–3,91% C, 11,43–25,57% Cr, 0,6–5,4% Mn, 0,19–3,01% Ni и 0,8–1,2% Si выплавляли в индукционной печи с основной футеровкой емкостью 60 кг. Температура заливки жидкого чугуна – 1390–1410 °C. В качестве эталона для сравнения результатов использовали чугун 300X28H2.

Анализ структуры выполняли на оптических микроскопах МИМ8 и Sigeta MM700. Химический состав фаз и металлической основы определяли в локальных точках методами микрорентгеноспектрального анализа на микроскопе РЕМ 106И в литом состоянии и после нормализации от 1050 °C с выдержкой в течение 4,5 ч. Замеры химического состава карбидов и металлической основы проводили в соответствии с известной методикой [8].

Для построения математической модели содержания хрома в фазах чугуна использовали метод активного планирования эксперимента с матрицей планирования дробного факторного эксперимента 2^{4-1} .

Анализ полученных результатов. После нормализации от 1050 °C с выдержкой в течение 4,5 ч структура чугунов была ферритной, ферритоаустенитной и аустенитной в зависимости от его состава. Протекание полиморфных $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращений и изменение растворимости углерода повлияло на структуру чугуна и состав фаз. Содержание хрома в карбидах увеличилось, а в металлической основе уменьшилось. Снижение растворимости углерода в основе способствовало образованию высокохромистых карбидов и обеднению основы хромом, особенно в зонах возле карбидов.

В чугунах с ферритной основой, содержащих 1,1–1,5% C и 18–26% Cr, наблюдалось растравливание границ раздела фаз вследствие понижения концентрации хрома менее 12% (рис. 1, а). В чугунах с аустенитной основой (рис. 1, б) растравливание границ раздела фаз практически не происходило, в карбидной фазе наблюдали образование включений аустенита в результате трансформации карбидов $(Fe, Cr)_7C_3$ в карбиды $(Cr, Fe)_7C_3$. В чугунах с ферритно-аустенитной основой (рис. 1, в) происходило выделение мелкодисперсных вторичных карбидов в объеме зерна, при этом в зонах возле первичных карбидов выделение вторичных карбидов не наблюдали, что объясняется повышением концентрации марганца и никеля в основе возле карбидов вследствие перераспределения элементов. В чугуне 300X28H2 после нормализации в матрице наблюдали выделения мелкодисперсных карбидов, что связано с переменной рас-

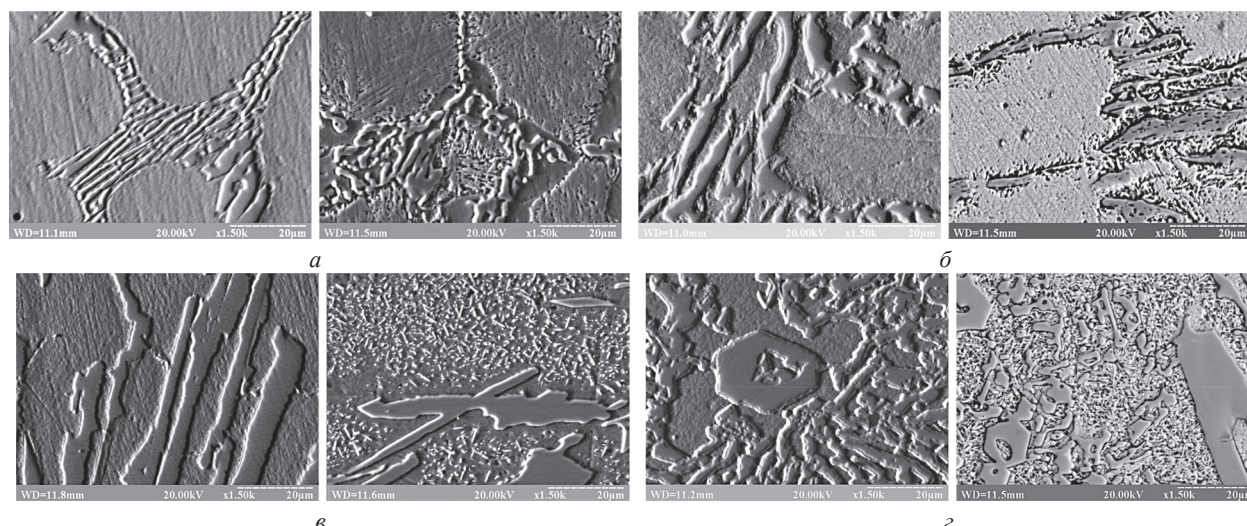


Рис. 1. Структура чугунов в литом состоянии (а, в) и после нормализации (б, г): а – чугун с ферритной основой; б – чугун с аустенитной основой; в – чугун с ферритно-аустенитной основой; г – чугун 300Х28Н2 с ферритной основой

творимостью углерода в основе в процессе нормализации (рис. 1, г). Концентрация хрома на границе раздела фаз карбид-основа снизилась с 15,2% (исходное состояние) до 12,4%, а в карбидах повысилась с 62,7 до 67,8%.

Обработка результатов с применением методов математической статистики позволила получить уравнения регрессии концентрации хрома в металлической основе (Cr_o^{1050}) и карбидах ($Cr_{кар}^{1050}$) от содержания в чугуне С, Cr, Mn и Ni после нормализации от 1050 °С:

$$Cr_o^{1050} = 2,079Mn + 0,985Cr - 0,335Mn^2 - 0,121CCr + 0,733CNi - 0,126CrNi - 4,83, \quad (1)$$

$$Cr_{кар}^{1050} = 103,8 - 40,346C + 1,636Mn + 1,506Cr + 6,116C^2 - 0,81CMn - 0,176CNi + 0,021MnCr + 0,024CrNi - 1,506(Cr/C). \quad (2)$$

Данные уравнения являются математически вероятностными в соответствии с критериями Стьюдента, Фишера и Кохрена. Составы чугунов, имеющие максимальные и минимальные значения функций концентрации хрома в основе (Cr_o^{1050}) и карбидах ($Cr_{кар}^{1050}$), приведены в таблице.

Минимальные и максимальные значения функций: Cr_o^{1050} и $Cr_{кар}^{1050}$

Функция	Уровень	Величина	Химический состав, мас. %			
			С	Mn	Cr	Ni
Cr_o^{1050}	min	2,4	3,91	0,6	11,43	0,19
	max	19,73	1,09	3,1	25,57	0,19
$Cr_{кар}^{1050}$	min	43,53	3,59	5,4	11,43	3,01
	max	78,43	1,09	5,4	25,57	3,01

Минимальное содержание хрома в основе 2,4% наблюдали в зонах около карбидов в чугуне, содержащем 3,91% С, при минимальном количестве Cr, Mn и Ni, при этом концентрация хрома в центре зерен составляла 6,5–7,5%. Низкая концентрация хрома в зонах около карбидов объясняется процессами трансформации карбидной фазы при нормализации. При соотношении Cr/C = 2,92 и минимальном содержании Mn и Ni в литом состоянии образуется большое количество карбидов цементитного типа сложного химического состава, которые в процессе нормализации трансформируются в карбиды (Cr, Fe, Mn)₇C₃, содержащие более 43,5% хрома (см. таблицу). Эта трансформация протекает в фазах нагрева, выдержки и охлаждения. Затрудненная диффузия хрома в основе при охлаждении препятствует выравниванию его концентрации во всем объеме зерна.

Максимальная концентрация хрома в основе (19,73%) наблюдается в чугуне, содержащем 1,09% С, 3,1% Mn, 25,57% Cr и 0,19% Ni, при этом соотношении Cr/C = 23,18. В этом чугуне в процессе первичной кристаллизации образуются карбиды (Cr, Fe, Mn)₂₃C₆, содержащие 67–72% Cr, которые в процессе нормализации незначительно изменяют свой состав (см. таблицу). Повышение концентрации хрома в карбидах до 78,43% при их малом количестве незначительно влияло на содержание хрома в основе.

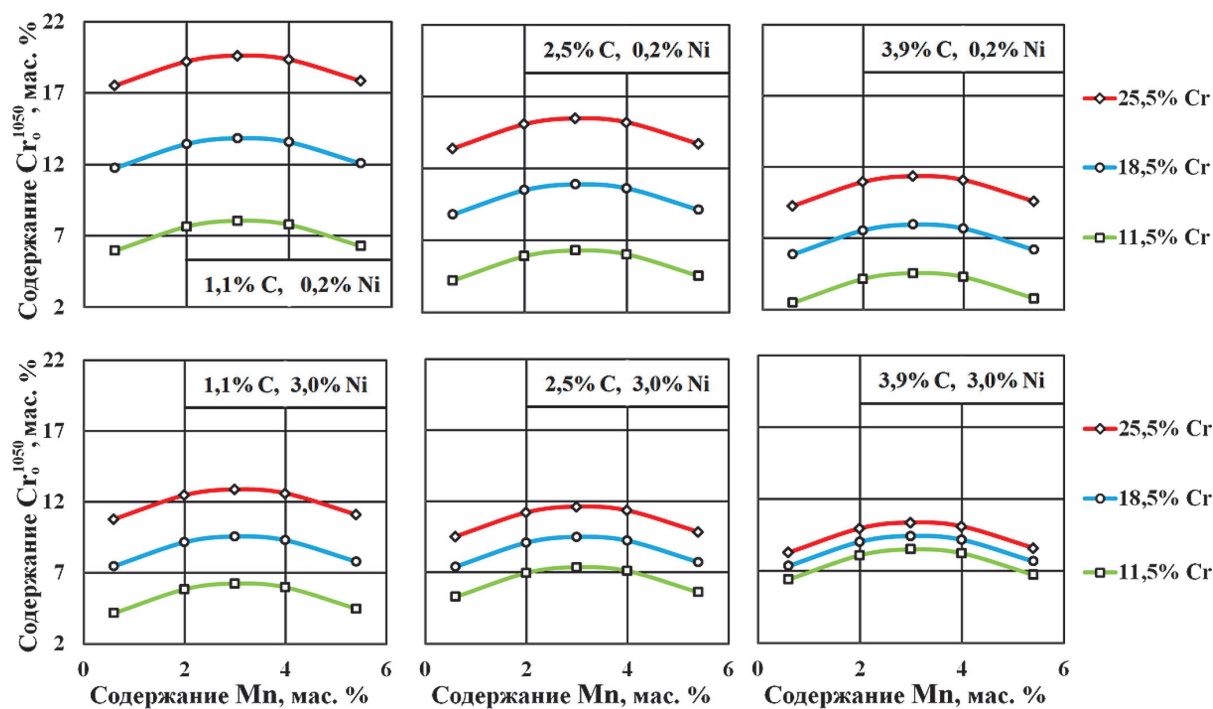


Рис. 2. Влияние Mn на концентрацию хрома в основе Cr_0^{1050} от содержания в чугуна C, Cr и Ni

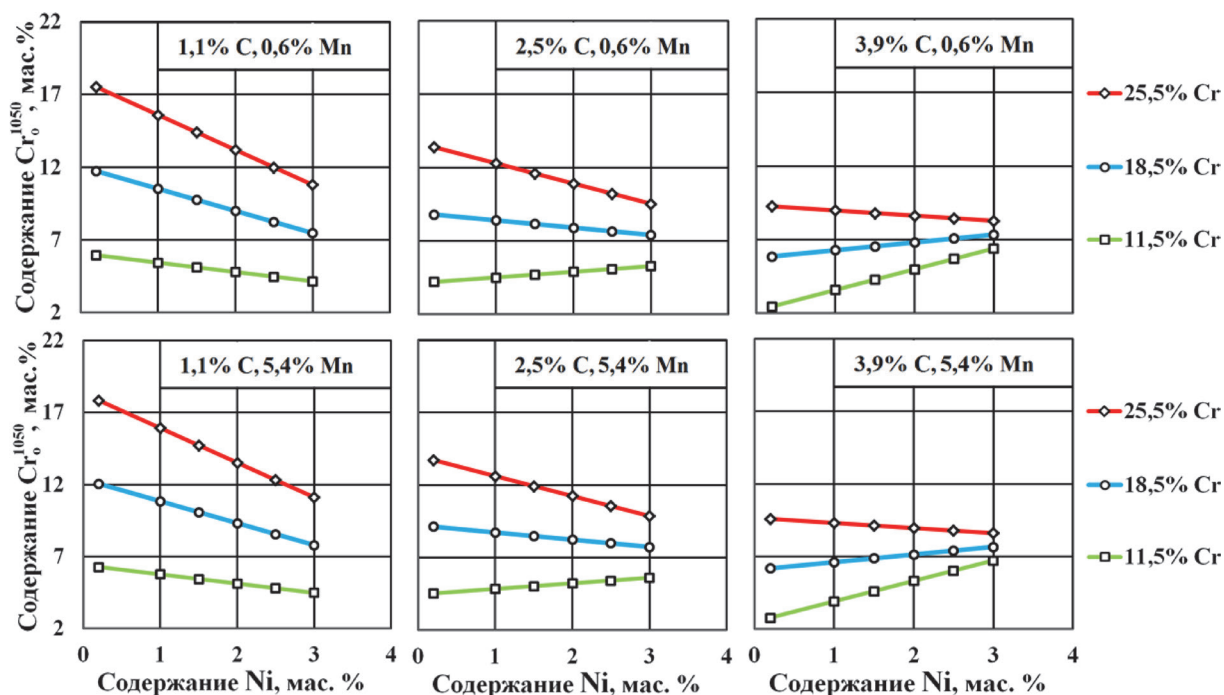


Рис. 3. Влияние Ni на концентрацию хрома в основе Cr_0^{1050} от содержания в чугуна C, Mn и Cr

Из таблицы видно противоречивое влияние марганца и никеля. Влияние марганца на содержание хрома в основе связано с его двояким влиянием. С одной стороны, марганец увеличивает растворимость углерода в основе и, тем самым, уменьшает количество карбидов и связанного в них хрома, а также повышает содержание хрома в основе. С другой стороны, марганец, обладая большим, чем железо сродством к углероду, входит в состав карбидов, образующихся при первичной кристаллизации, в которых в процессе нормализации он замещается хромом и, тем самым, содействует снижению концентрации хрома в основе, особенно в зонах возле карбидов. Влияние марганца и никеля на содержание хрома в основе зависит от количества других элементов (рис. 2, 3).

При содержании в чугуна 1,1% C увеличение количества марганца до 3,0% повышает растворимость углерода, уменьшает количество карбидов, что приводит к росту концентрации хрома в основе. Следует отметить, что растворимость марганца в карбидной фазе зависит от типа карбида. В цементите раство-

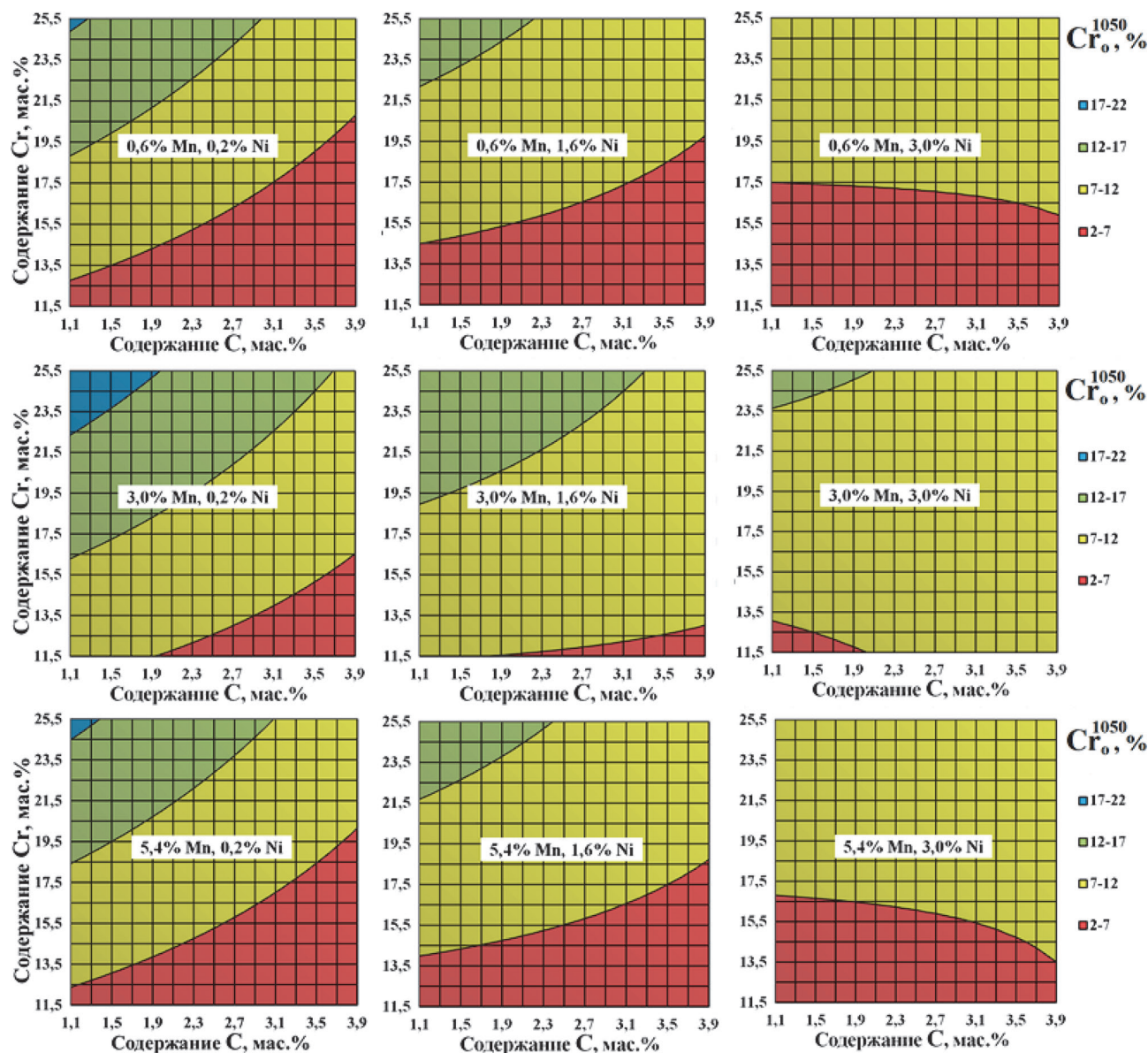


Рис. 4. Зависимости содержания хрома в основе Cr_0^{1050} от количества C, Mn, Cr и Ni в чугунах

ряется до 30% Mn [9, 10], при этом коэффициент распределения составляет 4:1 [6]. В чугунах с низким содержанием углерода наблюдали карбиды $Me_{23}C_6$ и Me_7C_3 , в которых растворимость марганца была значительно меньше, чем в цементите. Коэффициент распределения марганца изменяется от 0,2 до 1,2 по мере увеличения марганца в чугуне от 0,6 до 6%. [4] Рост содержания углерода в чугуне вызвал образование цементита и увеличил долю марганца, связанного в карбидах, что повлияло на растворимость углерода в основе и, как следствие, концентрация хрома в основе понизилась.

Увеличение содержания никеля не изменяло характер влияния марганца. В чугунах с 1,1% C увеличение количества никеля понижало концентрацию хрома в основе независимо от содержания хрома. В чугунах с 3,9% C увеличение количества никеля понижало концентрацию хрома в основе при 25,5% Cr и повышало при 11,5–18,5% Cr. В чугунах, содержащих 1,1% C, 25,5% Cr и 3,0%Ni, необходимая концентрация хрома в основе (более 12%) наблюдалась при 1,5–4,7% Mn, что связано с образованием аустенитной матрицы и увеличением доли растворенного в ней углерода.

Противоречивое влияние никеля связано с тем, что он, с одной стороны, снижает растворимость углерода в основе и, тем самым, способствует образованию карбидной фазы, что приводит к снижению концентрации хрома в твердом растворе, с другой стороны, никель повышает растворимость хрома в γ -Fe и соответственно способствует увеличению его концентрации в основе.

После нормализации никель полностью отсутствовал в карбидной фазе. Его концентрация в основе зависела от количества карбидов. С увеличением количества карбидов (не содержащих никель) концен-

трация никеля в основе значительно возрастала, что способствовало повышению концентрации хрома в основе, состоящей из γ -Fe. При 1,1% C увеличение количества никеля в чугунах снижало содержание хрома в основе, а при 3,9% C повышало, за исключением чугунов, содержащих 25,57% Cr, что связано с постепенным замещением карбидов Me_{23}C_6 на карбиды Me_7C_3 при росте их количества. Увеличение в чугунах количества марганца не изменяло характер влияния никеля, а незначительно повышало уровень содержания хрома в основе. Рост содержания углерода в чугунах увеличивал количество карбидной фазы, тем самым, повышал концентрацию никеля в основе, что увеличило растворимость хрома в γ -Fe.

Зависимости содержания хрома в основе Cr_0^{1050} от количества в чугунах C и Cr на разных уровнях марганца и никеля представлены на рис. 4.

Анализ полученных данных показывает, что для обеспечения высокой концентрации хрома в основе необходимо иметь около 3% Mn и максимально возможное содержание хрома при минимальном содержании углерода. Содержание никеля в чугунах должно определяться условиями разрушения изделий, при этом, повышая содержание никеля, необходимо увеличивать количество хрома для обеспечения его концентрации в основе не менее 12%.

Изменение содержания и соотношение марганца и никеля в чугунах позволяют воздействовать на уровень прочности и твердости металлической основы, что дает возможность оптимизировать свойства чугуна для изделий, эксплуатируемых в различных условиях.

В условиях абразивного изнашивания в коррозионной среде, кроме концентрации хрома в основе, превышающей 12%, не менее важно иметь прочную металлическую основу. Наличие мартенситной или мартенситно-аустенитной основы определяется содержанием в чугунах Mn и Ni. Зная требуемые концентрации в чугунах Mn и Ni, используя зависимость Cr_0^{1050} (1), можно определить оптимальные количества углерода и хрома, обеспечивающие концентрацию хрома в основе не менее 12%.

Используя наши данные, можно рекомендовать чугун, содержащий 1,9–2,3% C, 2,5–3,5% Mn, 22,0–25,5% Cr, 1,3–1,6% Ni и 0,8–1,2% Si с концентрацией хрома в основе более 12% и твердостью 50–55 HRC после нормализации от 1050 °C, для изготовления литых деталей, эксплуатируемых в условиях гидроабразивного изнашивания.

Полученные зависимости позволяют прогнозировать содержание хрома в металлической основе и могут использоваться при разработке новых составов износостойких чугунов, а также при выборе режимов термической обработки.

Выводы

1. Влияние марганца и никеля на содержание хрома в основе определяется их распределением между фазами, зависящим от содержания хрома и углерода в чугунах (типа карбидов).
2. Максимальную концентрацию хрома в основе 19,7% имеет чугун, содержащий 1,09% C, 3,1% Mn, 25,57% Cr и 0,19% Ni.
3. Для деталей, эксплуатируемых в условиях абразивного изнашивания в коррозионной среде, рекомендуется чугун, содержащий 1,9–2,3% C, 2,5–3,5% Mn, 22,0–25,5% Cr, 1,3–1,6% Ni и 0,8–1,2% Si с концентрацией хрома в основе 12–15% после нормализации от 1050 °C с выдержкой в течение 4,5 ч.

ЛИТЕРАТУРА

1. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны – эволюция и перспективы / И. И. Цыпин // Литейное производство. 2000. № 9. С. 15–16.
2. Gieriek A. Zeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne / A. Gieriek, L. Bajka. Katowice: Slask, 1976. 230 p.
3. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2003. 212 с.
4. Волчок И. П. Особенности легирования марганцем износостойких высокохромистых чугунов / И. П. Волчок, В. В. Нетребко // Литье и металлургия. 2012. № 3. Спецвыпуск. С. 162–165.
5. Кириллов А. А., Белов В. Д., Рожкова Е. В., Дядькова А. Ю., Зувев И. Е. Структурно- и неструктурно-чувствительные свойства хромистых чугунов // Черные металлы. 2007. № 9. С. 7–13.
6. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон. М.: Металлургия, 1966. Т. 1. 736 с.
7. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали / Ф. Ф. Химушин. М.: Металлургия, 1967. 797 с.
8. Нетребко В. В. Особенности процессов образования карбидов и распределения Cr, Mn и Ni в белых чугунах / В. В. Нетребко // Литье и металлургия. 2015. № 3. С. 40–46.
9. Сильман Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe–C–Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Ч. 1. Межфазное распределение марганца / Г. И. Сильман // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. Вып. № 2. С. 11–15.

REFERENCES

1. **Tzypin I. I.** Belyye iznosostoykiye chuguny– evolyutsiya i perspektivy [Wear white cast irons – evolution and prospects]. *Liteynoye proizvodstvo = Foundry*, 2000, no. 9, pp. 15–16.
2. **Gierek A., Bajka L.** *Legirovannyj chugun – konstrukcionnyj material* [Alloyed cast iron as a structural material]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978.
3. **Cheiliakh A. P.** *Ekonomnolegirovannye metastabilnye splavy i uprochnyayushchie tekhnologii* [Economically alloyed metastable alloys and reinforcement technologies]. Kharkov, NNTs KhFTI Publ., 2003. 212 p.
4. **Volchok I. P., Netrobko V. V.** Osobennosti legirovaniya margantsem iznosostoykikh vysokokhromistyykh chugunov [Peculiarities of alloying of high-chromium cast irons with manganese]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 3. Special Issu, pp. 162–165.
5. **Kirillov A. A., Belov V. D., Rozhkova Ye. V., Dyad'kova A. Yu., Zuev I. E.** Strukturno- i nestrukturno-chuvstvitelnye svoystva khromistyykh chugunov [Structurally and non-structurally susceptible properties of chromium cast irons]. *Chernye metally = Ferrous metals*, 2007, no. 9, pp. 7–13.
6. **Gudremon E.** *Spetsialnye stali* [Special Steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1966, vol. 1, 736 p.
7. **Khimushin F. F.**, *Nerzhavayushchye stali* [Stainless Steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1967, 797 p.
8. **Netrebko V. V.** Osobennosti protsessov obrazovaniya karbidov i raspredeleniya Cr, Mn i Ni v belykh chugunakh [Peculiarities of processes of carbide formation and distribution of Cr, Mn and Ni in white cast irons]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 3, pp. 40–46.
9. **Silman G. I.** Diagramma sostoyaniya splavov sistemy Fe–C–Mn i nekotorye strukturne efekty v etoy sisteme. Chast 1. Mezsfaznoe raspredelenie margantsa [State diagram of the alloys of the Fe–C–M system and some structural effects in this system. Part 1. Interphase distribution of manganese]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal science and heat treatment of metals*, 2005, no. 2, pp. 11–15.



УДК 621.74:517.977

Поступила 09.02.2018

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА В ХРОМИСТЫХ ЧУГУНАХ НА ФОРМИРОВАНИЕ ОТЛИВОК В ПЕСЧАНОЙ И КОМБИНИРОВАННОЙ ФОРМАХ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. М. ИЛЮШЕНКО, В. А. ПУМПУР, В. М. АНДРИЕНКО, Институт
технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11.
E-mail: info@itm.by, lct@tut.by

Описаны результаты исследований по определению влияния количества углерода в хромистых чугунах на формирование отливок при литье в песчаную и комбинированную формы. Экспериментальные исследования проводились при литье образцов из износостойкого хромистого чугуна с разным содержанием углерода. Представлена микроструктура полученных образцов, выполнен ее анализ. Проведены численные исследования для оценки влияния количества углерода на динамику и кинетику затвердевания отливок в песчаной и комбинированной формах. Установлено влияние количества углерода на процесс затвердевания отливок из хромистого чугуна при литье в песчаную и комбинированную формы. Результаты исследований использованы для изготовления деталей дробильно-размольного оборудования.

Ключевые слова. Износостойкий хромистый чугун, комбинированная форма, песчаная форма, влияние углерода.

INVESTIGATION OF CARBON INFLUENCE IN CHROMIUM CAST IRONS FOR FORMING CASTINGS IN SAND AND COMBINED MOLDS

E. I. MARUKOVICH, V. M. ILJUSHENKO, V. A. PUMPUR, V. M. ANDRIENKO, Institute of Tehnology
of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Byalynitskogo-Biruli str.
E-mail: info@itm.by, lct@tut.by

The results of research to determine the influence of the amount of carbon in chromium cast irons on the formation of castings in sand and combined molds are described in the article. Experimental studies were carried out with casting samples from wear-resistant chromium cast iron with different carbon contents. The microstructure of the obtained samples is presented, and its analysis is performed. Numerical studies have been carried out to evaluate the effect of the carbon content on the dynamics and kinetics of hardening of castings in sand and combined molds. The influence of the carbon content on the hardening process of chromium cast iron castings during foundry casting in sand and combined molds is established. The results of the research were used for the manufacture parts of crushing and grinding equipment.

Keywords. Wear-resistant chromium cast iron, combined mold, sand mold, influence of carbon.

Наиболее значимым фактором в формировании первичной литой структуры износостойких хромистых чугунов (ИЧХ) является скорость затвердевания отливки. По данным [1], скорость затвердевания может изменяться в широком диапазоне от 0,5 до 200 °С/мин. При этом могут существенно меняться кристаллическое строение и свойства чугуна одного и того же состава при отливке из него деталей различной массы и геометрических размеров. Несмотря на имеющиеся литературные данные [1–3], актуальной задачей является изучение влияния основных карбидообразующих элементов углерода и хрома на процессы кристаллизации.

Исследования проводили на чугуне ИЧХ18ВМ. Экспериментальные сплавы выплавляли в индукционной печи ИСТ-0,25 с основной футеровкой и заливали в специальные формы. Химический состав образцов определяли при помощи измерительного комплекса, включающего спектрограф ДФС-8, генератор ИВС-23, микрофотометр МФ-4 и гигрометр психометрический ВИТ-1 согласно ГОСТ 27809-95 и 22536.1-88, п. 2.

Для проведения экспериментально-теоретических исследований были отлиты три партии образцов в различные виды форм. Первую партию образцов отливали в формы полностью состоящие из ХТС (вариант 1, рис. 1, а), вторую партию – в формы, состоящие из верхней части, выполненной из ХТС, и ниж-

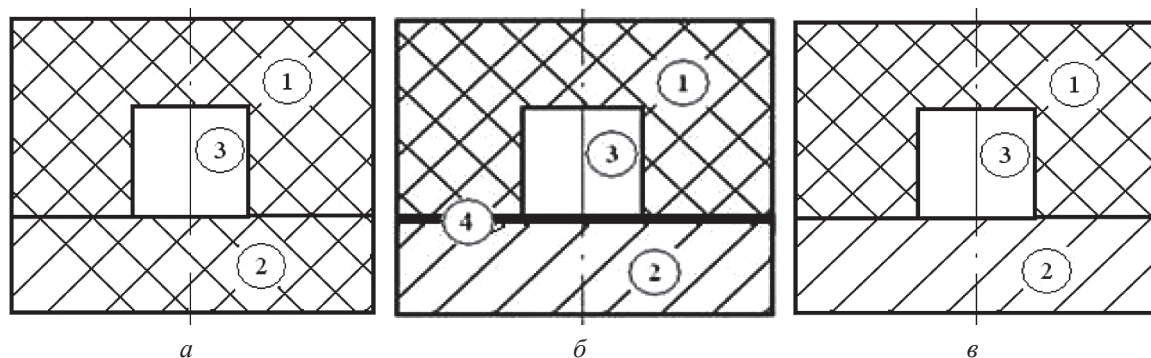


Рис. 1. Виды использованных литейных форм: *а* – форма из ХТС (вариант 1); *б* – форма из ХТС со стальной пластиной, покрытой термостойкой тканью (вариант 2); *в* – форма из ХТС со стальной пластиной, покрытой слоем антипригарной краски (вариант 3); 1 – верхняя часть формы (из ХТС); 2 – нижняя часть (*а* – из ХТС, *б*, *в* – сталь 20); 3 – отливка; 4 – термостойкая ткань

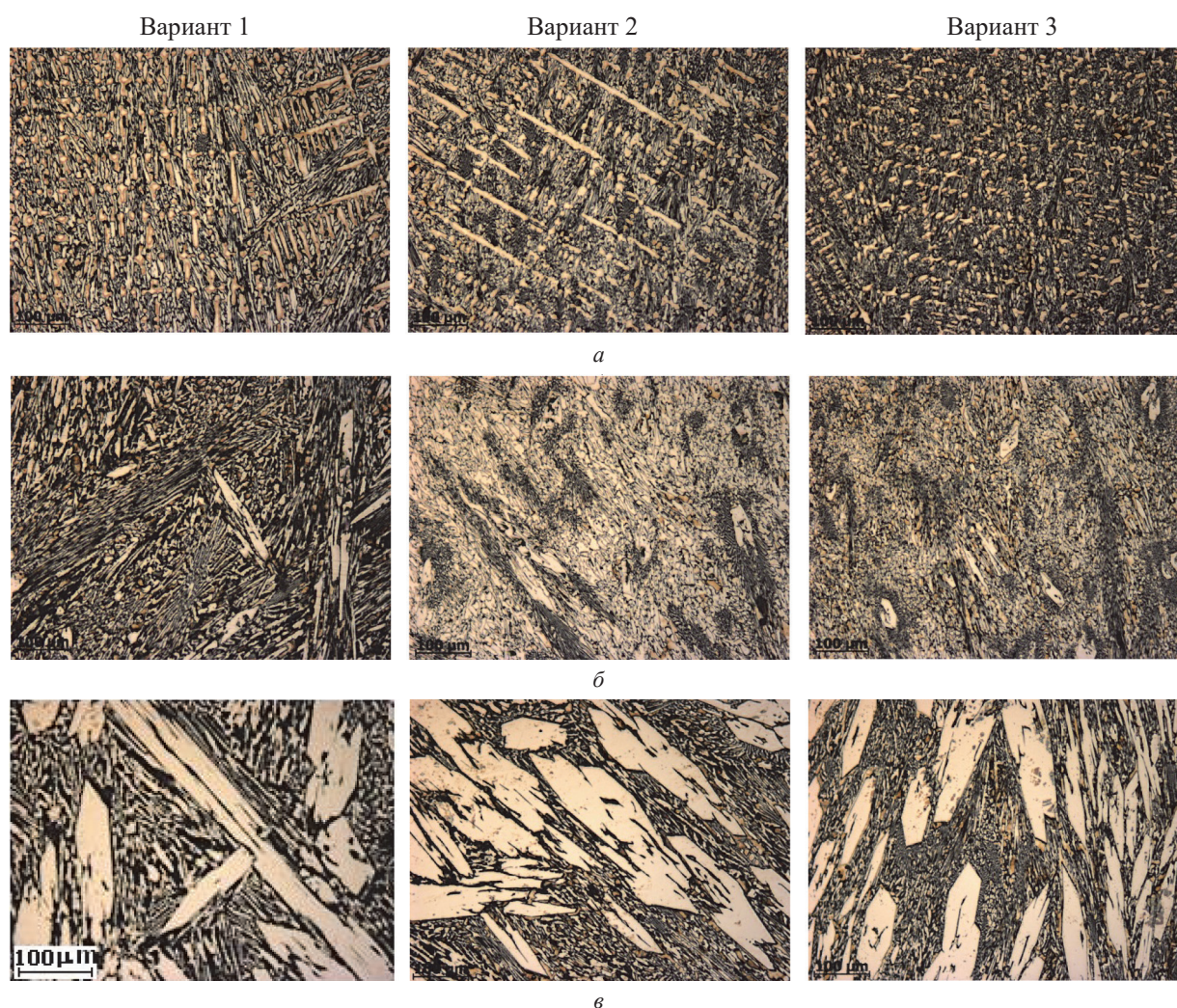


Рис. 2. Микроструктура образцов из чугуна ИЧХ18ВМ с разным содержанием углерода: *а* – содержание углерода 3,25%; *б* – 3,98; *в* – 4,74%

ней части, выполненной из металлической плиты, покрытой термостойкой тканью (вариант 2, рис. 1, *б*), третью партию отливали в формы такие же, как и вторую партию, только без термостойкой ткани на металлической поверхности нижней части 2 (вариант 3, рис. 1, *в*).

Исследования проводили с расплавами чугуна ИЧХ18ВМ при температуре заливки $T_{\text{зал}} = 1500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ и содержании углерода, равным 3,25; 3,60; 3,98; 4,14; 4,36; 4,74%.

Химический состав образцов приведен в табл. 1, а микроструктура в сечениях образцов с содержанием 3,25; 3,98 и 4,74% углерода для трех вариантов форм представлена на рис. 2.

Таблица 1. Химический состав образцов из чугуна ИЧХ18ВМ с разным содержанием углерода

Содержание элементов, %							
C	Cr	W	Ni	V	Mo	Mn	Si
3,25; 3,60; 3,98; 4,14; 4,36; 4,74	18,3	0,28	0,31	0,32	0,45	0,47	0,35

Характер изменения микроструктуры всех трех видов образцов при литье в различные формы практически одинаковый (рис. 2). Размеры карбидов увеличиваются по мере увеличения количества углерода в сплаве. Интересующие нас заэвтектические сплавы с содержанием углерода 4,74% характеризуются большим количеством довольно крупных карбидов размерами до 100 мкм. При уменьшении содержания углерода до 3,98% большая часть карбидов имеет размеры до 30 мкм и небольшое количество – размеры 30–50 мкм.

С целью определения влияния углерода на динамику и кинетику затвердевания образцов проводили численные исследования процесса теплообмена при затвердевании с использованием ранее созданного программного комплекса [4].

Влияние содержания углерода в математической модели учитывали посредством введения соответствующего интервала кристаллизации сплава. Интервалы кристаллизации сплавов в зависимости от содержания углерода принимались на основании [1] (табл. 2).

Таблица 2. Интервалы кристаллизации сплавов ИЧХ18ВМ

Номер эксперимента N_3	Содержание углерода C, %	Интервал кристаллизации	
		температура солидус, °C	температура ликвидус, °C
1	3,25	1279	1280
2	3,60	1270	1280
3	3,98	1260	1370
4	4,14	1240	1400
5	4,36	1225	1430
6	4,74	1220	1440

В табл. 3–5 приведены результаты расчета динамики твердой фазы $\Psi_{\text{ТВ}}$, %, отливки в процессе ее затвердевания при условиях теплообмена в нижней части формы, соответствующих вариантам 1–3. В колонках 1–6 даны результаты для соответствующего содержания углерода в сплаве (см. табл. 2).

Таблица 3. Динамика твердой фазы отливки $\Psi_{\text{ТВ}}$, % (вариант 1)

$\tau, \text{с} / N_3$	1	2	3	4	5	6
0	0	0	0	0	0	0
5	0,3	0	0	0	0	0
10	2,8	0,74	0	0	0	0
15	10,6	4,4	0	0	0	0
20	27	12,4	0	0	0	0
25	47	25,1	0	0	0	0
30	65,8	44	0	0	0	0
35	81,6	65,6	3,7	0	0	0
40	93,7	83,6	30,9	11	5,2	3,8
45	100	97,6	100	100	99,6	99
50		100			100	100

Таблица 4. Динамика твердой фазы отливки $\Psi_{\text{ТВ}}$, % (вариант 2)

$\tau, \text{с} / N_3$	1	2	3	4	5	6
0	0	0	0	0	0	0
5	0,1	0	0	0	0	0
10	3,2	0,7	0	0	0	0
15	16,8	6,1	0	0	0	0
20	37,1	20,3	0	0	0	0
25	59,4	38,8	4,8	0	0	0
30	79	61,7	22	11,9	4,9	3,5
35	93,7	83,2	54,8	39,1	33,3	31,6
40	100	98,8	100	100	100	100

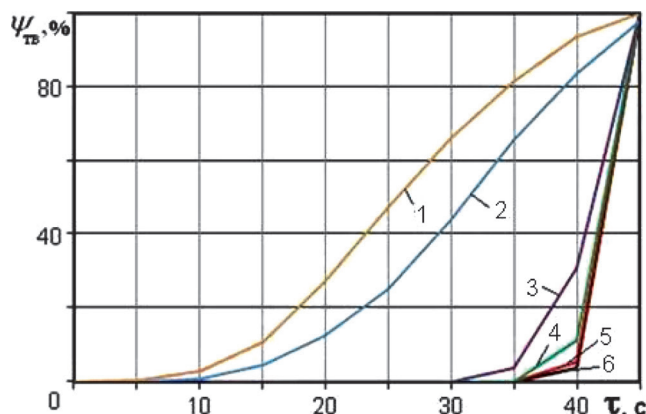


Рис. 3. Сравнение динамики твердой фазы отливки $\Psi_{ТВ}$, %, полученной в форме варианта 1: 1 – $C = 3,25\%$; 2 – $3,60$; 3 – $3,98$; 4 – $4,14$; 5 – $4,36$; 6 – $C = 4,74\%$

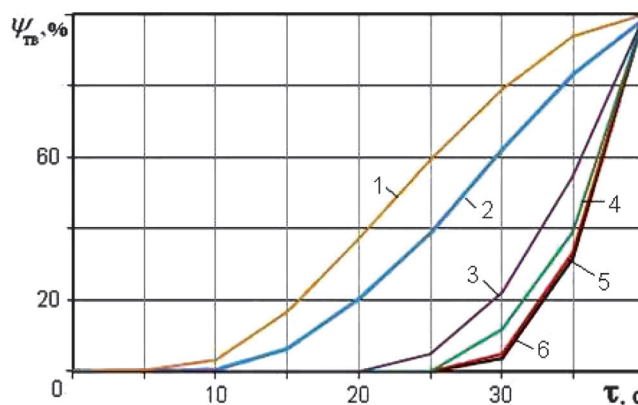


Рис. 4. Сравнение динамики твердой фазы отливки $\Psi_{ТВ}$, %, полученной в форме варианта 2. Обозначения те же, что на рис. 3

В табл. 5, колонках 1', 4' и 6' приведены результаты расчета при температуре заливки расплава в форму, равной 1450°C .

Таблица 5. Динамика твердой фазы отливки $\Psi_{ТВ}$, % (вариант 3)

$\tau, \text{c} / N_3$	1	1'	2	3	4	4'	5	6	6'
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
5	8,6	14,4	4,7	1,1	0	1,4	0	0	0
10	25,8	40,2	19,5	15,9	12	18	8,6	7,4	14,6
15	51,3	67,9	37,6	31,2	27	34,9	24,2	23,4	32,4
20	76,6	90,3	59,7	48,1	44,5	60,2	42,3	41,6	59,4
25	95,3	100	84,6	100	100	100	100	100	100
30	100		100						

На рис. 3 показаны зависимости, отражающие динамику твердой фазы отливок из сплава ИЧХ18ВМ с разным содержанием углерода при литье в форму из ХТС (вариант 1). Коэффициент контактного теплообмена между отливкой и рабочей поверхностью нижней части формы из ХТС $\alpha_{2,3}$ принимался равным $10^5 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ исходя из наличия постоянного плотного теплового контакта.

Как видно из рисунка, динамика затвердевания сплавов, соответствующих кривым 4–6, в форме из ХТС примерно одинакова и отличается незначительно. Динамика затвердевания сплавов, соответствующих кривым 1–3, значительно отличается.

На рис. 4 представлены зависимости, отражающие динамику твердой фазы отливок из сплава ИЧХ18ВМ с разным содержанием углерода при литье в форму из ХТС с разделительным покрытием на стальном основании (вариант 2). Коэффициент контактного теплообмена между отливкой и рабочей поверхностью стальной плиты $\alpha_{2,3}$ принимался равным $300 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ исходя из толщины слоя покрытия и теплопроводности его материала.

Как видно из рисунка, для такой формы и такой интенсивности теплообмена в нижней ее части характерны те же особенности, что и для формы из ХТС.

На рис. 5 представлены зависимости, отражающие динамику твердой фазы при литье в форму из ХТС на окрашенном стальном основании (вариант 3). В этом случае коэффициент контактного теплообмена между отливкой и рабочей поверхностью стальной плиты $\alpha_{2,3}$ принимался равным $1000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ исходя из толщины слоя краски и ее теплопроводности.

Как видно из рисунка, при такой интенсивности теплообмена в нижней части формы динамика за-

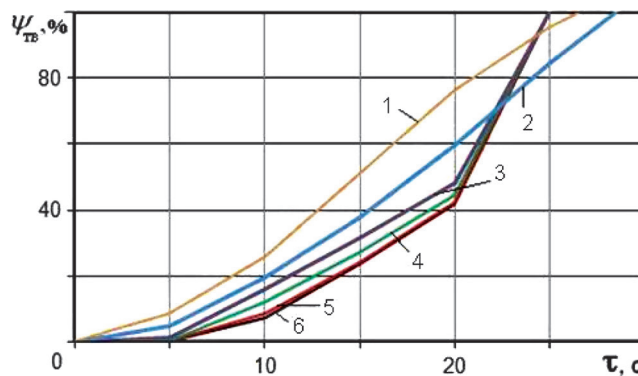


Рис. 5. Сравнение динамики твердой фазы отливки $\Psi_{ТВ}$, %, полученной в форме варианта 3. Обозначения те же, что на рис. 3

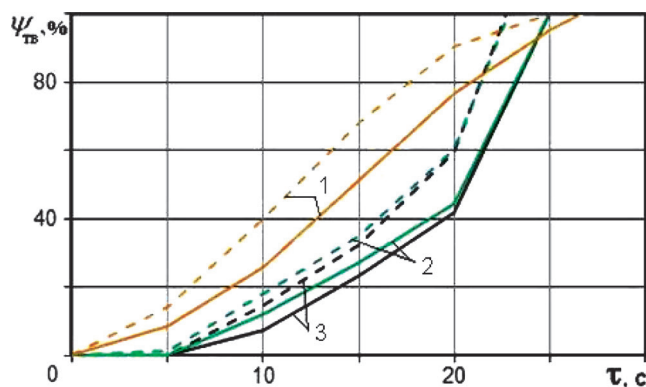


Рис. 6. Сравнение динамики твердой фазы отливки $\psi_{тв}$, %, при различной температуре заливки (величине перегрева расплава): 1 – C = 3,25%; 2 – 4,14; 3 – C = 4,74%; сплошная – $T_{зал} = 1500$ °C; штриховая – $T_{зал} = 1450$ °C

твердевания отливок отличается в меньшей степени. Но отличия остаются значительными для чугунов с содержанием углерода 3,25 и 3,60% ($N_3 = 1, 2$).

На рис. 6 показаны зависимости, отражающие динамику твердой фазы при литье в форму из ХТС на окрашенном стальном основании при разных температурах заливки расплава (табл. 5). Наблюдается значительное отличие в динамике затвердевания рассматриваемых сплавов при содержании углерода 3,25, 4,14 и 4,74% независимо от величины перегрева расплава.

В табл. 6 для различных вариантов процесса затвердевания приведены продолжительность снятия перегрева расплава $\tau_{пер}$, с, продолжительность затвердевания отливки τ_3 , с, и среднеинтегральная по поперечному сечению отливки температура в момент ее полного затвердевания $T_{ср. 3}$, °C.

Таблица 6. Результаты расчета времени перегрева, продолжительности затвердевания отливки и среднеинтегральной температуры по поперечному сечению отливки в момент ее полного затвердевания для разных вариантов форм (теплообмена)

N_3	Вариант 1			Вариант 2			Вариант 3		
	$\tau_{пер}$, с	τ_3 , с	$T_{ср. 3}$, °C	$\tau_{пер}$, с	τ_3 , с	$T_{ср. 3}$, °C	$\tau_{пер}$, с	τ_3 , с	$T_{ср. 3}$, °C
1	43,3	44,3	1221	37,7	38,8	1201	26,6	27,6	1126
2	41,1	46	1222	35,5	40,4	1202	25,2	29,3	1127
3	14,7	43	1243	14,7	37	1226	12,4	25,3	1158
4	11,3	44,3	1225	11,4	37,9	1210	10	25,3	1147
5	8,6	45	1211	8,8	38,3	1197	7,8	25,2	1137
6	7,8	45,3	1206	7,9	38,5	1192	7,1	25,3	1134

Как видно из рис. 7, время снятия перегрева $\tau_{пер}$ при затвердевании сплавов, соответствующих $N_3 = 4, 5, 6$, во всех вариантах отличается незначительно, чего не скажешь о затвердевании сплавов, соответствующих $N_3 = 1, 2, 3$.

Кроме того, существенны отличия по времени полного затвердевания τ_3 для разных вариантов форм. Но изменение содержания углерода незначительно сказывается на τ_3 , что характерно для каждой из

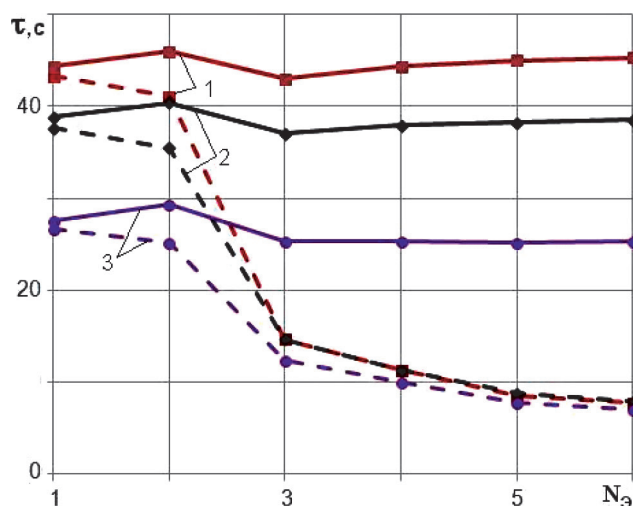


Рис. 7. Сравнение продолжительности затвердевания отливки (сплошная) и снятия перегрева расплава (штриховая) для разных вариантов теплообмена: 1 – вариант формы 1; 2 – вариант 2; 3 – вариант 3

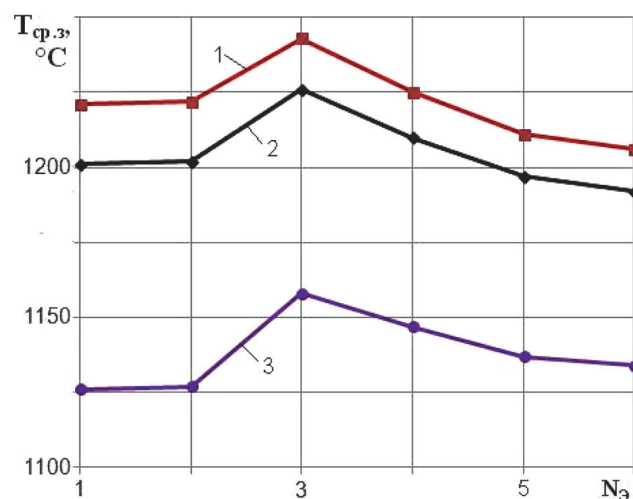


Рис. 8. Сравнение среднеинтегральных температур в сечении отливки для разных вариантов теплообмена: 1 – вариант формы 1; 2 – вариант 2; 3 – вариант 3

форм. В наибольшей степени проявляется влияние углерода на продолжительность снятия перегрева расплава, особенно при изменении C от 3,60 до 3,98%.

Наблюдается существенная разница в среднеинтегральных температурах отливки в ее сечении $T_{ср.з}$ к моменту полного затвердевания для разных вариантов форм (рис. 8). Эта разница достигает 95 °С при содержании углерода 3,25% и 72 °С при $C = 4,74\%$.

Изменение содержания углерода в меньшей степени сказывается на величине $T_{ср.з}$. Максимальная разница в значениях $T_{ср.з}$ достигает 37 °С при изменении количества углерода от 3,60 до 3,98%.

Выводы

Установлено, что изменение содержания углерода в сплаве ИЧХ18ВМ может оказывать значительное влияние на процесс затвердевания отливок для каждого из рассмотренных вариантов форм.

В наибольшей степени изменение содержания углерода влияет на динамику затвердевания отливки и продолжительность снятия перегрева расплава.

Установлено, что влияние количества углерода в сплаве ИЧХ18ВМ на динамику затвердевания отливки меньше при литье по варианту 3 – в форму из ХТС на окрашенном стальном основании.

Результаты исследований использованы для изготовления деталей дробильно-размольного оборудования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гарбер М. Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация. М.: Машиностроение, 2010. 280 с.
2. Нетребко В. В. Влияние химического состава высокохромистых чугунов на обрабатываемость резанием // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту. 2016. № 1 (61). С. 122–128.
3. Колокольцев В. М., Молочков П. П., Воробьев Б. С., Мурахтин А. В., Воронков Б. В. Повышение эксплуатационных свойств отливок деталей центробежных насосов // Литейное производство. 2014. № 1. С. 14–18.
4. Барановский Э. Ф., Пумпур В. А., Ильющенко В. М., Барановский К. Э. Затвердевание отливок из износостойких чугунов при литье в кокиль, песчаную и комбинированные формы // Литейное производство. 2011. № 2. С. 19–23.

REFERENCES

1. Garber M. E. *Iznosostoykie belye chuguny: svoystva, struktura, tekhnologiya, ekspluatatsiya* [Wear-resistant white cast iron: properties, structure, technology, operation]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2010. 280 p.
2. Netrebko V. V. Vliyanie himicheskogo sostava vysokhromistykh chugunov na obrabatyvaemost rezaniem [Influence of the chemical composition of high-chromium iron on machinability by cutting]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu = Bulletin of Dnepropetrovsk National University of Railway Transport*, 2016, no. 1 (61), pp. 122–128.
3. Kolokolcev V. M., Molochkov P. P., Vorobyov B. S., Murahtin A. V., Voronkov B. V. Povyshenie ekspluatatsionnykh svoystv otlivok detaley tsentrobezhnykh nasosov [Increase of operational properties of castings of parts of centrifugal pumps]. *Liteynoe proizvodstvo = Foundry production*, 2014, no. 1, pp. 14–18.
4. Baranovsky E. F., Pumpur V. A., Iljushenko V. M., Baranovsky K. E. Zatverdevanie otlivok iz iznosostoykikh chugunov pri litje v kokil, peschanuyu i kombinirovannuyu formy [Solidification of castings made of wear-resistant cast iron in the casting mold casting, sand and combined forms]. *Liteynoe proizvodstvo = Foundry production*, 2011, no. 2, pp. 19–23.



УДК 621.742.486; 621.743.42

Поступила 12.01.2018

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ СМЕСЕЙ. ОБЗОРНАЯ ИНФОРМАЦИЯ. Ч. 1. МОДИФИЦИРОВАНИЕ

*А. Н. КРУТИЛИН, Ю. Ю. ГУМИНСКИЙ, О. А. РУСЕВИЧ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: kantminsk@gmail.com,
Л. В. КУЛЬБИЦКАЯ, ГНУ «Институт общей и неорганической химии» НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Сурганова, 9/1. E-mail: anna119@igic.bas-net.by*

Обобщены основные направления улучшения свойств силикатных связующих и смесей на их основе. Рассмотрены органические и неорганические добавки для жидкостекольных смесей и автоклавного модифицирования. Огромное количество разнообразных добавок, предлагаемых для улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей, обусловлено сложностью процессов, происходящих в смесях при высокотемпературном воздействии. Для того чтобы получить оптимальную структуру, необходимо обеспечить присутствие в силикатном растворе коллоидных частиц жидкого стекла и активных функциональных групп полимерного модификатора, способного взаимодействовать с этой поверхностью.

Ключевые слова. Жидкое стекло, силикат натрия, жидкостекольные смеси, связующее, модифицирование, технология, выбиваемость.

IMPROVEMENT OF EFFICIENCY OF USE OF LIQUID-GLASS MIXTURES. OVERVIEW INFORMATION. PART 1. MODIFICATION

*A. N. KRUTILIN, Yu. Yu. HUMINSKI, O. A. RUSEVITCH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: kantminsk@gmail.com,
L. V. KULBITSKAYA, SSI Institute of General and Inorganic Chemistry of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 9/1, Surganova str. E-mail: anna119@igic.bas-net.by*

The basic directions of improvement of properties of silicate binders and mixtures on their basis are generalized. Organic and inorganic additives for liquid-glass mixtures and autoclave modification are considered. A huge number of various additives proposed to improve the knockout rate of liquid-glass mixtures is due to the complexity of the processes occurring in the mixtures at high-temperature exposure. In order to obtain the optimal structure, it is necessary to ensure the presence in the silicate solution of colloidal particles of liquid glass and active functional groups of a polymeric modifier capable of interacting with this surface.

Keywords. Liquid-glass, sodium silicate, liquid glass mixtures, binder, modification, technology, knockout.

Интенсивное развитие отраслей народного хозяйства предъявляет повышенные требования к литейному производству в части совершенствования существующих технологических процессов производства, обеспечивающих повышение качества отливок, снижение их массы, повышения размерной точности, улучшения чистоты поверхности, при одновременном снижении трудоемкости, себестоимости изготовления, улучшении условий труда. При внедрении процессов в литейном производстве основное внимание необходимо уделять вопросам технологичности, экономичности и экологической безопасности.

Перспективным направлением в решении проблем литейного производства является улучшение свойств формовочных и стержневых смесей. Разработка и внедрение высококачественных связующих материалов, способствующих повышению качества литья, – приоритетное направление современной технологии изготовления отливок. Повышенный интерес, связанный с увеличением количества отечественной и зарубежной информации по повышению эффективности использования жидкостекольных смесей, свидетельствует об актуальности данной проблемы.

Жидкостекольные смеси – это универсальные смеси для любых видов литья металлов и сплавов, они экологически чисты, не содержат дорогих и дефицитных компонентов. Сдерживающими факторами более широкого использования жидкостекольных смесей являются их затрудненная выбиваемость, гигроскопичность, повышенная осыпаемость, проблемы, связанные с регенерацией смесей.

Непрерывно возрастающие требования к свойствам связующих материалов обуславливают необходимость опережающего развития научных разработок в этом направлении. Синтез новых связующих материалов на силикатной основе должен основываться на знаниях о строении и свойствах жидкого стекла, процессах, которые протекают в жидкостекольном связующем при отверждении смесей, способах получения и введения модифицирующих добавок, грамотном подборе компонентов, способных придать связующему материалу требуемый уровень свойств.

Рассмотрим основные направления улучшения свойств силикатных связующих и смесей на их основе.

Для получения смесей с заданными свойствами необходимо особое внимание уделять качеству используемых исходных материалов. Наличие различных примесей на поверхности зерен огнеупорного наполнителя, шероховатость поверхности оказывают большое влияние на исходную прочность жидкостекольных смесей. В связи с этим следует уделять внимание активации поверхности, причем не только наполнителя, но и добавок, введение которых необходимо для обеспечения требуемого уровня технологических свойств смесей. Ускорение процесса деполимеризации кремнезема в щелочной среде будет происходить за счет увеличения реакционной поверхности и повышения поверхностной энергии частиц.

В работе [1] приведены результаты кислотной активации природного шунгита при температуре 95 °С в течение 4 ч в растворе H_3PO_4 при соотношении твердая фаза: кислота, равном 1:10. Результаты рентгенофазового анализа показали, что после кислотной обработки с поверхности шунгита исчезает фаза мусковита, что ведет к увеличению удельной поверхности от 12 до 32 м²/г, сорбционного объема пор – от 0,2 до 0,6 ммоль/г. Пористая структура исходного и активированного шунгита соответствует мезопористым адсорбентам.

При обработке кварцевого песка водным раствором едкого натра происходит частичное растворение диоксида кремния с образованием тонкой активной жидкостекольной пленки, что позволяет снизить содержание жидкого стекла в смеси до 4%. Однако суммарное количество оксида натрия в смеси остается высоким и улучшение выбиваемости не происходит [2].

Активация поверхности возможна не только путем введения химических реагентов, но и путем механического воздействия при использовании различного рода вибропомольных, шаровых, струйных или дезинтеграторных установок, а также электрофизических методов воздействия.

Рассмотрению теоретических основ активации связующих материалов и исследованию процессов активации связующих материалов путем воздействия внешними силовыми полями для интенсификации технологических процессов посвящена работа [3]. В результате обработки связующих материалов электрическими полями повышается заряд частиц связующего, увеличивается количество активных функциональных групп в растворе, происходит уменьшение вязкости и краевого угла смачивания, а, следовательно, возрастание вяжущих свойств связующих материалов. Электрообработка уменьшает вязкость и краевой угол смачивания связующих материалов. Использование электрофизических методов обработки связующих материалов до введения их в смеситель открывает большие перспективы для повышения технологических свойств смесей, позволяет сократить расход связующих, интенсифицировать процесс смесеприготовления и на 30–40% сократить длительность перемешивания компонентов смеси.

По данным работы [4], прочность керамических образцов, изготовленных на жидком стекле, разбавленном электролитически активированной водой до плотности 1230 кг/м³, удалось повысить на 15–60%.

Для обеспечения оптимального уровня технологических свойств необходимо максимально быстрое приготовление и использование смесей, так как повышение реакционной способности ведет к снижению живучести смесей.

Наиболее простым способом улучшения технологических свойств жидкостекольных смесей является введение в их состав различных модифицирующих добавок органического и неорганического происхождения, а также комплексных модификаторов на их основе. Предлагаемые добавки при минимальном содержании связующего должны обеспечивать упрочнение смеси в холодном состоянии и ее разупрочнение после высокотемпературного воздействия.

Жидкое стекло, представляет собой водный раствор гидратированного силиката в щелочной среде, характеризующийся высокой реакционной способностью. Оно взаимодействует с очень многими компонентами, изменяя свои свойства. Однако вследствие большой ионной силы кремнекислородного аниона

жидкого стекла щелочные катионы электростатически притягиваются к нему, что практически исключает диссоциацию свободных ионов в растворе. Наличие слабых сил связи в полимерной структуре жидкого стекла и активных атомов натрия, не связанных с кремнекислородными тетраэдрами, позволяет изменить структуру жидкого стекла за счет использования химических веществ определенного класса.

Работы, связанные с использованием модифицирующих добавок, которые кардинальным образом изменяют структуру и свойства жидкого стекла, представляют значительный интерес.

В большинстве случаев основной целью введения добавок является улучшение выбиваемости жидкостекляных смесей. Механизм действия модифицирующих добавок различен и связан с образованием примесей, которые снижают адгезию пленок связующего к поверхности кварца; термодеструкцией связующего с интенсивным выделением газообразных продуктов (аммиака, оксида углерода, водорода и т. д.), что ведет к нарушению сплошности пленок связующего и резкому снижению прочности, образованием углеродсодержащих или других соединений, препятствующих спеканию пленки связующего материала; изменением температуры плавления связующего, образованием многокомпонентных тугоплавких силикатных систем, которые сдвигают второй максимум прочности в область более высоких температур; разупрочнением системы, в результате появления значительных внутренних напряжений в пленке связующего вследствие образования новых кристаллических фаз. Из-за различия коэффициентов объемного расширения фаз в процессе охлаждения происходит растрескивание композиции по границам раздела.

Неорганические добавки характеризуются высокой поверхностной активностью к силикатам и оказывают влияние на процессы, протекающие при нагревании смесей в высокотемпературной области. Среди неорганических добавок для улучшения выбиваемости жидкостекляных смесей нашли применение глина, мел, зола торфа, доменные шлаки, вспученный перлит, вермикулит, доломит, боксит, шамот, отходы содового производства и т. д., которые связывают щелочные силикаты и образуют с Na_2O и SiO_2 тройные системы с высокой температурой плавления.

Большую группу неорганических модификаторов представляют фосфорсодержащие материалы, тринатрийфосфат, триполифосфат натрия, силикофосфат. Механизм их действия на силикатные связующие материалы связан с образованием устойчивой однородной системы неорганических полимеров с высокой степенью дисперсности и плотности структурных агрегатов, при высоких температурах происходит образование фаз, препятствующих спеканию смесей. В температурном интервале от 400 до 782 °C оксиды фосфора возгоняются, жидкостекляная пленка теряет сплошность. Полифосфат натрия и карбамид воздействуют на функциональные группы полимера, повышают прочность и пластичность пленки связующего. Введение аморфного кремнезема, триполифосфата натрия, тринатрийфосфата увеличивает плотность раствора и повышает прочность связующего.

Пластифицирующим действием обладают фуриловые соли, высокомолекулярные спирты и их производные (оксоль, поливиниловый спирт), эфиры целлюлозы, водные дисперсии поливинилацетата.

Использование карбонатов CaCO_3 , BaCO_3 , MoCO_3 , $\text{CaMo}(\text{CO}_3)_2$ сопровождается термодеструкцией связующего с выделением двуокси углерода и образованием тугоплавких систем. Перманганат и бихромат калия разлагаются при нагреве с выделением кислорода, который взрывается силикатную прослойку и взаимодействует с кремнекислородным каркасом с установлением перекисных связей.

Положительное влияние на выбиваемость оказывают продукты переработки нефти: гидрол, битум, мазут, масляные добавки и т. д.

Неорганические материалы, применяемые в виде чистых химических соединений, порошки металлов Mo, Ca, оксиды MoO , Al_2O_3 , Fe_2O_3 , MgO , BaO , ZnO , ZrO_2 , фториды магния, меди, цинка, оксианионы олова, бора, германия, теллура и мышьяка являются дорогостоящими и дефицитными материалами. Практически все они отрицательно влияют на технологические свойства смесей, существенно снижая поверхностную прочность стержней и форм.

Повышенное газовыделение при заливке металла характерно при введении пульвербакелита, индерикумароновых, поливиниловых, новолачных, фенолформальдегидных и фурановых смол, карбамида, часто это вызывает появление газовых раковин в отливках и ухудшает условия труда в литейных цехах.

Действие органических веществ на разупрочнение жидкостекляных смесей также связано с термодеструкцией связующего, образованием газов и углеродных соединений, полимеров (процесс карбонизации). Представляет интерес использование органических водорастворимых добавок с высоким содержанием углерода преимущественно карбоцепной предельной и непредельной структур. Полимеры гетерогенной и карбоцепной предельной структуры полностью выгорают до 700 °C, они характеризуются малой термостойкостью и повышенной газотворностью. Органические добавки карбоцепной непредель-

ной структуры с высоким содержанием углерода (пеки, сахара, термопластичные угли) при нагревании полимеризуются с образованием углеродных структур.

Сахаросодержащие материалы и их производные: крахмал, глицерин, зеленая патока выгорают при температуре 350–400 °С.

Разупрочнение пленки связующего при введении сульфата аммония, сульфата натрия происходит в результате выделения токсичного газа SO_2 при температуре > 930 °С, а при использовании аммонитных солей (углекислого аммония, гидроокиси аммония и т. п.) – в результате выделения аммиака.

Образование углерода за счет высокотемпературного воздействия препятствует смачиванию зерен кварца жидкой силикатной фазой в широком интервале температур. Это характерно для таких добавок, как битум, каменный уголь, кокс, мазут, сахар, нафталин, крахмал, торф, патока, декстрин, различные смолы и т. д.

Действие карбамида, канифоли, декстрина, крахмала, целлюлозы эффективно при температуре прогрева форм и стержней до 500 °С, при температурах 500–1000 °С рекомендуют использовать патоку, сахар, древесную муку, а феноловые смолы, пеки, пульвербакелит – при более высоких температурах.

Механизм действия этиленгликоля, глицерина основан на нейтрализации щелочности силикатов, что вызывает коагуляцию жидкого стекла.

Улучшение выбиваемости при использовании нефтебитума, поливинилхлорида основано на повышении поверхностной энергии расплавленного силиката натрия и ухудшении смачивания им зерен кварцевого песка.

Разупрочнение смесей вследствие различия коэффициентов объемного расширения смеси и вводимой добавки происходит вследствие модификационных превращений. Так, например, вермикулитовая слюда при нагреве до 800–1000 °С за счет удаления кристаллизационной влаги увеличивается в объеме в 15–20 раз, что значительно улучшает выбиваемость.

Изменение свойств смесей при модифицировании происходит в результате применения веществ с большей поверхностной энергией, чем у жидкого стекла, например, контакт Петрова, РАС, мылонафт, солей неорганических кислот.

Поверхностно-активные модификаторы, полиакриламид, сульфатное мыло интенсифицируют процесс массопереноса силиката натрия в раствор в процессе растворения силикат-глыбы.

Известно применение в составах жидкостекольных смесей комбинированных добавок – отработанное масло и алюминиевая пудра, графитовый порошок и ферросилиций, кокс и петролятум, каменноугольная пыль и нафталин, мочевины с гипсом. Эти материалы необходимо вводить в большом количестве, что оказывает негативное влияние на технологические свойства смесей.

Большой объем экспериментальных исследований в этом направлении выполнен аспирантами кафедры «Машины и технология литейного производства» под руководством Д. М. Кукуя.

В работе В. А. Скворцова [5] изучен механизм влияния комплексных природных органоминеральных добавок, содержащих как органические, так и минеральные вещества, на формирование начальной прочности жидкостекольных смесей и изменение ее после высокотемпературного воздействия расплавленного металла. Оптимальные составы легковыбиваемых формовочных и стержневых смесей содержат 1,0–2,0 мас.% керогена-70, 1,0–4,0 мас.% кукурсита, 1,0–5,0 мас.% сланцевой породы.

Разупрочнение жидкостекольных смесей происходит в результате разрушения пленки силикатного связующего газами, образующимися в процессе термодеструкции сланцевой добавки, образования новых тугоплавких систем – смешанных кальцийнатриевых силикатов, акерманита и геленита, препятствующих спеканию зерен наполнителя. Образующийся при термодеструкции органических веществ пиролитический углерод затрудняет восстановление сплошности пленки.

Для улучшения свойств жидкостекольного связующего и смесей на его основе простой способ введения модифицирующих добавок в готовое жидкое стекло малоэффективен. Перспективным способом модифицирования жидкостекольного связующего является воздействие на коллоидную структуру и физико-химические свойства связующего материала в процессе автоклавного модифицирования жидкого стекла органическими и неорганическими материалами. В данном технологическом процессе создаются наиболее благоприятные термодинамические и химические условия для встраивания и закрепления в силикатной матрице взаимопроникающих пространственных фрагментарных структурных сеток полимерного модификатора, т. е. для целенаправленного изменения и управления свойствами связующих. Процесс химического взаимодействия жидкости с поверхностью твердого тела в процессе автоклавного растворения протекает на несколько порядков быстрее.

Автоклавное модифицирование позволяет расширить спектр используемых модификаторов. Модифицирование жидкого стекла высокомолекулярными соединениями обеспечивает получение структурированного материала с взаимопроникающими сетками высокомолекулярных соединений и кремнекислородных низкомолекулярных полимеров. Расход высокомолекулярных соединений и степень структурированности зависит в первую очередь от длины их макромолекул, а также количества и вида функциональных групп.

Автоклавное модифицирование неорганическими цепочечными фосфатами натрия позволяет повысить скорость процесса растворения силикат-глыбы в 1,5–2,0 раза. Ускорение процесса происходит в результате уменьшения размеров коллоидных частиц кремнезема. Улучшение смачиваемости зерен песка связующим способствует получению мелкодисперсной структуры отвержденного связующего, что ведет к повышению когезионной прочности. Разупрочнение системы после высокотемпературного воздействия обусловлено появлением значительных напряжений, образование которых связано с формированием силикофосфатных фаз в связующем. Образование новых фаз приводит к повышению температуры плавления модифицированного связующего, причем количество кристаллических фаз увеличивается с ростом температуры, за счет чего происходит смещение второго максимума работы выбивки в область температур, превышающих 1200–1300 °С, работа выбивки смесей снижается в 1,5–8 раз [6].

В качестве модификаторов в работах [7, 8] авторы использовали органические соединения с высоким содержанием углерода карбоцепной предельной и непредельной структуры (карбамид и полиакриламид). Введение органоминерального связующего (полиакриламида до 0,2% или карбамида до 2%) в состав смеси позволяет получить более высокую прочность пленки на разрыв и величину сил адгезии к поверхности кварца (на 10–15%) по сравнению с обычным жидким стеклом. Предлагаемая технология позволила уменьшить расход органических водорастворимых модификаторов в составе связующего в 5–10 раз.

При растворении силикат-глыбы могут быть использованы добавки гидрола, сульфитно-дрожжевой бражки, водоземлюсионной фенолформальдегидной смолы, глицерина. Модификаторы адсорбируются на поверхности раздела микрофаз, понижают свободную энергию поверхности. Органические модификаторы вызывают значительное увеличение вязкости связующих, поэтому растворение необходимо вести до получения органоминерального связующего плотностью 1380–1420 кг/м³.

Увеличение модуля жидкого стекла с органоминеральными добавками оказывает положительное влияние на выбиваемость отливки. При температурах 350–600 °С происходит деструкция эфиров полиакриловой кислоты с интенсивным выделением газообразных продуктов (аммиака, оксида углерода и водорода), которые разупрочняют силикатную основу связующего материала. При дальнейшем увеличении температуры до 1000 °С происходит конденсация углеродных цепей с образованием прочных оплавленных углеродных мостиков. Низкая смачивающая способность расплава силиката натрия препятствует восстановлению целостности жидкостекольной пленки, что способствует снижению работы выбивки.

Оптимальный состав связующего материала: 0,3–1,0% – при использовании карбамида; 0,05–0,15 – полиакриламида; остальное – вода (50%) и силикат-глыба, состава смеси: 4,5–5,5% – органоминеральное связующее; 3,0–4,0 – феррохромовый шлак; остальное – огнеупорный наполнитель.

Эффективный метод комплексного модифицирования предложен в работах [9, 10], в качестве модификаторов при автоклавном модифицировании жидкостекольных композиций используются высокомолекулярный органический полимер (полиакриламид) и неорганический фосфорсодержащий мономер – силикофосфат. Применение силикофосфата в процессе автоклавного растворения силикат-глыбы невозможно из-за кислого характера реакции гидролиза. Сочетание положительного влияния органических полимеров и неорганических мономеров позволяет получить комплексный модификатор, который позволяет устранить некоторые недостатки жидкостекольных смесей.

Использование полиакриламида позволило повысить когезионную и адгезионную прочность вяжущих композиций, отвержденных ацетатом этиленгликоля, на 15–20%. Когезионная прочность увеличивается за счет снижения внутренних напряжений в отвержденной пленке связующего, полноты гелеобразования и измельчения структурных составляющих связующего материала. Рост адгезионной прочности связан с участием в формировании связей кварцевой подложки с силанольными функциональными группами, введенными в структуру связующего модификатором. Повышение прочности композиций достигается также за счет увеличения поверхностной активности глобул силикагеля и прочности связи между глобулами. Образование непрерывной высокодисперсной сетки геля кремниевой кислоты способствует повышению прочности вяжущей композиции и смесей на ее основе.

По сравнению с исходной жидкостекольной композицией в результате образования тугоплавких соединений происходит повышение температуры плавления модифицированной вяжущей системы на 250–300 °С.

Релаксация возникающих в процессе отверждения внутренних напряжений в результате структурирующего действия высокомолекулярного соединения ведет к увеличению пластичности жидкостекольных смесей. За счет термодеструкции органического модификатора в присутствии полиакриламида происходит разупрочнение системы в температурном диапазоне 400–600 °С. Для достижения этой цели в температурном интервале 800–1400 °С целесообразно использовать силикофосфат и его модификации. При нагреве происходит образование многофазной системы, вызывающей значительные внутренние напряжения в пленке связующего, которые в процессе охлаждения ведут к растрескиванию композиции по границам раздела фаз.

Применение комплексного модификатора позволило повысить первоначальную прочность жидкостекольных смесей на 20–25%, в 8–10 раз улучшить пластичность смесей, а также в 5–6 раз уменьшить остаточную прочность. Использование комплексных модификаторов дало возможность на 10–15% сократить расход связующего материала и отвердителя, в 3–7 раз уменьшить трудоемкость операций выбивки жидкостекольных смесей при получении стальных и чугуновых отливок.

В работе [11] изучен механизм модифицирующего действия на структуру жидкостекольного связующего многоатомных спиртов (глицериновый гудрон, ксилитан и меласса), отверждаемых сложными эфирами. Присутствие многоатомных спиртов в процессе автоклавного растворения силикат-глыбы способствует образованию слабоструктурированного жидкого стекла, что ведет к повышению его вяжущих свойств. Высокая реакционная способность многоатомных спиртов обусловлена наличием гидроксильных групп, которые оказывают существенное влияние на диспергирование структурных составляющих жидкого стекла. В процессе растворения силикат-глыбы повышенная адсорбционная активность многоатомных спиртов ведет к образованию защитных оболочек на коллоидных частичках кремнезема. С увеличением содержания многоатомных спиртов процесс растворения замедляется, особенно это характерно для жидкого стекла, модифицированного мелассой.

Многоатомные спирты не только способствуют повышению прочности каркаса, а также увеличению пластичности отвержденных пленок связующего, так как в структуре сохраняется характерная для линейных молекул углеводов гибкость. Механизм их действия на снижение напряжений различен. Развитие напряжений необходимо связывать с процессами, происходящими в пленках связующего при различных температурах, так, например, удаление кристаллизационной воды при температурах 310–590° С, разложение и выгорание многоатомных спиртов, термодеструкции сложного эфира и т. д. Ксилитан наряду с термической деструкцией интенсифицирует процесс удаления интермицеллярной влаги, в максимальной степени измельчает структуру жидкого стекла, тем самым, увеличивает прочность каркаса. Меласса способствует повышению пластичности жидкого стекла, что обусловлено более высокой степенью полимеризации, а также гибкостью молекул продуктов разложения сахарозы. По активности в отношении повышения реакционной способности связующего модификаторы можно расположить в следующий ряд: меласса – глицериновый гудрон – ксилитан.

Оптимальные технологические параметры процесса автоклавного модифицирования жидкого стекла многоатомными спиртами: температура – 160–170 °С, давление – 0,8–1,0 МПа, при оптимальном содержании многоатомных спиртов от массы силикат-глыбы – 6%.

Получение равномерной пленки связующего на поверхности зерен наполнителя зависит от поверхностного натяжения, которое снижается в зависимости от количества гидроксильных групп и степени полимеризации модификаторов, особенно это характерно для глицеринового гудрона и мелассы при их малой концентрации (до 1,5–2,0%). Спирты вызывают снижение количества свободной щелочи в жидком стекле, которая препятствует переходу коллоидного раствора в гель и способствуют повышению реакционной способности жидкого стекла.

Наиболее благоприятное действие на структурирование жидкого стекла оказывают многоатомные спирты, которые характеризуются длинными молекулярными цепями, обладают высокой адсорбционной способностью и не разлагаются при температуре автоклавного растворения силикат-глыбы. Длинноцепочечные молекулы мелассы больше всего способствуют структурированию макромолекул жидкого стекла. Высокая адсорбционная способность ксилитана позволяет получить более высокую прочность форм и стержней.

Достигнутое увеличение прочностных характеристик смесей, которое составляет до 20%, позволяет эквивалентно снизить расход связующего в смеси.

На снижение работы выбивки (30–65%) после нагрева смеси до температуры 800 °С наиболее эффективно действие ксилатана, который способствует максимальному измельчению структуры жидкого стекла, повышению прочности каркаса.

Оптимальное количество модификатора относительно массы силикат-глыбы: ксилатан – 1,5–3,0%, меласса, глицериновый гудрон – 1,5–6,0%.

Применение многоатомных спиртов для модифицирования жидкого стекла в смесях, отверждаемых углекислым газом, несмотря на улучшение выбиваемости, не приводит к улучшению их технологических свойств.

Отсутствие свободных связей для встраивания реагентов в структуру связующего материала существенно ограничивает возможность химического модифицирования раствора.

Огромное количество разнообразных добавок, предлагаемых для улучшения выбиваемости жидкостекляных смесей, обусловлено сложностью процессов, происходящих в смесях при высокотемпературном воздействии. Предлагаемые рекомендации часто носят противоречивый характер, что указывает на недостаточную изученность процесса и необходимость проведения систематизированных исследований с целью поиска новых технологических решений данной проблемы.

Таким образом, для того чтобы получить оптимальную структуру, необходимо обеспечить присутствие в силикатном растворе коллоидных частиц жидкого стекла и активных функциональных групп полимерного модификатора, способного взаимодействовать с этой поверхностью. Однако без приложения внешнего воздействия на жидкое стекло это достаточно трудно.

ЛИТЕРАТУРА

1. Панасюгин А. С. Кинетика сорбции паров изопропанола на природном и кислотно-активированном шунгите. Механизм активации шунгита / А. С. Панасюгин, А. Р. Цыганов, Н. П. Машерова и др. // Тр. БГТУ. 2017. Сер. 2. № 2. С. 164–169.
2. Походня И. Т. Жидкостекляные смеси на ошелаченных песках / И. Т. Походня, Л. И. Лихачев, В. Д. Чмеленко и др. // Литейное производство. 1969. № 10. С. 35.
3. Кукуй Д. М. Исследование процессов активации связующих материалов электрическими полями: дис. ... канд. техн. наук. Минск, 1974. 207 с.
4. Логиновский А. Н. Электролитическая активация жидкостекляного связующего / А. Н. Логиновский, А. Н. Копылов // Вопросы теории и технологии литейных процессов: Сб. науч. тр. ЧПИ. Челябинск, 1983. С. 24.
5. Скворцов В. А. Разработка и исследование легковыбиваемых жидкостекляных смесей: дис. ... канд. техн. наук. Минск, 1985. 222 с.
6. Мыльникова Н. Д. Разработка технологических процессов получения и использования модифицированного полимерными фосфатами силикатного связующего материала: дис. ... канд. техн. наук. Минск, 1987. 217 с.
7. Ушакова И. Н. Разработка и исследование технологических процессов получения и использования органоминеральных связующих материалов для формовочных и стержневых смесей: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Минск, 1981. 17 с.
8. Кукуй Д. М. Исследование процессов получения и использования органоминеральных материалов на основе жидкого стекла / Д. М. Кукуй, А. М. Милов, А. М. Дмитриевич и др. // Литейное производство. 1980. № 8. С. 10–11.
9. Кукуй Д. М. Автоклавное модифицирование жидкого стекла высокомолекулярными соединениями / Д. М. Кукуй, В. В. Шевчук, М. Н. Корженевич и др. // Литейное производство. 1989. № 2. С. 10–11.
10. Кукуй Д. М. Влияние полифосфата натрия на свойства модифицированного силикатного связующего / Д. М. Кукуй, Н. Д. Мыльникова, В. А. Есепкин и др. // Металлургия. Мн.: Выш. шк., 1986. Вып. 20. С. 58–60.
11. Хайко Г. Разработка модифицированных многоатомными спиртами жидкостекляных связующих материалов и смесей на их основе, отверждаемых сложными эфирами: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Минск, 1989. 14 с.

REFERENCE

1. Panasyugin A. S., Cyganov A. R., Masherova N. P. and oth. Kinetika sorbcii parov izopropanola na prirodnom i kislotno-aktivirovannom shungite. Mekhanizm aktivacii shungita [Kinetics of sorption of isopropanol vapor on natural and acid-activated shungite. Shungite activation mechanism]. *Trudy BGTU = Proceedings of BGTU*, 2017, series 2, no. 2, pp. 164–169.
2. Pohodnya I. T., Lihachev L. I., Chmelenko V. D. and oth. Zhidkostekol'nye smesi na oshchelachennyh peskah [Liquid-glass mixtures on alkalinized sands]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 1969, no. 10, p. 35.
3. Kukuj D. M. *Issledovanie processov aktivacii svyazuyushchih materialov ehlektricheskimi polyami*. Diss. kand. tekhn. nauk [Research of the processes of activation of binding materials by electric fields. Ph. D. In Engineering]. Minsk, 1974. 207 p.
4. Loginovskiy A. N., Kopylov A. N. Elektroliticheskaya aktivaciya zhidkostekol'nogo svyazuyushchego [Electrolytic activation of a liquid-glass binder]. *Voprosy teorii i tekhnologii litejnyh processov. Sb. nauchnyh trudov ChPI = Questions of theory and technology of foundry processes: Sat. scientific works CPI*, 1983, pp. 24.
5. Skvorcov V. A. *Razrabotka i issledovanie legkovybivayemyh zhidkostekol'nyh smesey*. Diss. kand. tekhn. nauk [Development and research of easy knockout liquid-glass mixtures. Ph. D. In Engineering]. Minsk, 1985. 222 p.
6. Myl'nikova N. D. *Razrabotka tekhnologicheskikh processov polucheniya i ispol'zovaniya modifitsirovannogo polimernymi fosfatami silikatnogo svyazuyushchego materiala*. Diss. kand. tekhn. nauk [Development of technological processes for the production and use of a polymer-modified phosphate silicate binder. Ph. D. In Engineering]. Minsk, 1987. 217 p.

7. **Ushakova I. N.** *Razrabotka i issledovanie tekhnologicheskikh processov polucheniya i ispol'zovaniya organomineral'nyh svyazuyushchih materialov dlya formovочnyh i sterzhnevyyh smesey*. Avtoref. diss. kand. tekhn. nauk [Development and research of technological processes for obtaining and using organomineral binding materials for molding and core compounds. Abstract of diss. of Ph. D. In Engineering]. Minsk, 1981. 17 p.

8. **Kukuj D. M., Milov A. M., Dmitrovich A. M. and oth.** Issledovanie processov polucheniya i ispol'zovaniya organomineral'nyh materialov na osnove zhidkogo stekla [Research of the processes of obtaining and using organomineral materials based on liquid glass]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 1980, no. 8, pp. 10–11.

9. **Kukuj D. M., Shevchuk V. V., Korzhenevich M. N. and oth.** Avtoklavnoe modifizirovanie zhidkogo stekla vysokomolekulyarnymi soedineniyami [Autoclave modification of liquid glass by high-molecular compounds]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 1989, no. 2, pp. 10–11.

10. **Kukuj D. M., Myl'nikova N. D., Esepkin V. A. and oth.** Vliyanie polifosfata natriya na svoystva modifizirovannogo silikatnogo svyazuyushchego [The effect of sodium polyphosphate on the properties of a modified silicate binder]. *Metallurgiya = Metallurgy*, Minsk, 1986, no. 20, pp. 58–60.

11. **Hajko G.** *Razrabotka modifizirovannyh mnogoatomnymi spirtami zhidkostekol'nyh svyazuyushchih materialov i smesey na ih osnove, otverzhdaemyh slozhnymi ehfirami*. Avtoref. diss. kand. tekhn. nauk [Development of oil-glass binding materials modified by polyhydric alcohols and curing mixtures based on esters thereof. Abstract of diss. of Ph. D. In Engineering]. Minsk, 1989. 14 p.



УДК 621.74.01:669.71.018

Поступила 04.09.2017

ДИАГНОСТИКА ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В. М. ГОЛОД, Л. Ю. ДОБОШ, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
г. Санкт-Петербург, Россия. E-mail: lpi2015@mail.ru

Рассмотрены этапы системного анализа и математические модели для прогнозирования дендритной структуры многокомпонентных алюминиевых сплавов. Компьютерная диагностика неравновесной кристаллизации реализуется путем совместного использования аппарата вычислительной термодинамики, средств вычислительной теплопередачи для решения задач вычислительного материаловедения. Приведены результаты моделирования эволюции дендритной структуры при изменении интенсивности диффузии в твердой фазе от равновесных условий до полного подавления.

Ключевые слова. Системный анализ, многокомпонентные алюминиевые сплавы, дендритная структура, компьютерное моделирование.

DIAGNOSTICS OF DENDRITE STRUCTURE OF MULTICOMPONENT ALUMINUM ALLOYS

V. M. GOLOD, L. Yu. DOBOSH, Peter the Great St.-Petersburg Polytechnic University, St.-Petersburg,
Russia. E-mail: lpi2015@mail.ru

Stages of system analysis and mathematical models for predicting the dendritic structure of multicomponent aluminum alloys are considered. Computer diagnostics of nonequilibrium crystallization is realized by the joint use of the apparatus of computational thermodynamics and means of computational heat transfer for solving problems of computational materials science. The results of modeling the evolution of the dendritic structure are presented with a change in the diffusion intensity in the solid phase from equilibrium conditions to complete suppression.

Keywords. System analysis, multicomponent aluminum alloys, dendritic structure, computer modeling.

Более 50 лет насчитывают попытки прогнозирования дендритной структуры алюминиевых литейных сплавов, и хотя их результаты впечатляющими не назовешь, этот поиск непрерывно продолжается [1–5]. В отличие от начального этапа, когда весьма важна была любая информация и объектами исследования оказывались преимущественно двойные сплавы (среди них чаще всего Al – 5% Cu как общий «поисковый полигон»), для которых в качестве преобладающего инструмента использовали (правда, без особого успеха) статистические модели [6] типа $\lambda_2 = k\tau_{LS}^n$ или $\lambda_2 = kV^m G^n$ (здесь λ_2 – размер вторичных междоусных промежутков; τ_{LS} – локальная продолжительность дендритной кристаллизации; V , G – скорость движения фронта ликвидуса и градиент температуры в расплаве впереди него; m , n – эмпирические коэффициенты).

В настоящее время научно-технологические интересы исследователей сосредоточены на тройных сплавах, являющихся базой для промышленных алюминиевых сплавов. Их изучение, конечно, существенно усложняет комплекс физико-химических процессов и факторов, влияющих на параметры изучаемой дендритной структуры, и не оставляет перспектив для поиска решений среди статистических конструкций.

Появление и интенсивное развитие *вычислительной термодинамики* [7] открыло возможности компьютерного описания равновесных структурно-фазовых превращений в многокомпонентных сплавах. Активный поиск моделей неравновесной кристаллизации (Шейль, Флемингс, Раппа и др.) [8], ориентированный на решение задач дендритной ликвации, не только выявил важные особенности выделения твердой фазы при различной интенсивности диффузионных процессов, но также способствовал развитию представлений о разномасштабном (макро-, мезо- и микро-) характере кристаллизационных, диффузионных и ликвационных процессов в отливках. Учет их локализации позволяет выделить в качестве

наиболее важного объекта для анализа морфологической эволюции *мезомасштабный* ансамбль дендритных кристаллитов (мезоячейка), образующий *закрытую* систему, в пределах которой распределение *взаимосвязанных* характеристик – температуры, доли твердой фазы, состава жидкой фазы, а также структурных параметров (дендритного λ_2 и эвтектического λ_E) является практически равномерным. Открытие явления коалесценции дендритов при затвердевании металлических сплавов и развитие его теории (Чернов, Флемингс, Стефанеску, Онака и др.) [8] позволило сформировать базовые представления о механизме этого процесса и его разновидностях, проявляющихся при кристаллизации сплавов разного состава.

При затвердевании отливки для системы устанавливается открытый характер макромасштабного внутреннего и наружного теплообмена (с окружающей средой), задачи которого решаются средствами вычислительной теплопередачи [9]. Дискретизация трехмерной геометрической макромоделей при ее генерации обеспечивает возможность численного решения конечно-разностных уравнений теплообмена для мезоячеек в условиях его малой локальной интенсивности $Bi = \alpha R_0 / \lambda_m \ll 1$ ($R_0 = V/F$; V, F – объем и поверхность мезоячейки; λ_m – коэффициент теплопроводности сплава). Мобилизация компьютерных моделей сопряженных физико-химических процессов (диффузионных, капиллярных, кристаллизационных и др.) с использованием арсенала средств вычислительного материаловедения реализует возможности системного анализа фазовых превращений при затвердевании с учетом их индивидуальных термодинамических (эвтектических, перитектических и др.) и морфологических (ячеистых, дендритных и др.) особенностей, присущих промышленным сплавам [10, 11 и др.].

Мезомасштабные процессы, сопровождающие формирование дендритной структуры, описывает системная модель *ALSYS* [5], включающая дифференциальные уравнения:

$$qd\tau = -R_0 c dt + R_0 L dm, \quad (1)$$

$$\mu = \frac{dm}{dt} = \frac{1}{\sum_{i=1}^K \frac{p_i C_i^L (1 - k_i)}{1 - m(1 - \sigma_i k_i)}}, \quad (2)$$

$$\frac{dC_i^L}{dm} = \frac{C_i^L (1 - k_i)}{1 - m(1 - \sigma_i k_i)}, \quad i = 1, \dots, K, \quad (3)$$

$$\frac{d(\lambda_2^3)}{d\tau} = \frac{1}{\varphi_j \sum_{i=1}^K \frac{p_i (1 - k_i) C_i^L}{\Gamma_i D_i^L}}, \quad (4)$$

где q – эффективный тепловой поток на границах мезоячейки; τ – время; c, L – объемная теплоемкость и скрытая теплота кристаллизации сплава; k_i, p_i – коэффициент распределения и тангенс угла наклона поверхности ликвидуса для i -го компонента K -компонентного сплава; σ_i – параметр обратной диффузии

($0 \leq \sigma_i \leq 1$), учитывающий полноту протекания диффузионных процессов в твердой фазе: $\sigma_i = \frac{2\alpha_i}{1 + 2\alpha_i}$;

$\alpha_i = \frac{8D_i^S \tau}{\lambda_2^2}$; Γ – коэффициент Гиббса-Томсона; D_i^L, D_i^S – коэффициенты диффузии компонентов в жидкой

и твердой фазах; φ – параметр, учитывающий принятую j -ю модель коалесценции.

Системное описание *неравновесной* дендритной кристаллизации многокомпонентного алюминиевого сплава на этапе выделения первичного твердого раствора (α -Al) в объеме мезомасштабной ячейки включает (рис. 1):

- решение уравнения (1) теплового баланса для определения зависимости $t(\tau)$;
- расчет доли твердой фазы $m(\tau)$ на основе уравнения (2) для темпа выделения твердой фазы;
- расчет покомпонентного состава жидкой фазы $C_i^L(m)$ с помощью уравнения (3) для перераспределения компонентов на межфазной границе;
- определение средней ширины $\lambda_2(\tau)$ вторичных междоусных промежутков дендритов при их коалесценции с использованием уравнения (4).

Для решения приведенных уравнений необходимо путем термодинамического моделирования [7] задать изменение параметров $k_i(m), p_i(m)$ диаграммы состояния, значения кинетических параметров (диффузионных $D_i^L(t)$ и капиллярных Γ_i) для всех i -х компонентов, а также теплофизические характеристики сплава (c, L) и интенсивность теплового потока $q(\tau)$, оцениваемую для каждой мезоячейки путем решения макромасштабной тепловой задачи затвердевания фасонной отливки [7].

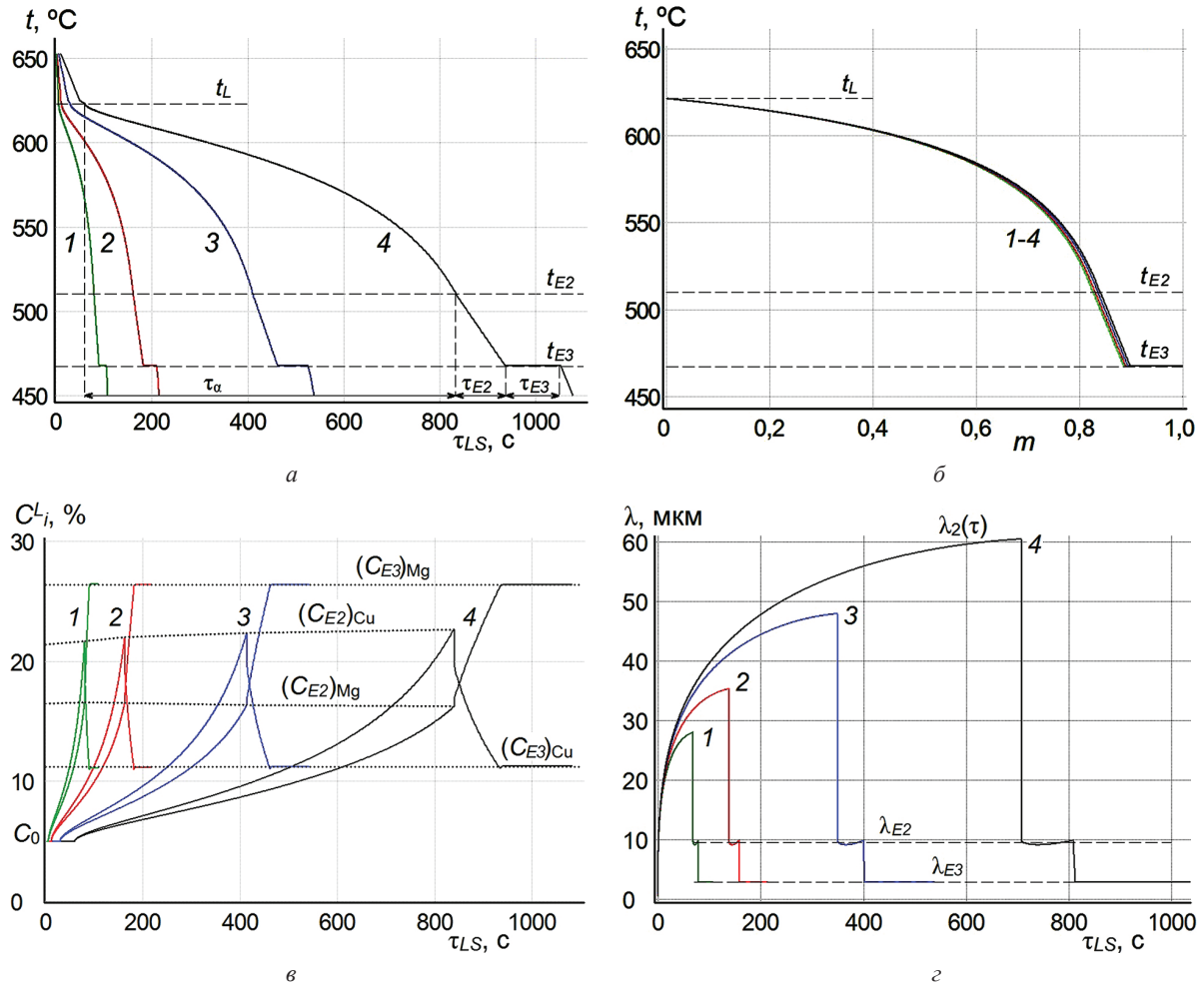


Рис. 1. Влияние условий теплоотвода при затвердевании сплава Al-5% Cu-5% Mg на характер термических кривых (а); долю твердой фазы (б); состав жидкой фазы (в), а также на размеры параметров дендритной λ_2 и эвтектической (вторичной λ_{E2} и третичной λ_{E3}) микроструктуры (г) для локальной продолжительности кристаллизации: $\tau_{LS} = 100$ с (1); 200 (2); 500 (3); 1000 с (4)

Приведенная системная модель *ALSYS* [5] при описании процесса неравновесного выделения твердой фазы и перераспределения компонентов между фазами в объеме мезоэчейки базируется на принципе *независимого действия* внутрифазовой и разделительной диффузии компонентов сплава – при расчете $C_i^L(m)$ и принципе *аддитивного влияния* компонентов на темп выделения твердой фазы – при расчете $m(t)$ в условиях локального равновесия на межфазных границах [10–12].

Адекватность модели *ALSYS* надежно контролируется путем прямого сопоставления результатов численного моделирования $m(t)$ и $C_i^L(m)$ с данными термодинамического расчета при $\sigma = 1$ (равновесные условия, $D_i^L = D_i^S = \infty$) и $\sigma = 0$ (полное подавление диффузии в твердой фазе, $D_i^L = \infty$; $D_i^S = 0$) (рис. 2) и обеспечивает возможность ее использования во *всем диапазоне* значений интенсивности диффузии в твердой фазе ($1 \geq \sigma_i \geq 0$) [13].

Для тройных сплавов уравнения (2) и (3) преобразуются к виду:

$$\left\{ \begin{aligned} (dC_1^L)_\alpha &= \frac{(C_1^L)_\alpha (1 - k_1^{\alpha/L})}{1 - m_\alpha (1 - \sigma_1 k_1^{\alpha/L})} dm_\alpha, \\ (dC_2^L)_\alpha &= \frac{(C_2^L)_\alpha (1 - k_2^{\alpha/L})}{1 - m_\alpha (1 - \sigma_2 k_2^{\alpha/L})} dm_\alpha, \\ dm_\alpha &= \frac{dt}{\frac{p_1^\alpha (C_1^L)_\alpha (1 - k_1^{\alpha/L})}{1 - m_\alpha (1 - \sigma_1 k_1^{\alpha/L})} + \frac{p_2^\alpha (C_2^L)_\alpha (1 - k_2^{\alpha/L})}{1 - m_\alpha (1 - \sigma_2 k_2^{\alpha/L})}}, \end{aligned} \right. \quad (5)$$

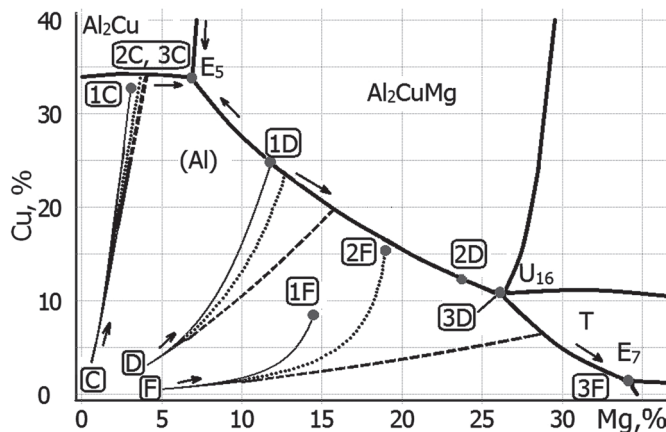


Рис. 2. Изменение состава кристаллизующейся жидкой фазы сплавов C , D и F на поверхности ликвидуса системы $\text{Al-Mg}(\text{C}_1)\text{-Cu}(\text{C}_2)$ при различной интенсивности подавления диффузии в твердой фазе: $D_i^S = \infty$; $\sigma_i = 1$ (1) – линии; $\infty > D_i^S > 0$; $1 > \sigma_i > 0$ (2) – точки; $D_i^S = 0$; $\sigma_i = 0$ (3) – пунктир

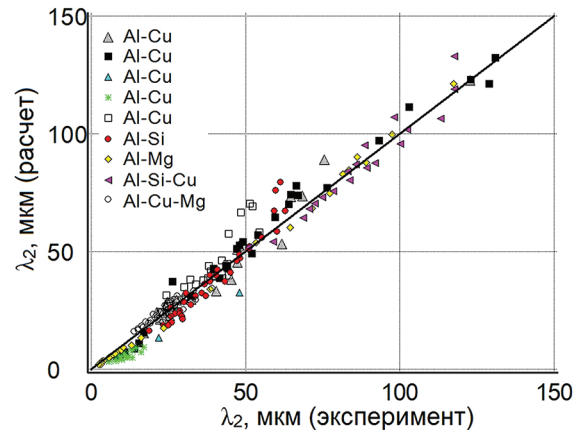


Рис. 3. Сопоставление расчетных значений вторичных междоусных промежутков дендритов λ_2 с экспериментальными данными для двойных (Al-Cu ; Al-Si ; Al-Mg) и тройных (Al-Si-Cu ; Al-Cu-Mg) сплавов при использовании различных моделей коалесценции [13]

где индекс α – использование параметров, относящихся к первичному этапу кристаллизации сплава с выделением твердого раствора α -(Al) при $m = m_\alpha$; индексы 1 и 2 – принадлежность параметров соответствующим компонентам (0 – основа сплава).

Результатом совместного решения системы уравнений (5) является определение траектории изменения состава жидкой фазы при выделении α -фазы $(C_1^L)_\alpha = F(C_2^L)_\alpha$ (рис. 2, линии 1C, 1D, 1–2F), по которой происходит изменение температуры ликвидуса $(t_L)_\alpha = F[(C_1^L)_\alpha, (C_2^L)_\alpha]$, доли $m_\alpha(t)$ и покомпонентного состава $(C_1^S)_\alpha$ и $(C_2^S)_\alpha$ образующейся твердой α -фазы.

Эволюция дендритов первичной α -фазы в ходе капиллярно-диффузионной коалесценции прерывается в момент τ_α при достижении составом остаточной жидкой фазы эвтектической концентрации, т. е. в точке пересечения траектории $(C_1^L)_\alpha = F(C_2^L)_\alpha$ с линией тальвега эвтектического превращения $(C_1^L)_E = F(C_2^L)_E$. На этапе неравновесного выделения ($0 \leq \sigma_{1,2} < 1$) двойной эвтектики ($\alpha + \beta$) вдоль тальвега происходит изменение ее температуры ликвидуса $dt_E = p_1^E (dC_1^L)_E + p_2^E (dC_2^L)_E$ при выделении двойной эвтектики dm_E и система уравнений баланса компонентов 1 и 2 приобретает вид:

$$\begin{cases} (dC_1^L)_E = \frac{C_1^L (1 - k_1^{\alpha/L})_E f_\alpha}{1 - m(1 - \sigma_1^L k_1^{\alpha/L})_E} dm_E + \frac{C_1^L (1 - k_1^{\beta/L})_E f_\beta}{1 - m(1 - \sigma_1^L k_1^{\beta/L})_E} dm_E, \\ (dC_2^L)_E = \frac{C_2^L (1 - k_2^{\alpha/L})_E f_\alpha}{1 - m(1 - \sigma_2^L k_2^{\alpha/L})_E} dm_E + \frac{C_2^L (1 - k_2^{\beta/L})_E f_\beta}{1 - m(1 - \sigma_2^L k_2^{\beta/L})_E} dm_E, \end{cases} \quad (6)$$

где индекс E отмечает параметры, относящиеся к этапу кристаллизации двойной эвтектики.

Эвтектическая кристаллизация завершается при условии $m = m_\alpha + m_E = 1$ (на линии тальвега рис. 2, точка 2D) или при достижении точки тройной эвтектики (рис. 2, точки 2–3C, 3D и 3F), температурно-концентрационные параметры α -, β - и γ -фаз которой устанавливаются на основе данных термодинамического моделирования.

Совместное решение уравнений (1)–(4) дает возможность получить представление о кинетике формирования дендритной (λ_2) и эвтектической (λ_E) структуры и ее локальных конечных значениях, приобретаемых за счет вклада различных компонентов, а также оценить интенсивность подавления диффузии в твердой фазе с помощью параметров σ_i , определяющих неравновесный характер кристаллизации (рис. 1–3).

При использовании разработанной системной модели *ALSYS* и реализованного на ее основе лицензионного программно-информационного комплекса [14] для прогнозирования дендритной структуры получено убедительное подтверждение адекватности его применения (рис. 3) для большого количества опубликованных экспериментальных данных [13]. Выявленная системная взаимосвязь основных факторов формирующейся дендритной структуры [5] диктует необходимые и достаточные условия, игнорирование которых приводит к некорректному использованию ряда применяемых полуэмпирических и теоретических формул, что особенно важно в случае многокомпонентных промышленных сплавов. Актуальной областью перспективных исследований подобного рода являются работы, в которых рассматри-

вается формирование структуры алюминиевых сплавов, содержащих от 3 до 8 компонентов (Si, Fe, Cu, Mg, Mn, Cr и др.) [3–4, 15]. Их авторы ставят своей целью оценку возможностей прогнозирования дендритной структуры сплавов, в частности с применением расчетных формул, базирующихся на описании механизма капиллярно-диффузионной коалесценции [4]:

$$\lambda_2 = 5,5 (M\tau_{LS})^{0,33} \text{ при } M = \frac{-\Gamma}{\sum_{i=1}^K p_i(1-k_i)(C_{f,i}^L - C_{0,i}^L) / D_i^L} \ln \left[\frac{\sum_{i=1}^K p_i(1-k_i)C_{f,i}^L / D_i^L}{\sum_{i=1}^K p_i(1-k_i)C_{0,i}^L / D_i^L} \right], \quad (7)$$

где нижние индексы – значения концентрации компонентов в начальный (0) и конечный (f) моменты выделения первичной твердой фазы.

Исследование прогностических характеристик этого уравнения имеет многолетнюю предысторию. Его авторы [2] взяли за основу аналитическое решение, предложенное для двойных сплавов [8], с сохранением набора принятых в раннем первоисточнике (1977 г.) важных допущений, в частности, постоянства при его выводе величины всех термодинамических и кинетических параметров (p_i , k_i , D_i , Γ) при линейном изменении во времени только концентрации всех компонентов – от начального ($C_{0,i}$) до конечного ($C_{f,i}$) момента. Отличительной чертой уравнения (7) является возможность при расчете λ_2 учитывать взаимодействие различных компонентов литейных сплавов [4].

При исследовании серии сплавов, содержащих от двух до пяти компонентов (Si – до 1,1%; Cu и Mg – до 5; Fe, Cr и Mn – от 0,17 до 1,4%) [4], было выявлено значительное различие между ними как по средней величине $(\lambda_2)_\Sigma$ (от 51 до 111 мкм при равной скорости охлаждения расплава $V_0 = 1$ К/с), так и по величине расчетного температурного интервала затвердевания Δt_{LS} (от 18 до 59 К при равновесных условиях), а также экспериментальной продолжительности затвердевания $(\tau_{LS})_\Sigma$ (от 117 до 230 с при $V_0 = 1$ К/с). Полученный разброс экспериментальных значений $(\lambda_2)_\Sigma$ относительно расчетных величин $(\lambda_2)_p$, как указывают авторы, находится в пределах $\pm 20\%$ и оценивают как «удивительно» («surprisingly») точный прогноз.

При более детальном анализе становится ясно, что применение уравнения (7), описывающего равновесную кристаллизацию первичного твердого раствора α -Al, не дает адекватной картины коалесценции, сопровождающейся выделением в интервале от ликвидуса до солидуса набора интерметаллидных фаз, вид и массовая доля которых весьма различны и зависят от состава сплава и условий затвердевания. С использованием приведенных в работе [4] экспериментальных значений $(\lambda_2)_\Sigma$ (20–180 мкм) и продолжительности затвердевания $(\tau_{LS})_\Sigma$ сплавов при различных условиях охлаждения (15–900 с), а также табличных значений [16] коэффициентов диффузии в твердой фазе D_i^S , 10^{-12} м²/с (0,15–0,30 для Fe и 1,2–3,5 для Si, Mg и др. вблизи температуры ликвидуса), непосредственная оценка величины параметра обратной диффузии $\sigma_j = 0,02(\text{Fe})\text{--}0,40(\text{Si, Mg}) \ll 1$ фиксирует не учитываемое уравнением (7) значительное подавление диффузии в твердой фазе, при котором происходит интенсивное повышение концентрации компонентов в расплаве, а также снижение темпа выделения твердой фазы и значительное расширение температурного интервала кристаллизации.

Путем термодинамического моделирования выделения первичной твердой фазы α -Al в исследованных сплавах [17, 18] в период до начала образования интерметаллидов ($m_\alpha = 0,58\text{--}0,97$) показано, что эффективная коалесценция дендритных ветвей происходит в относительно узком температурном интервале $\Delta t_\alpha = 10\text{--}44$ К, т. е. при $\Delta t_\alpha = (0,39\text{--}0,83)\Delta t_{LS}$, а ее длительность составляет от 40 до 85% от $(\tau_{LS})_\Sigma$, что непосредственно отражается на величине вторичных междоусных промежутков $(\lambda_2)_\Sigma$, о чем свидетельствует высокий уровень коэффициента корреляции ($R = 0,904$) регрессионного уравнения:

$$(\lambda_2)_\Sigma [\text{мкм}] = 0,101 m_\alpha L_\alpha [\text{МДж/м}^3], \quad (8)$$

где учтена различная величина скрытой теплоты кристаллизации α -Al ($L_\alpha = 950\text{--}1085$ МДж/м³). Чем меньше доля m_α , при которой активизируется формирование интерметаллидов в междендритном расплаве сложного состава, тем раньше по времени τ_α прерывается свободная коалесценция первичных дендритов при меньших размерах вторичных междоусных промежутков λ_2 . Наиболее интенсивный вклад в их совместное капиллярно-диффузионное увеличение при коалесценции вносят кремний и особенно магний, отличающиеся более высокими значениями D_i^L и повышенной концентрацией C_i^L в литейных сплавах. Регрессионная модель (8) выполняет функции критериального параметра (criteria functions [18, 19]) при диагностике литейных процессов путем установления надежной статистической за-

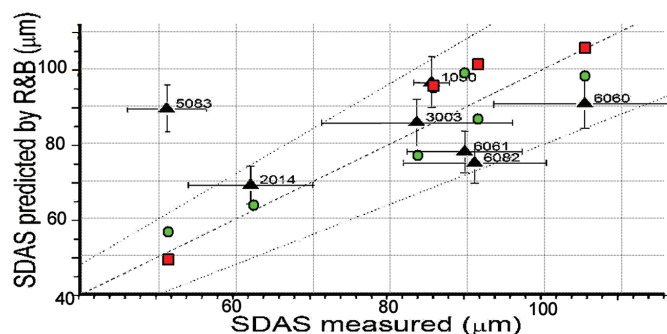


Рис. 4. Соотношение экспериментальных (абсцисса) и расчетных (ордината) значений вторичных междоусных промежутков λ_2 , согласно уравнению (7), по данным [4] (▲), системной модели *ALSYS* (■) и статистической модели (8) (●)

висимости для прогнозирования качества отливки на основе эмпирически выявленных предикторов (G , V , критерий Ниямы и др.).

На рис. 4 приведены результаты прогнозирования размеров λ_2 , полученных в работе [4] экспериментально и расчетом с помощью уравнения (7) с указанием соответствующих пределов среднеквадратичного разброса σ_λ ($\pm 20,1$ мкм) и пунктирных границ ($\pm 20\%$ для шести исследованных сплавов), а также данные моделирования λ_2 в период выделения первичной фазы α -Al с применением модели *ALSYS* (для приведенных в публикации значений τ_α) и эмпирической модели (8), использующей для прогноза λ_2 параметры, полученные путем термодинамического моделирования. Взаимное расположение точек на сводном графике (рис. 4) свидетельствует о предпочтительности альтернативного подхода, позволившего при анализе структурно-фазовых превращений получить существенное уточнение результатов ($\sigma_\lambda = \pm 7,8$ мкм или $\pm 8,9\%$).

Приведенные выше краткие комментарии работы [4] приводят к двум важным выводам. Использованное уравнение и его интерпретация не дают возможности корректно анализировать *неравновесную* кристаллизацию многокомпонентных сплавов, структура которых формируется в результате *многоэтапного* процесса, состоящего из первичного дендритного этапа и последующих этапов выделения серии интерметаллидных фаз. В качестве актуальной и малоизученной проблемы выдвигается исследование таких сложных ситуаций, которые требуют комплексного использования средств *вычислительной термодинамики* в сочетании с системным применением инструментария *вычислительного материаловедения* для решения задач структурно-фазовых превращений.

Корректный *прогноз* дендритной структуры многокомпонентных промышленных сплавов обеспечивается путем анализа взаимосвязанных термодинамических, теплофизических, диффузионных и капиллярных явлений при неперенном условии информационного обеспечения компьютерных вычислений в части изменения соответствующих параметров в зависимости от температуры, доли твердой фазы и состава жидкой фазы, а также учета эволюции неравновесного характера процесса кристаллизации с изменением морфологии выделяющейся твердой фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Bäckerd L., Kröll E., Namminen J. Solidification Characteristics of Aluminium Alloys. Vol. 1: Wrought Alloys. University of Stockholm, 1986. 156 p.
2. Rappaz M., Boettinger W. J. On dendritic solidification of multicomponent alloys with unequal liquid diffusion coefficients // Acta Mater., 1999. Vol. 47. No 11. P. 3205–3219.
3. Anyalebechi P. N. Effects of alloying elements and solidification conditions on secondary dendrite arm spacing in aluminum alloys // EPD Congress 2004. TMS. 2004. P. 217–233.
4. Easton M. A., Davidson C. J., StJohn D. H. Effect of alloy composition on the dendrite arm spacing of multicomponent aluminum alloys // Metall. Mater. Trans. 2010. Vol. 41A. No 9. P. 1528–1538.
5. Golod V. M., Dobosh L. Yu. Computational materials science of structural – phase transformations in casting aluminum alloys // Int. Conf. «Structural and Phase Transformations in Materials: Theory, Computer Modelling and Experiment», 23–27 March 2017, Ekaterinburg, Russia. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 192(2017), 012027.
6. Добош Л. Ю., Голод В. М. Оценка погрешностей и уточнение параметров эмпирических зависимостей для междоусных промежутков дендритов // Сб. «Литейное производство сегодня и завтра». Тр. IX Всерос. науч.-техн. конф. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2012. С. 442–448.
7. Голод В. М., Савельев К. Д. Вычислительная термодинамика в материаловедении. СПб.: Изд-во политехн. ун-та, 2010. 218 с.
8. Курц В., Фишер Д. Д. Фундаментальные основы затвердевания. М.; Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Ижевский ин-т компьютер. исследований, 2011. 300 с.

9. Самарский А. А., Вабищевич П. Н. Вычислительная теплопередача. М.: Едиториал УРСС, 2003. 784 с.
10. Голод В. М., Емельянов К. И. Системный анализ морфологической эволюции дендритной структуры стали // Черные металлы. 2014. № 4 (988). С. 49–54.
11. Добош Л. Ю., Голод В. М. Прогноз параметров микроструктуры алюминиевых сплавов на основе моделирования их неравновесной кристаллизации // Тр. XII съезда литейщиков России. Н. Новгород: НГТУ им. Р. Е. Алексеева, 2015. С. 230–237.
12. Голод В. М., Добош Л. Ю., Савельев К. Д. Оценка адекватности модели аддитивного влияния компонентов на кристаллизацию алюминиевых сплавов // Сб. «Литейное производство сегодня и завтра». Тр. X Междунар. науч.-практ. конф. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2014. С. 366–376.
13. Добош Л. Ю., Голод В. М. Влияние состава многокомпонентных алюминиевых сплавов на величину вторичных междоусных промежутков дендритов // Литейщик России. 2013. № 3. С. 35–39.
14. Голод В. М., Добош Л. Ю. Программный комплекс «NON/EQUILIBR. KRIST. Modeling» // Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2016616169 от 07.06.2016 г.
15. Sivarupan T., Caceres C. H., Taylor J. A. Alloy composition and dendrite arm spacing in Al-Si-Cu-Mg-Fe alloys // Metall. Mater. Trans., 2013. Vol. 44A. No 9. P. 4071–4080.
16. Dy Y. et al. Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation // Mater. Sci. Eng., 2003. Vol. 363A. No 1–2. P. 140–151.
17. Савельев К. Д., Голод В. М. Программный комплекс для определения температурно-зависимых характеристик литейных сплавов на основе алюминия при моделировании литейных процессов // Сб. «Литейное производство сегодня и завтра». Тр. 8-й Всерос. науч.-практ. конф. СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2010. С. 373–386.
18. Савельев К. Д., Голод В. М. Программный комплекс «Polytherm-TD» // Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2013661257 от 03.12.2013 г.
19. Stefanescu D. M., Pang H. Modeling of casting solidification stochastic or deterministic? // Canad. Metall. Quarterly, 1998. Vol. 37. No 3–4. P. 229–239.
20. Голод В. М., Савельев К. Д., Басин А. С. Моделирование и компьютерный анализ кристаллизации многокомпонентных сплавов на основе железа. СПб.: Изд-во политехн. ун-та, 2008. 372 с.

REFERENCES

1. Bäckerud L., Kröll E., Namminen J. *Solidification Characteristics of Aluminium Alloys*. Vol. 1. Wrought Alloys. University of Stockholm, 1986. 156 p.
2. Rappaz M., Boettinger W. J. On dendritic solidification of multicomponent alloys with unequal liquid diffusion coefficients // *Acta Mater.*, 1999. Vol. 47. No 11. P. 3205–3219.
3. Anyalebechi P. N. Effects of alloying elements and solidification conditions on secondary dendrite arm spacing in aluminum alloys. *EPD Congress* 2004. TMS. 2004. P. 217–233.
4. Easton M. A., Davidson C. J., StJohn D. H. Effect of alloy composition on the dendrite arm spacing of multicomponent aluminum alloys. *Metall. Mater. Trans.*, 2010. Vol. 41A. No 9. P. 1528–1538.
5. Golod V. M., Dobosh L. Yu. *Computational materials science of structural – phase transformations in casting aluminum alloys*. – Int. Conf. «Structural and Phase Transformations in Materials: Theory, Computer Modelling and Experiment», 23–27 March 2017, Ekaterinburg, Russia. – IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 192(2017), 012027.
6. Dobosh L. Ju., Golod V. M. Оценка погрешностей и уточнение параметров эмпирических зависимостей для междоусных промежутков дендритов [Estimation of errors and refinement of the parameters of empirical dependencies for the dendrite arm spaces]. *Sb. tr. IX Vseros. nauchn.-tehn. konf. «Litejnoe proizvodstvo segodnja i zavtra» = Proc. IX All-Russia scientific.-techn. Conf. «Foundry production today and tomorrow»*. SPb, SPbGPU Publ., 2012, pp. 442–448.
7. Golod V. M., Savel'ev K. D. *Vychislitel'naja termodinamika v materialovedenii* [Computational thermodynamics in materials science]. SPb, Politehn Publ. University, 2010. 218 p.
8. Kurz V., Fisher D. D. *Fundamental'nye osnovy zatverdevaniya* [Fundamentals of solidification]. Moscow, Izhevsk, SRC «Regular and chaotic dynamics», Izhevsk Institute of computer researches, 2011. 300 p.
9. Samarskij A. A., Vabishchevich P. N. *Vychislitel'naja teploperedacha* [Computational heat transfer]. Moscow, Editorial URSS, 2003. 784 p.
10. Golod V. M., Emel'yanov K. I. Sistemyj analiz morfologicheskoy jevoljucii dendritnoj struktury stali [System analysis of the morphological evolution of dendritic structure of steel]. *Chernye metally = Ferrous metals*, 2014, no. 4 (988), pp. 49–54.
11. Dobosh L. Yu., Golod V. M. Prognost parametров mikrostruktury aluminievых splavov na osnove modelirovaniya ih neravnovesnoj kristallizacii [Prediction of aluminum alloys microstructure on the basis of simulation of their nonequilibrium]. *Trudy XII s'ezda litejshhikov Rossii = Proc. XII congress of foundrymen of Russia*. N. Novgorod, NGTU of R. E. Alekseev Publ., 2015, p. 230–237.
12. Golod V. M., Dobosh L. Yu., Savel'ev K. D. Ocenka adekvatnosti modeli additivnogo vlijaniya komponentov na kristallizaciju aluminievых splavov [Estimation of the model adequacy for the additive influence of components on the crystallization of aluminum alloys]. *Sb. tr. X mezhduar. nauchn.-prakt. konf. «Litejnoe proizvodstvo segodnja i zavtra» = Proc. X Intern. scientific.-pract. Conf. «Foundry production today and tomorrow»*. SPb, SPbGPU Publ., 2014, pp. 366–376.
13. Dobosh L. Yu., Golod V. M. Vlijanie sostava mnogokomponentnyh aluminievых splavov na velichinu vtorichnyh mezhduosnyh promezhutkov dendritov [The influence of multicomponent aluminum alloys composition on the value of the secondary dendrite arm spacing]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundryman*, 2013, no. 3, pp. 35–39.
14. Golod V. M., Dobosh L. Yu. Programmiy kompleks «NON/EQUILIBR. KRIST. Modeling» [The program complex «NON/EQUILIBR. KRIST. Modeling»]. *Svidetel'stvo o gosudarstvennoj registracii programmy dlja EVM* [Certificate of state registration of the computer program]. No. 2016616169 dated June 7, 2016.
15. Sivarupan T., Caceres C. H., Taylor J. A. Alloy composition and dendrite arm spacing in Al-Si-Cu-Mg-Fe alloys. *Metall. Mater. Trans.*, 2013, vol. 44A, no. 9, pp. 4071–4080.

15. **Dy Y.** et al. Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation. *Mater. Sci. Eng.*, 2003, Vol. 363A, no. 1–2, pp. 140–151.
16. **Savel'ev K. D., Golod V. M.** Programmnyy kompleks dlya opredeleniya temperaturno-zavisimykh kharakteristik liteynykh splavov na osnove alyuminiya pri modelirovanii liteynykh protsessov [Program complex for determining the temperature-dependent characteristics of cast aluminum-based alloys in the modeling of casting processes]. *Trudy 8 Vseros. nauch.-prakt. konf.* [Proc. 8 All-Russia scientific-pract. conf. «Foundry production today and tomorrow»]. SPb, SPbGPU Publ., 2010, pp. 373–386.
17. **Savel'ev K. D., Golod V. M.** Programmnyj kompleks «Polytherm-TD» [The program complex «Polytherm-TD»]. Svidetel'stvo o gosudarstvennoj registratsii programmy dlja EVM [Certificate of state registration of the computer program]. No. 2013661257 dated December 3, 2013.
18. **Stefanescu D. M., Pang H.** Modeling of casting solidification stochastic or deterministic? *Canad. Metall. Quarterly*, 1998, Vol. 37, no. 3–4, p. 229–239.
19. **Golod V. M., Savel'ev K. D., Basin A. S.** *Modelirovaniye i komp'yuternyy analiz kristallizatsii mnogokomponentnykh splavov na osnove zheleza* [Modeling and computer analysis of the crystallization of multicomponent iron-based alloys]. SPb, Politechn. University Publ., 2008. 372 p.



УДК 621.74

Поступила 09.11.2017

ECOCURE BLUE – NEW COLD BOX SYSTEM WITH ULTRA-HIGH EFFICIENCY AND AS LOW AS POSSIBLE EMISSIONS

P. H. VACELET, ASK Chemicals GmbH, Hilden, Germany, Pierrehenri. E-mail: Vacelet@ask.chemicals.com
D. TÁBORSKÝ, ASK Chemicals Czech s. r. o., Czech Republic. E-mail: dan.taborsky@ask-chemicals.com

By omitting materials subject to the labeling requirement in part 1 cold-box resin, Düker GmbH from Laufach can achieve an impressive reduction in emissions.

Emission and workplace exposure limit values represent major challenges for foundries, and are becoming increasingly important due to every stricter statutory regulations. In particular, compliance with emission guidelines is essential in safeguarding company sites, and is now of equal significance as technical and economic issues. Modern foundries such as Düker GmbH from Laufach pursue a sustainable corporate policy in which the three pillars of cost-effectiveness, social responsibility and environmental protection are accorded equal importance. Düker's example shows how the use of the new ECOCURE BLUE technology supports environmental protection and occupational health and safety, while also facilitating efficient, highly productive core production.

ECOCURE BLUE – НОВАЯ COLD-BOX-СИСТЕМА С УЛЬТРАВЫСОКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТЬЮ И МАКСИМАЛЬНО НИЗКИМИ ВЫБРОСАМИ

П. ВАСЕЛЕТ, ASK Chemicals GmbH, Hilden, Германия, Pierrehenri. E-mail: Vacelet@ask.chemicals.com
Д. ТАБОРСКИЙ, ASK Chemicals Czech s. r. o., Республика Чехия. E-mail: dan.taborsky@ask-chemicals.com

Исключая некоторые материалы, наличие которых предусмотрено требованиями маркировки для Cold-Box-смолы часть 1, фирма Düker GmbH (г. Лафах), смогла добиться впечатляющего сокращения вредных выбросов.

Вредные выбросы и предельные значения воздействия их на рабочем месте являются одной из главных проблем для литейного производства и становятся все более важными из-за принятия более строгих нормативных актов. В частности, имеет такое же большое значение в безопасности на территории компании, как и технические и экономические вопросы.

Современные литейные предприятия, такие, как Düker GmbH (г. Лафах), проводят устойчивую политику на основе трех принципов: экономической эффективности, социальной ответственности и защиты окружающей среды. Пример фирмы Düker показывает, как использовать новую технологию ECOCURE BLUE для защиты окружающей среды, профессионального здоровья и безопасности работающих, а также для эффективного и высокопродуктивного основного производства.

The medium-sized company, Düker is regarded as one of the leading manufacturers of valve bodies and pressure pipe formed parts for drinking water and gas supply as well as of pipes and formed pieces for drainage technology (Fig. 1). The company's expertise starts with the design phase and extends across simulation, model construction, casting and processing right up to coating. Düker also produces enameled components and pipes with high acid resistance for plant construction in the chemical and pharmaceutical industry.

A further business field is jobbing casting, where the focus is on producing parts for robotics, the mechanical engineering industry and the railway industry. Based in Laufach, in Bavaria, the company sees itself as a pioneer in its sector and always aims at developing new products and solutions for its customers. One example of this is the series production of a mixed crystal ferritic cast iron, which only recently was listed in DIN EN 1563 as a new ma-

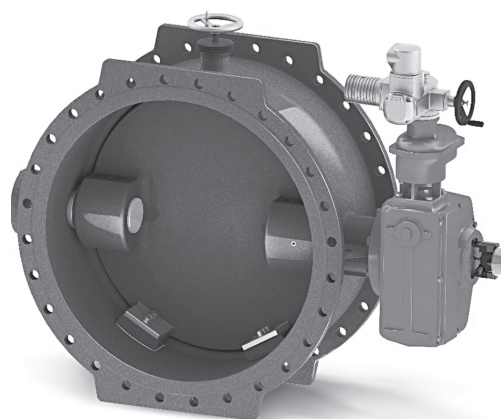


Fig. 1. Düker produces valve bodies and pressure pipe formed parts for drinking water and gas supply as well as pipes and formed pieces for drainage technology

terial group. Düker has been working intensively with this new material since 2012 and has been producing it, in series production, since 2014. Düker's customers are thus offered new opportunities to optimize components with improved machinability.

The company subjects its products to the very highest quality standards and introduced a modern quality management system in accordance with DIN EN ISO 9001 as far back as 1993. The company's commitment to ecological and social issues is made clear by its use of important management systems. Düker operates a certified environmental management system in accordance with DIN EN ISO 14001 and an energy management system in accordance with DIN EN ISO 50001, complemented by a certified occupational health and safety management system in accordance with BS OHSAS 18001.

EMISSIONS IN THE CASTING PROCESS

Solvents and highly volatile materials, which are contained in the cold box binder system, are classified as potentially harmful to the environment and to employee health. The new cold box technology platform from ASK Chemicals GmbH, ECOCURE BLUE, now allows foundries, in the cold box part 1, to completely avoid using ingredients which are subject to compulsory labeling (Fig. 2), and to considerably reduce BTX emissions, particularly benzene. One of the first users of this technology is Düker. The ECOCURE BLUE High Efficiency (HE) systems combine economic and environmental advantages throughout the entire process, without compromising, when it comes to reactivity, strength and the casting result.

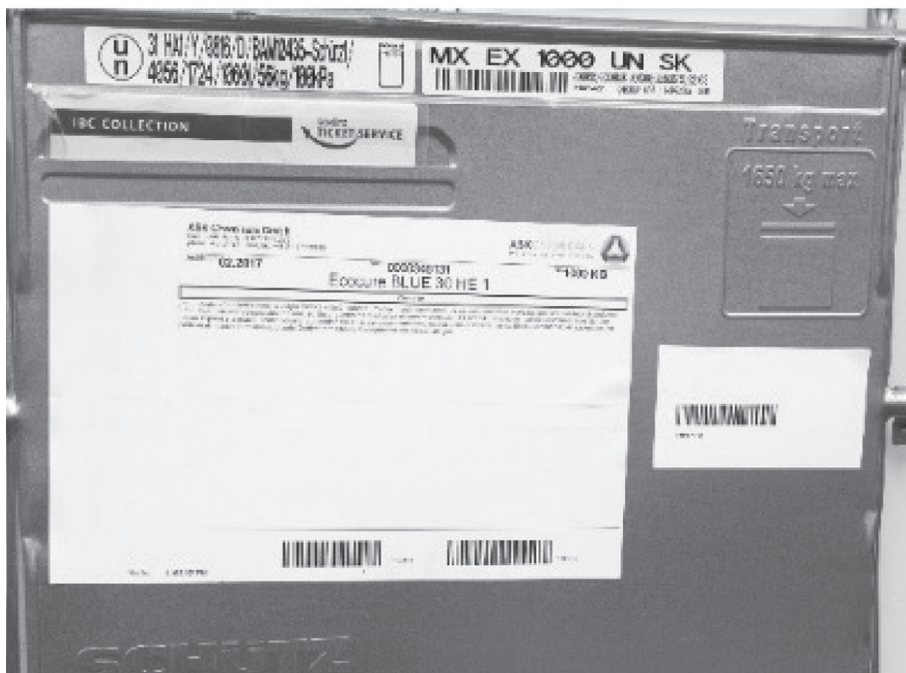


Fig. 2. ECOCURE BLUE is the world's first marking-free cold box binder part 1

Most air pollutants, in foundries, arise during casting. A large part of the solvents evaporate from the core and mould, due to the high temperatures involved as well as residual monomers such as phenol, formaldehyde and other low molecular weight polymers. Subsequently the polyurethane polymer chains thermally decompose due to the available oxygen in the mould cavity, and within the mould and cores themselves, i. e. combustion. Then as the oxygen is largely consumed partial thermal decomposition occurs known as pyrolysis. This results in products which include BTX (benzene, toluene and xylene), CO and NO_x, as well as many other pollutants.

The developments over the past few years have aimed specifically at preventing solvent emissions during core production, or at least discharging them in a managed manner. «At the same time, it was and is necessary to take into consideration the growing and future demands placed on the whole foundry process when making specific modifications to the binder system,» declares Pierre-Henri Vacelet, Market Manager for the binder division at ASK Chemicals. The catalyst consumption and the amine gassing time are also important factors relating to both the environmental and economic performance. Also during recent developments in binders, a primary focus was placed on attempting to influence the odor and / or the BTX substances that are released within the process.

BETTER CURING EFFICIENCY WHILE ALSO LOWERING THE BINDER QUANTITY

Due to stricter regulations, which prescribe a drastic reduction in phenol emissions from 2020 onwards, Düker has been attempting, since 2013, to lower the level of all highly volatile aromatic materials, like phenol and other aromatics like BTX, and to change the processes accordingly. «At that time, in our search for support, we approached ASK Chemicals as an innovation and technology partner, to help reduce the benzene emissions during casting, in particular, at our production site in Laufach,» reports Michael Poetzsch, foundry manager at Düker (Fig. 3). The initial approach was one where the binder content of the cold box cores was reduced as far as possible (without compromising the technical or quality-related properties of the core, or the quality of the cast part), and the emissions are thus lowered. An initial success was achieved through the use of the cold box «High Efficiency» system ECOCURE HE from ASK Chemicals, which was incorporated into series production in 2014.



Fig. 3. Michael Poetzsch is very happy with the reduction in emissions that Düker achieved by changing the cold box binder system

Building on the knowledge that free monomers arise within fractions of a second after casting due to vaporization, and, subsequently BTX and NO_x emissions arise as the casting phase continues, ASK Chemicals developed this «High Efficiency» binder technology as far back as 2008. Its high performance allows the binder quantity to be reduced for the same core performance. «The mechanical properties of the sand cores which were produced with these HE systems were comparable with those of conventional products, despite the reduction in binder. The increase in reactivity led to a considerable increase in initial strength, which made it possible to conduct the remaining processing steps safely within a shorter time,» states Vacelet. The resulting amine saving is also reflected in the odor as well as the lower material costs and a less pronounced tendency towards sticking. As a consequence of its success, the ECOCURE technology has undergone constant further development.

In order to further investigate the influence of the composition of the binding agent on the composition of emissions, ASK Chemicals has made particular use of its own «Hoodstack» casting emissions capture and analysis method in recent years, in addition to other methods. This analysis, in conjunction with ASK Chemical's development foundries, makes it possible to provide real casting emission evidence of volatile organic compounds, carbon monoxide, carbon dioxide, gaseous nitrogen- and sulfur-based emissions as well as to quantify lead based compounds.

NO MORE INGREDIENTS SUBJECT TO COMPULSORY LABELING IN PART 1 BINDER

A systematic reduction in the free monomer content, particularly the free phenol, initially took second place as the development of such a solution was extremely complex and needed modification of the existing production systems. Together with Düker, these modifications were implemented from June 2015 onwards. Just a few months later, in September of the same year, ASK Chemicals presented initial laboratory prototypes, and in early 2016, the results of the final developments. The final outcome was the cold box technology, ECOCURE BLUE, based on ultra-low free phenol resin. All catalysts available on the market, the usual sand qualities as

well as numerous sand additives can be used with this binder. With the exception of Di Basic Ester (DBE) and only in Germany, ECOCURE BLUE does not contain any components that have to be mentioned due to their workplace exposure limit value. Only the part 2 of the cold box formulation is unavoidably based on isocyanate, which must be declared. «Part 1 of the new cold box binder no longer bears any hazardous substance symbols. This is a huge relief for us regarding the transportation and storage of the binder. However, it is first and foremost a clear advantage for occupational health and safety and an important signal for our employees,» emphasizes Poetzsch. With the ECOCURE BLUE system, the odor is less noticeable to employees compared to the previous system and this system can be classified as workplace-friendly thanks to its low hazard composition (Fig. 4).



Fig. 4. Employee reaction was very positive with regard to the odor as well.
This was regarded as less pronounced than in the previous systems

Developed for iron and steel casting, the system is also suitable for the production of hydraulic components, turbochargers, brake disks and engine blocks. Düker, in Laufach, uses the ECOCURE BLUE technology to produce the majority of its core product range, from parts with filigree geometries weighing just a few grams up to molded cores weighing 100 kg (Fig. 5, *a*, *b*).



a



b

Fig. 5. Düker produces most of its core product range with the new binder ECOCURE BLUE

The use of the ECOCURE BLUE platform makes it possible to lower the emissions throughout the entire process from core production and casting, right up to demolding – without having to forego the advantages of the original high-efficiency technology with its ability to systematically optimize low binder additions with high initial strengths. «This is of the greatest significance, particularly in light of the fact that the cycle times are required to get shorter, the cast parts and geometries more complex, and the walls ever thinner,» confirms Poetzsch. The ECOCURE BLUE solution thus combines productivity-increasing factors such as very good mechanical strengths, an excellent reactivity and outstanding casting results with increased environmental and health and safety protection.

BENZENE EMISSIONS IN THE AIR LOWERED BY 66%

By means of a long-term analysis, conducted over four months followed by the introduction for series production, Düker showed that a binder reduction of 7% was possible, even compared with the efficient ECOCURE HE technology (Fig. 6). Compared with a conventional solution still in use in 2014, the addition of binder was reduced by 22%. Through the use of the new ECOCURE BLUE technology, the BTX emission concentrations were lowered across the board, and in particular those of the benzene emissions during the casting process, by 66%. These measurement results were provided from an independent measurement institute that was commissioned to conduct the BTX measurements (Fig. 7). In addition, a 34% reduction in BTX emissions from the green sand / used sand was observed compared to the previous system.

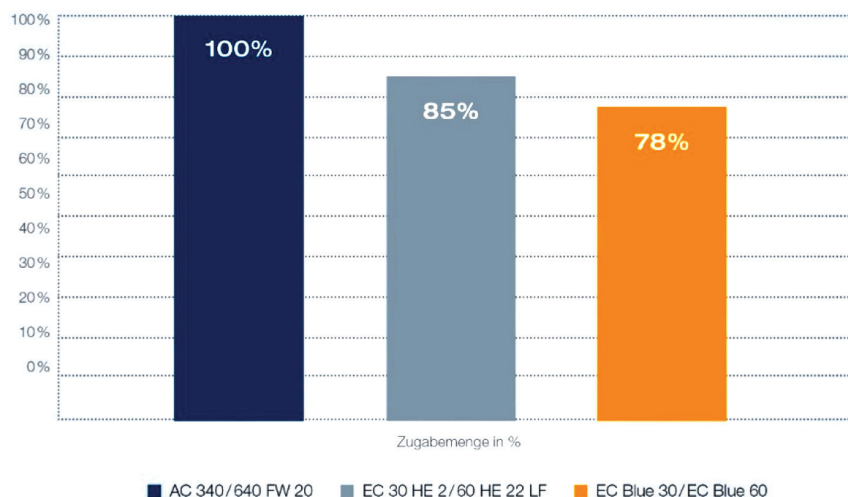


Fig. 6. Reduction in cold box binder quantities

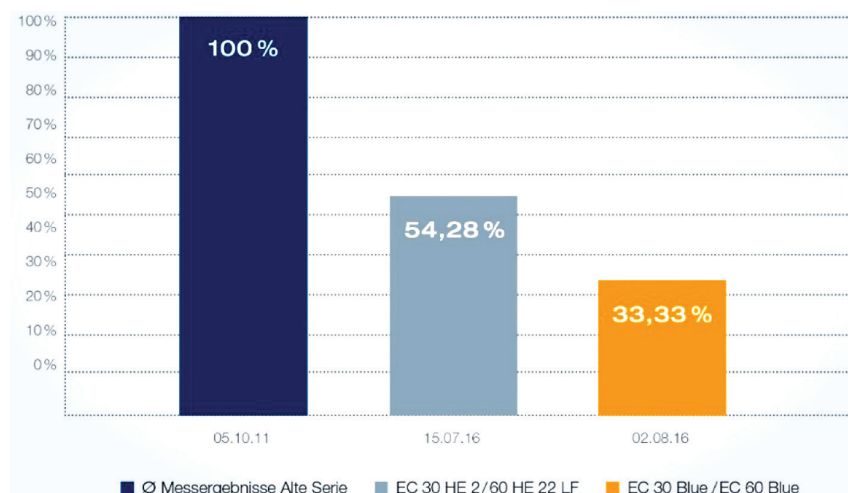


Fig. 7. Progression of the benzene emissions

«It is important to us to discharge as few emissions as possible into our environment and to make products as odor-neutral as possible. In addition to smaller tests conducted by ourselves, we also had long-term tests conducted by an independent institute, from the start of binder evaluations,» summarizes Poetzsch. The current

emission limit value of 5 mg/m³ of air was complied with (thanks to the new binder), while the previous system was slightly above this limit. By optimizing the ECOCURE BLUE system to the sand quality used, a binder reduction was achieved so the overall impacts on costs were neutral, if not lower. So that this latest technology does not necessarily raise the costs of the sand mix.

«The new binder meets all our expectations regarding the core sand system's strength properties and the cast part quality that results from this. We are very happy with the result. The introduction of the new binder can thus be regarded as a long-term conversion across the entire line as we can produce high-value cast parts reliably and cost-effectively in this way,» says Poetzsch happily.



УДК 621.7.079

Поступила 23.01.2018

СМАЗКА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПЕСЧАНО-СМОЛЯНЫХ СТЕРЖНЕЙ ПО НАГРЕВАЕМОЙ ОСНАСТКЕ

*Е. В. ПИВОВАРЧИК, Гродненский государственный университет им. Янки Купалы, г. Гродно, Беларусь, ул. Ожешко, 22. E-mail: pivovarchik_ev@grsu.by,
А. М. МИХАЛЬЦОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: michaltsov@tut.by*

Приведены результаты исследований по разработке состава смазки для изготовления песчано-смоляных стержней по нагреваемой оснастке с высокими технологическими и потребительскими свойствами. Установлено, что условная вязкость разрабатываемых составов смазок снижается при добавлении к полиметилсилоксановой жидкости олеиновой кислоты в количестве от 5 до 25% с 10 до 8 с, а также отмечается снижение плотности смазок с 908 до 882 кг/м³. Установлено, что при добавлении олеиновой кислоты к основе в количестве 15% отмечается повышение седиментационной устойчивости смазки более чем в 30 раз. Показано, что наилучшими технологическими и потребительскими свойствами обладает разработанный состав смазки при следующем соотношении компонентов: основа (полиметилсилоксановая жидкость ПМС 300) – 15%, добавка (олеиновая кислота) – 15, поверхностно-активное вещество (ПАВ) – 3,0%, вода – остальное. Результаты исследований могут быть использованы инженерами-технологами при выборе состава смазки для изготовления стержней по нагреваемой оснастке.

Ключевые слова. Смазка, песчано-смоляная смесь, стержни, стержневой ящик, прилипаемость, кремнийорганические полимеры, растительные масла, жирные кислоты.

LUBRICANTS FOR THE MANUFACTURE OF SAND-SMOOTHED RODS BY HYDRAULIC TOOLING

*E. V. PIVOVARCHYK, Yanka Kupala State University of Grodno, Belarus, 22, Ozheshko str.
E-mail: pivovarchik_ev@grsu.by,
A. M. MIKHALTSOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: michaltsov@tut.by*

The article presents the results of research on the development of the lubricant composition for the production of sand-resin rods over a heated tooling with high technological and consumer properties. It has been established that the conditional viscosity of the developed lubricant compositions decreases when oleic acid is added to the polymethylsiloxane liquid in an amount of 5 to 25% from 10 to 8 s, and the density of lubricants is reduced from 908 to 882 kg/m³. It has been established that when oleic acid is added to the base in an amount of 15%, the sedimentation stability of the lubricant is increased by more than 30 times. It is shown that the developed lubricant composition has the best lubrication characteristics at the following component ratio: base (polymethylsiloxane liquid PMS 300) – 15%, additive (oleic acid) – 15%, surfactant – 3,0%, water – the rest. The results of the research can be used by the process engineers when choosing the composition of the lubricant for making rods by the heated tooling.

Keywords. Lubricant, sand-resin mixture, rods, core box, adhesion, organosilicone polymers, vegetable oils, fatty acid.

Введение

На сегодняшний день предъявляются достаточно высокие требования к качеству стержней, изготавливаемых из песчано-смоляных смесей. Стержни из обычных песчаных и песчано-глинистых смесей, изготавливаемые автоматизированно и механизированно на встряхивающих, пескометных, пескодувных и пескострельных машинах и автоматах, а также вручную, требуют продолжительной сушки. Изготовление стержней из жидких самотвердеющих смесей (ЖСС) и холоднотвердеющих смесей (ХТС) наиболее целесообразно для единичного, мелкосерийного и реже серийного производства средних и крупных по массе стержней вследствие продолжительного цикла их затвердевания. Указанные недостатки отсут-

ствуют при изготовлении стержней из песчано-смоляных смесей по нагреваемой оснастке. Основными преимуществами процесса изготовления стержней по нагреваемой оснастке являются отсутствие сушки стержней в сушилах; высокая прочность получаемых стержней (120–500 МПа); малая их осыпаемость и возможность получения отливок с чистой поверхностью и высокой размерной точностью. Однако стержневые смеси на основе различных термореактивных связующих обладают способностью прилипать к рабочей поверхности стержневого ящика, что ухудшает качество поверхности стержней, их размерную точность, увеличивает брак, а в некоторых случаях при съеме высокая прилипаемость может быть причиной полного разрушения стержней при их извлечении. Наибольшей прилипаемостью к поверхности стержневого ящика обладают стержневые смеси, при изготовлении которых в качестве связующего используют фенолоформальдегидные смолы [1, 2]. С целью устранения прилипания стержневой смеси к поверхности стержневого ящика неотъемлемой частью технологии получения песчано-смоляных стержней является использование смазки, которая существенно снижает действие сил адгезии между стержнем и литейной оснасткой (соответственно между стержнем и стержневым ящиком) в процессе его изготовления и, как следствие, уменьшает прилипаемость смеси к технологической оснастке [1–4]. К смазкам, используемым для изготовления стержней из песчано-смоляных смесей по нагреваемой оснастке, согласно литературным данным, предъявляются следующие технологические и потребительские требования: термостойкость смазки должна составлять 300 °С; смазка должна наноситься механизированно; при деструкции компонентов смазки не должно наблюдаться значительного дымовыделения, возникающего вследствие деструкции компонентов, входящих в состав смазки; смазка должна обеспечивать многократный съем стержней с оснастки после разового нанесения; высокая седиментационная устойчивость [1, 3].

В настоящее время на ряде предприятий Республики Беларусь используются смазки для изготовления стержней по нагреваемой оснастке КЭ-1001 производства Г. П. «Кремнийполимер» (Украина), а также смазка СВ-3 производства ОДО «Эвтектика» (Беларусь). Однако данные водоэмульсионные смазки содержат в своем составе фунгициды, которые препятствуют разложению органической основы смазки при длительном хранении. Эти вещества при испарении выбрасывают в атмосферу вредные для здоровья работника компоненты [2].

Настоящая работа направлена на создание импортозамещающей продукции вследствие разработки отечественного состава водоэмульсионной смазки, используемой при изготовлении песчано-смоляных стержней по нагреваемой оснастке, применение которого позволит уменьшить брак изготавливаемых стержней.

Методика проведения экспериментов. На кафедре «Материаловедения и ресурсосберегающих технологий» (ГрГУ им. Я. Купалы) совместно с кафедрой «Металлургия литейных сплавов» (БНТУ) разработана новая водоэмульсионная смазка для изготовления стержней из песчано-смоляных смесей по нагреваемой оснастке. Выбор компонентов для разработки состава смазки для изготовления стержней из песчано-смоляных стержней по нагреваемой оснастке осуществляли согласно требованиям, предъявляемым к данным смазкам. В качестве основы разрабатываемой смазки был использован высокомолекулярный кремнийорганический полимер: полиметилсилоксановая жидкость (ПМС 300). Известно, что этот полимер обладает высокой разделяющей способностью, относительно высокой термостойкостью (до 305 °С), низкой газотворностью при температурах до 573 К (15 см³/г), а также является экологически безопасным продуктом [5–10]. Данное вещество использовали в качестве основы при разработке водоэмульсионного состава смазки для изготовления песчано-смоляных стержней по нагреваемой оснастке. При этом полиметилсилоксановая жидкость марки ПМС 300 имеет существенный недостаток – относительно низкую смазывающую способность [4–6]. По мнению авторов [7–9], с точки зрения повышения смазывающей способности разрабатываемой смазки целесообразно использовать в виде добавки экологически безопасные вещества растительного и животного происхождения, а именно, растительные масла, животные жиры и их производные (жирные кислоты), которые хорошо смешиваются с полиметилсилоксановыми жидкостями, особенно после незначительного их подогрева, образуя густую однородную массу. Было принято решение использовать в качестве добавки олеиновую кислоту и растительное масло.

В качестве поверхностно-активного вещества (ПАВ), необходимого для получения водоэмульсионной смазки с высокой седиментационной устойчивостью, использовали неионогенное моющее средство, в качестве разбавителя при изготовлении смазки – воду.

Для приготовления составов смазки использовали двухлопастной лабораторный смеситель с частотой вращения лопаток 1250 мин⁻¹. Точное дозирование компонентов смазки перед перемешиванием про-

водили объемным методом с помощью цилиндра 1-100-1 ГОСТ 1770-74 вместимостью 100 мл и ценой деления 1,0 мл. Подогрев компонентов смазки проводили с использованием стационарной электрической плитки. Температура подогрева компонентов смазки перед перемешиванием составляла 80 °С и контролировалась термометром А1 ГОСТ 28498-90 с ценой деления 1 °С. Время перемешивания исходных компонентов – 10 мин. Седиментационную устойчивость смазки оценивали по времени расслоения приготовленной водной эмульсии. Условную вязкость составов смазки определяли временем истечения жидкости определенного объема из вискозиметра марки ВЗ-4 ГОСТ 9070-75. Плотность приготовленных составов смазки исследовали ареометром общего назначения марки АОН-1 700-1840 ГОСТ 18481-81. Для определения показателя pH разработанных составов смазок применяли pH метр (pH 150) с погрешностью измерений не более $\pm 0,1$ ед. pH. Состав разрабатываемых смазок приведен в табл. 1, а физико-химические и потребительские свойства разрабатываемых составов смазок для изготовления стержней по нагреваемой оснастке – в табл. 2.

Таблица 1. Состав разрабатываемых смазок

Номер исследуемых составов смазок	Массовая доля основных компонентов в исследуемых составах смазки, %				
	полиметилсилоксановая жидкость марки ПМС 300	олеиновая кислота	растительное масло	ПАВ	вода
1	15	5	–	3,0	Остальное
2	15	10	–	3,0	То же
3	15	15	–	3,0	»
4	15	20	–	3,0	»
5	15	25	–	3,0	»
6	15	–	5	3,0	»
7	15	–	10	3,0	»
8	15	–	15	3,0	»
9	15	–	20	3,0	»
10	15	–	25	3,0	»
11 (КЭ-1001)	–	–	–	–	–
12 (СВ-3)	–	–	–	–	–

Перед нанесением смазки на поверхность стержневого ящика исследуемые водоземлюсионные смазки разбавляли водой в соотношении от 1:20 до 1:50 в зависимости от сложности изготавливаемых стержней. Смазку наносили при помощи пистолета-распылителя с расстояния 0,4 м при давлении воздуха в сети 0,3 МПа. Время распыления смазки на поверхность стержневого ящика составляло 3 с. Периодичность нанесения смазки – 1 раз в 3 цикла. Рабочую температуру поверхности стержневого ящика в процессе изготовления стержней измеряли с помощью тепловизора модели Sat S-280. Погрешность измерения тепловизора составляла ± 2 °С. Шероховатость поверхности стержневого ящика – 0,4 R_a . Время выдержки стержневой смеси до извлечения стержня из полости стержневого ящика контролировалось с помощью реле времени и составляло 45 с. При проведении исследований по определению технологических свойств разработанных смазок визуально контролировали беспрепятственное извлечение стержней из стержневого ящика, возможность налипания смазки на формообразующую поверхность стержневого ящика, дальнейшее качество покраски стержней. В табл. 3 приведены результаты исследования технологических свойств разработанных составов смазок, используемых при изготовлении стержней по нагреваемой оснастке.

Результаты исследований и их обсуждение. Установлено, что рабочая температура поверхности стержневого ящика после извлечения стержней составляет 200–205 °С. Из табл. 2 видно, что условная вязкость разработанных составов смазок 1–5 при добавлении к основе олеиновой кислоты в количестве от 5 до 25% снижается с 10 до 8 с. Показано (табл. 2), что при добавлении олеиновой кислоты к основе смазки наблюдается снижение значения плотности разрабатываемых составов смазок 1–5 с 908 до 882 кг/м³. Это можно объяснить тем, что изменение вязкости и плотности исследуемых составов связано с изменением сопротивления жидкости сдвигу вследствие проникновения молекул веществ, входящих в состав добавки между молекулами ПМС 300, в результате чего происходит разрыхление основы смазки [7, 8]. Следует отметить, что с увеличением количества добавки в виде олеиновой кислоты к основе смазки наблюдается повышение уровня pH с 7,7 до 8,3 ед. pH. Установлено, что существенный рост седиментационной устойчивости смазки при использовании олеиновой кислоты в качестве добавки к основе смазки

наблюдается при содержании добавки свыше 15% (состав 3) и составляет более 9 мес., что соответствует значениям седиментационной устойчивости исследуемых аналогов (составы 11 и 12). Кроме того, дальнейшее увеличение количества в составе смазки олеиновой кислоты (более 25%) и ПАВ (до 5%) не приводит к росту седиментационной устойчивости приготавливаемой эмульсии.

В свою очередь условная вязкость разработанных составов смазок 6–10 при добавлении к основе растительного масла в количестве от 5 до 25% возрастает с 10 до 12 с. При этом значения плотности увеличиваются от 915 до 938 кг/м³, а значение pH лежит в диапазоне 7,1–7,2. Можно предположить, что добавка в виде растительного масла не способствует значительному разрыхлению основы смазки. Седиментационная устойчивость составов смазок 6–10 составляет не более 0,6 мес. и в 15 раз уступает по данному показателю исследуемым аналогам (составы 11 и 12).

Таблица 2. Физико-химические и потребительские свойства разрабатываемых составов смазок для изготовления стержней по нагреваемой оснастке

Номер исследуемых составов смазок	Свойства разрабатываемых составов смазок для изготовления стержней по нагреваемой оснастке			
	условная вязкость по ВЗ-4 при 20 °С, с	плотность, кг/м ³	pH	седиментационная устойчивость смазки, мес.
1	10	908	7,7	0,3
2	10	906	7,9	0,6
3	9	886	8,0	>9
4	8	884	8,1	>9
5	8	882	8,3	>9
6	10	915	7,1	0,1
7	11	918	7,1	0,3
8	11,5	924	7,2	0,6
9	11,5	929	7,2	0,6
10	12	938	7,2	0,6
11 (КЭ-1001)	9	905	7,2	>9
12 (СВ-3) [3]	10	910	7,0	>9

Из табл. 3 следует, что при использовании составов смазок 1 и 2 на поверхности стержней после их удаления из стержневого ящика наблюдаются сколы и трещины, вызванные значительным усилием извлечения, а также налипание стержневой смеси на формообразующую поверхность стержневого ящика. По-видимому, это происходит вследствие низкой смазывающей способности исследуемых составов из-за незначительного количества добавки (5 и 10% олеиновой кислоты соответственно) и их сравнительно невысокой адгезионной способности к поверхности стержневого ящика и, как следствие, низкой эрози-

Таблица 3. Технологические свойства разработанных составов смазок, используемых при изготовлении стержней по нагреваемой оснастке

Номер исследуемых составов смазок	Виды дефектов изготавливаемых стержней при использовании составов смазок			
	отсутствие на поверхности стержней сколов, трещин	налипание смазки на формообразующую поверхность стержневого ящика	налипание стержневой смеси на формообразующую поверхность стержневого ящика	качество покраски стержней
1	—	+	—	+
2	+/-	+	—	+
3	+	+	+	+
4	+	+/-	+	—
5	+	+/-	+	—
6	+/-	+	—	+
7	+/-	+	—	+
8	+	+	+	+/-
9	+	+/-	+	—
10	+	—	+	—
11 (КЭ-1001)	+/-	+	+/-	+/-
12 (СВ-3)	+/-	+	+	+/-

Примечание. Знаком + отмечено отсутствие контролируемого дефекта; — контролируемый дефект присутствует; +/- — контролируемый дефект периодически возникает.

онной устойчивости смазочного слоя при вдувании стержневой смеси в формообразующую полость стержневого ящика [10–13]. Отсутствие контролируемых видов дефектов, возникающих при изготовлении стержней из песчано-смоляных смесей по нагреваемой оснастке, наблюдается при использовании в качестве смазки разработанного состава 3 (15% ПМС 300, 15% олеиновая кислота, 3,0% ПАВ, вода – остальное). Полученный результат можно объяснить тем, что олеиновая кислота, входящая в состав смазки, относится к группе жирных кислот, которые в свою очередь обладают высокими смазывающими свойствами [6–9]. Установлено, что увеличение количества добавки в виде олеиновой кислоты к основе смазки (более 15%) способствует возникновению дефекта стержней по качеству их покраски, а именно некоторая часть поверхности стержня местами не окрашивается. По-видимому, это происходит вследствие накопления смазки на формообразующей поверхности стержневого ящика ввиду высокой адгезионной и эрозионной способности смазки, обусловленной повышенным содержанием олеиновой кислоты и, как следствие, попадания значительного количества смазки на поверхность стержня.

При использовании в качестве добавки растительного масла в составах смазок 6 и 7 на поверхности стержней после их удаления из стержневого ящика наблюдаются сколы и трещины, а также налипание стержневой смеси на формообразующую поверхность стержневого ящика (табл. 3). Очевидно, полученный результат объясняется невысокой смазывающей способностью смазки и низкой адгезионной стойкостью смазочного слоя, образующегося на поверхности стержневого ящика. Лучшие технологические свойства при использовании в качестве добавки растительного масла наблюдаются при применении состава 8, при этом отмечается наличие дефекта, выраженного качеством покраски. Следует отметить, что при содержании растительного масла в составе смазки 8 в количестве 12–13,5% данный вид брака не наблюдается. Исследования составов смазок 9 и 10 показали, что при изготовлении стержней наблюдаются дефекты, выраженные налипанием смазки на формообразующую поверхность стержневого ящика, а также дефекты по качеству покраски стержней. Полученный результат можно объяснить наличием в растительном масле предельных и непредельных жирных кислот (стеариновая и олеиновая) и их производных, обладающих высокой смазывающей и эрозионной способностью и, тем самым, способствующих накоплению смазки на поверхности стержневого ящика и стержня [10–14].

При проведении исследований с использованием составов аналогов 11 и 12 отмечается наличие на поверхности стержней сколов, трещин, происходит налипание стержневой смеси на формообразующую поверхность стержневого ящика, а также снижение качества покраски изготавливаемых стержней из песчано-смоляных смесей по нагреваемой оснастке.

Выводы

В ходе проведения исследований установлено, что при изготовлении стержней из песчано-смоляных стержней по нагреваемой оснастке в качестве водоэмульсионной смазки целесообразно использовать состав на основе полиметилсилоксановой жидкости марки ПМС 300 с добавкой олеиновой кислоты. При этом оптимальное количество олеиновой кислоты в составе смазки должно составлять 15%. Разработанный состав смазки обладает высокими технологическими свойствами и не уступает по потребительским свойствам исследуемым аналогам.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кукуй Д. М. Теория и технология литейного производства / Д. М. Кукуй, В. А. Скворцов, В. Н. Эктова. Минск: Дизайн ПРО, 2010. 416 с.
2. Михальцов А. М., Розум В. А., Пивоварчик А. А. Водоэмульсионные смазки для пресс-форм литья под давлением // Литье и металлургия. 2005. № 4. С. 104–105.
3. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Курьян А. Г. Водоэмульсионные разделительные покрытия для изготовления стержней по нагреваемой оснастке // Литье и металлургия. 2007. № 2. С. 178–179.
4. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Панасюгин А. С. Исследование экологической безопасности смазок для литья под давлением алюминиевых сплавов // Литье и металлургия. 2008. № 1. С. 133–135.
5. 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.
6. 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.
7. 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.
8. 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.

9. 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.
10. 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.
11. 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. 131–134.
12. 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.
13. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Исследование адгезионной способности смазок на основе кремнийорганических полимеров для литья под давлением алюминиевых сплавов // Литейщик России. 2007. № 7. С. 11–13.
14. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Накопление разделительных покрытий на рабочей поверхности технологической оснастки при литье под давлением алюминиевых сплавов // Металлургия: Республ. межвед. сб. науч. тр. Минск: БНТУ, 2007. № 31. С. 179–189.

REFERENCES

1. Kukuj D. M., Skvorcov V. A., Ectowa V. N. *Teorija i tehnologija litejnogo proizvodstva* [Theory and technology of foundry]. Minsk, Dizain PRO Publ., 2010, 416 p.
2. Mihaltzov A. M., Rozum V. A., Pivovarchyk A. A. Vodojemul'sionnye smazki dlja press-form lit'ja pod davleniem [Water-based lubricants for injection molds]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2005, no. 4, pp. 104–105.
3. Mihaltzov A. M., Pivovarchyk A. A., Kuryan A. G. Vodojemul'sionnye razdelitel'nye pokrytija dlja izgotovlenija sterzhnej po nagrevaemoj osnastke [Water-emulsion separation coatings for the production of rods by a heated tooling]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2007, no. 2, pp. 178–179.
4. Mihaltzov A. M., Pivovarchyk A. A., Panasyugin A. S. Issledovanie jekologicheskoy bezopasnosti smazok dlja lit'ja pod davleniem aljuminievyh splavov [Research of ecological safety of lubricants for injection molding of aluminum alloys]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 1, pp. 133–135.
5. Mihaltzov 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 metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 4, pp. 85–89.
6. Mihaltzov 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.
7. Mihaltzov A. M., Pivovarchyk A. A., Slepneva 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 metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 1, pp. 129–133.
8. Pivovarchyk A. A., Slepneva 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]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundryman*, 2007, no. 1, pp. 36–40.
9. Mihaltzov 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]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundryman*, 2012, no. 7, pp. 33–40.
10. Pivovarchyk A. A., Mihaltzov 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 metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 1, pp. 62–65.
11. Mihaltzov 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 metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2007, no. 1, pp. 131–134.
12. Mihaltzov 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 metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 2, pp. 47–51.
13. Mihaltzov A. M., Pivovarchyk A. A. Issledovanie adgezionnoj sposobnosti smazok na osnove kremnijorganicheskikh polimerov dlja lit'ja pod davleniem aljuminievyh splavov [Investigation of the adhesiveness of lubricants based on organosilicon polymers for die casting of aluminum alloys]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundryman*, 2007, no. 7, pp. 11–13.
14. Mihaltzov 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]. *Metallurgija: Respublicanskij mezhvedomstvennyi sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific works*, Minsk, BNTU Publ., 2007, vyp. 31, pp. 179–189.



УДК 621.74

Поступила 22.09.2017

УЛУЧШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТЫХ ФОРМ ПРИ УПЛОТНЕНИИ ВОЗДУШНЫМ ПОТОКОМ

А. З. ИСАГУЛОВ, В. Ю. КУЛИКОВ, Д. А. ИСАГУЛОВА, Т. В. КОВАЛЕВА, Карагандинский государственный технический университет, г. Караганда, Республика Казахстан, Бульвар Мира, 56. E-mail: mlpikm@mail.ru

Одним из способов уплотнения крупногабаритных песчано-глинистых смесей является воздушно-импульсная формовка. Используемые на практике в импульсной формовке рассекатели не обеспечивают однородность плотности на поверхности и по объему формы. Предложена конструкция рассекателя газового потока, позволяющая изменять площади отверстий за счет фигурной пластины и соответственно увеличивать или уменьшать скорость и объем пропускаемого воздушного потока, действующего на смесь. Это, в конечном итоге, гарантирует равномерность плотности по всему объему литейной формы.

Также приведены результаты исследований напряжений и плотности, возникающих в коме смеси по высоте при уплотнении песчано-глинистых форм воздушным потоком. Использование воздушной формовки с рассекателем и пластиной для изготовления крупногабаритных форм позволило получить партию отливок с высокой геометрической точностью и шероховатостью поверхности.

Ключевые слова. Поток, рассекатель, воздух, уплотнение, смесь, песок, глина, отливка, форма.

IMPROVEMENT OF TECHNICAL CHARACTERISTICS ON SAND-CLAY FORMS AT CONSOLIDATION BY THE AIR STREAM

A. Z. ISSAGULOV, V. Yu. KULIKOV, D. A. ISSAGULOVA, T. V. KOVALYOVA, Karaganda State Technical University, Karaganda, Republic of Kazakhstan, 56, Mira Boulevard. E-mail: mlpikm@mail.ru

One way to compact large-sized sandy-clay mixtures is air-pulse molding. Spreaders used in practice in pulsed molding do not ensure homogeneity of the density at the surface and in the volume of the mold. The design of a gas flow divider is proposed that allows changing the area of the apertures due to the shaped plate and, accordingly, increasing or decreasing the speed and volume of the transmitted air flow acting on the mixture. This ultimately guarantees uniformity of density throughout the volume of the mold.

Also results of researches of voltages and the density appearing in a coma of a mix on height at sealing of sandy-clay forms by an air stream are resulted. The use of air molding with a dissector and a plate for making large-sized molds made it possible to obtain a batch of castings with high geometric accuracy and surface roughness.

Keywords. Stream, cutter, air, consolidation, mix, sand, clay, casting, form.

На практике в литейных цехах для формообразования песчано-глинистых смесей импульсным способом обычно используется плоский рассекатель, в котором отверстия распределены равномерно для истечения воздуха (газа) по его поверхности, что обеспечивает по всей поверхности песчано-глинистой смеси равномерность давления газа [1]. Однако к недостаткам такого рассекателя относится большая неоднородность плотности на поверхность и по объему формы.

В производстве используется также конический рассекатель, который дает возможность увеличения воздушного (газового) давления на центральные и периферийные участки формы [2], что способствует достижению равномерной плотности. Но и при использовании конического рассекателя также обнаруживается разница в плотности формы по объему, которая появляется из-за расположения модели в центре формы. Воздушная смесь, истекая из ресивера, проходит через отверстия рассекателя и вовлекает в движение верхние слои смеси, которое, в свою очередь, передается к нижележащим слоям. Вследствие столкновения смеси с модельной плитой и моделью она резко тормозится, что вызывает ее уплотнение за счет возникающих сил инерции.

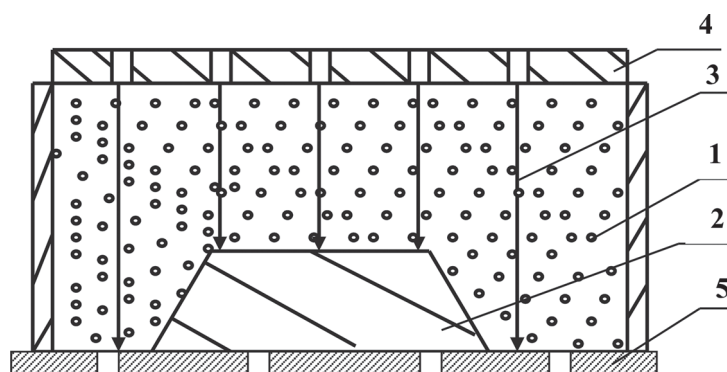


Рис. 1. Модель движения газового потока в форме: 1 – формовочная смесь; 2 – модель; 3 – поток газа; 4 – рассекаТЕЛЬ; 5 – модельная плита

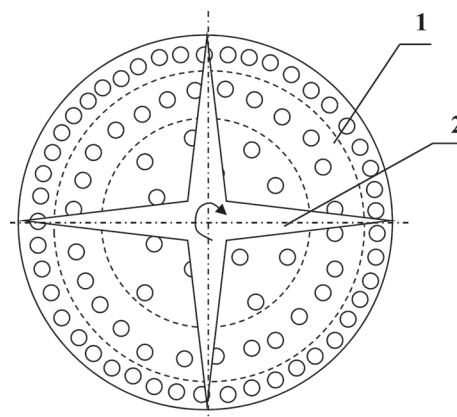


Рис. 2. Вид рассекаТЕЛЯ для управления воздушным потоком: 1 – рассекаТЕЛЬ; 2 – цилиндрическая пластина

Одним из способов достижения равномерности плотности по объему и высоте уплотненной формы является использование направленного неравномерного влияния газового потока на верхний слой песчано-глинистой смеси с тем, чтобы на участки формы с максимальной плотностью (минимальной порозностью) воздействовали потоки газа с меньшим объемом и наоборот (рис. 1, 2).

Тем самым, достигается равномерная плотность смеси по всему объему формы, разность в плотности центрального, промежуточного и периферийного участков формы не превышает 8%.

РассекаТЕЛЬ условно делили на три равновеликие области и изготавливали в них симметричные отверстия, причем соотношения живых сечений в центральном, промежуточном и периферийном участках устанавливали в соотношении 1: 1,17: 1,28.

Для изменения площади отверстий возможно использовать фигурную пластину, соосную рассекаТЕлю и способную перемещаться вокруг оси центра, при этом открывая или закрывая определенное число отверстий (рис. 2). Тем самым, регулируется величина давления газового потока на различные участки поверхности смеси. Это позволяет изначально задавать соотношение площадей отверстий в центральной и периферийной частях рассекаТЕЛЯ и регулировать величину давления газа на смесь, что в результате гарантирует равномерность плотности по всему объему формы.

Исследовали напряжение, возникающее в коме смеси при воздушно-импульсной формовке. Для этого в процессе засыпки смеси устанавливали датчики напряжений (см. таблицу).

Из таблицы видно, что расположение датчиков выбирали таким образом, чтобы можно было построить расположение нормальных и горизонтальных напряжений, а также перемещений слоев формовочной смеси по высоте формы. Все измерения напряжений в формовочной смеси тензометрическими датчиками были продублированы механическими месдозами по методике, описанной в работе.

Расположение датчиков по высоте формы

Наименование датчика	Нормальных напряжений	Горизонтальных напряжений	Перемещения	Для измерения давления внутрипорового воздуха
Расстояние модельной плиты	0,050	0,050	0,050	
	0,100	0,100	0,100	0,1
	0,150	0,150	0,150	0,2
	0,200	0,200	0,200	0,3
	0,300	0,300	0,250	
			0,300	
			0,350	
			0,400	

Определение скоростей перемещений слоев формовочной смеси проводили по методике, приведенной в работе [3].

Тарировку каждого датчика давлений, напряжений и перемещений проводили трижды перед каждым экспериментом. Тарировочные графики строили по 5–8 точкам усредненных значений. Для динамических процессов уплотнения поправка на статическую тарировку составила от 8 до 9%. Характерные результаты тарировки датчиков напряжений в формовочной смеси приведены на рис. 3.

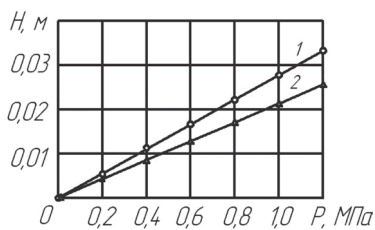


Рис. 3. Характерные тарировочные графики тензометрических датчиков давления: 1 – низкопрочная смесь; 2 – высокопрочная смесь

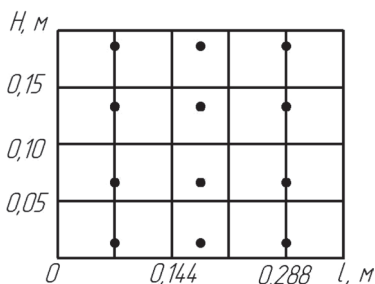


Рис. 5. Схема замеров плотности формовочной смеси по высоте формы

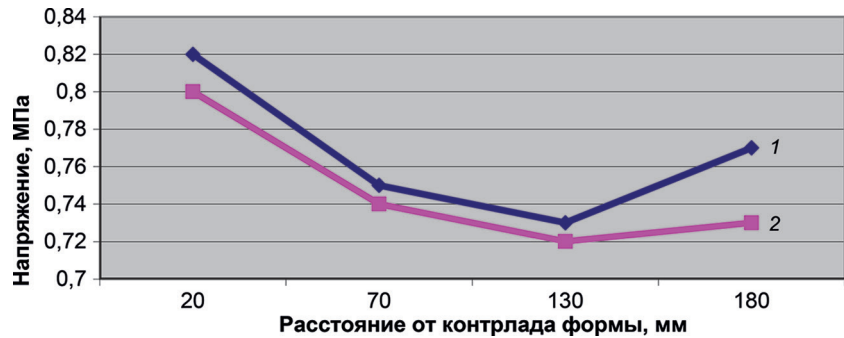


Рис. 4. Распределение напряжения по высоте формы: 1 – центр формы; 2 – периферия

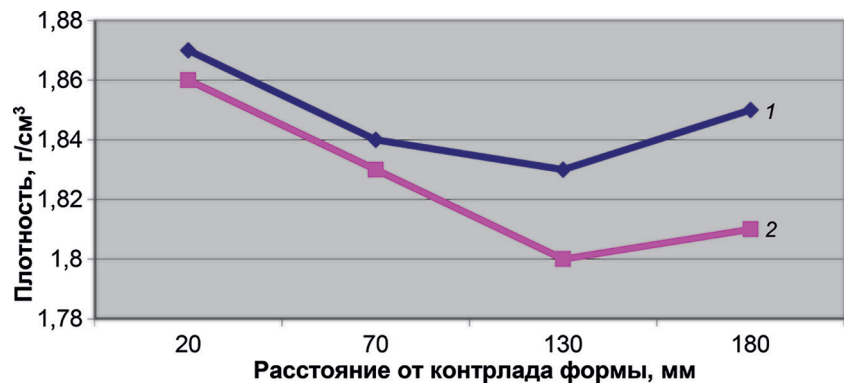


Рис. 6. Распределение плотности по высоте формы: 1 – центр формы; 2 – периферия



Рис. 7. Отливки «Вкладыш»

Результаты замеров напряжения представлены на рис. 4.

Очевидно, что увеличение напряжений к ладу в центре формы связано с наличием модели.

Для определения распределения плотности формовочной смеси по высоте форму разрезали пополам и пробоотборником брали на четырех уровнях по три пробы (рис. 5).

На рис. 6 приведено распределение плотности формы по высоте.

Как видно из рисунка, плотность к ладу формы примерно одинаково уменьшается как в центре, так и на

периферии. Увеличение плотности в сторону лада связано, в первую очередь, с наличием модели отливки.

По новой технологии была изготовлена партия отливок «Вкладыш» (рис. 7) с высокой геометрической точностью и шероховатостью поверхности.

Использование воздушной формовки с рассекателем и пластиной для изготовления крупногабаритных форм обеспечивает значительную равномерность плотности смеси во всем объеме, что, в конечном итоге, сказывается на качестве отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. с. 1207622 СССР. Импульсная головка для уплотнения формовочной смеси давлением. Опубл. 14.06.83.
2. Process and equipment for heatless, high-speed production of thin-walled foundry shell cores and molds. Michelson A. Tran. Amer. Foundrymen's Soc.: Proc. 88 Annu. Meet., Apr. 30 – May 4, 1984. Vol. 92. Des Plains, III, 1984, 7–16.
3. Литейные связующие в массовом производстве: Каталог. Свердловск: ВНИИОТ, 1987. 34 с.

REFERENCE

1. Impul'snaja golovka dlja uplotnenija formovochnoj smesi davleniem [Impulse head for sealing the molding mixture by pressure]. A. s. № 1207622 SSSR, 1983.
2. Process and equipment for heatless, high-speed production of thin-walled foundry shell cores and molds. Michelson A. Tran. Amer. Foundrymen's Soc.: Proc. 88 Annu. Meet., Apr. 30 – May 4, 1984. Vol. 92. Des Plains, III, 1984, 7–16.
3. Litejnye svjazujushhie v massovom proizvodstve [Foundry binders in mass production]. Sverdlovsk, VNIOT Publ., 1987, 34 p.



УДК 621.74.043:669.746.012

Поступила 16.01.2018

СМЫВАЕМОСТЬ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

*А. А. ПИВОВАРЧИК, Гродненский государственный университет им. 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*

Представлены результаты исследования влияния технологических режимов литья под давлением алюминиевых сплавов, таких, как скорость прессования, времени выдержки отливки в пресс-форме, способа нанесения разделительного покрытия на поверхность пресс-формы и состава смазки на эрозионную стойкость разделительных покрытий. Установлено, что из исследуемых факторов, оказывающих влияние на толщину смазочного слоя, формирующегося на рабочей поверхности пресс-формы, наиболее значимым является скорость прессования. При использовании водоэмульсионных покрытий толщина слоя разделительного покрытия на поверхности пресс-формы снижается с 19,0 до 3,2 мкм; для жирowych разделительных покрытий с порошкообразным наполнителем – с 40,0 до 7,0 мкм. Также установлено, что минимальная толщина смазочного слоя разделительного покрытия наблюдается в зоне литника и находится в пределах от 1,2 до 1,7 мкм для исследуемых водоэмульсионных разделительных покрытий и от 6,0 до 11,0 мкм для жирowych смазок. Показано, что при нанесении разделительных покрытий механизированным способом толщина смазочного слоя в 2,0–2,2 раза меньше, чем при нанесении смазки вручную.

Ключевые слова. Эрозионная стойкость, смазка, разделительное покрытие, пресс-форма, алюминиевый расплав, отливка, распылитель, толщиномер.

WASHING UP OF SEPARATE COATINGS IN MANUFACTURING CASES FROM ALUMINUM ALLOYS BY PRESSURE CASTING

*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*

The article presents the results of research of the influence of technological modes of injection molding of aluminum alloys, such as the pressing speed, molding time in a mold, the method of depositing a separation coating on the mold surface and the composition of the lubricant on the erosion resistance of the separation coatings. It is established that the pressing speed is most significant from the factors that influence the thickness of the lubricating layer forming on the working surface of the mold. When using water-based coatings, the thickness of the separation coating layer on the mold surface is reduced from 19,0 to 3,2 μm ; for fatty separation coatings with a powder filler from 40,0 to 7,0 μm . It was also found that the minimum thickness of the lubricating layer of the separation coating is observed in the gate area and is in the range from 1,2 to 1,7 μm for the investigated water-emulsion separation coatings and 6,0 to 11,0 μm for fatty greases. It is shown that when the separation coatings are applied by a mechanized method, the thickness of the lubricating layer is 2,0–2,2 times lower than when applying lubricant manually.

Keywords. Erosion resistance, lubrication, separation coating, mold, aluminum melt, casting, sprayer, thickness gauge.

Введение

Использование разделительных покрытий (смазок) в технологическом процессе изготовления отливок литьем под давлением является обязательным условием. Смазывание литейной оснастки разделительными покрытиями предохраняет поверхностные слои пресс-формы от эрозионного и теплового воздействия струи металла, снижает трение отливки о пресс-форму в процессе выталкивания, а водорастворимые смазочные материалы одновременно охлаждают поверхностные слои пресс-формы. Обильное, избыточное смазывание пресс-формы приводит к образованию спаев, «мороза» и следов «пятен»

на поверхности отливки, а также к увеличению пористости в отливках. Удовлетворительная работа разделительного покрытия прежде всего связана с эрозионной стойкостью смазочных слоев, образующихся на поверхности пресс-формы после нанесения разделительных покрытий [1–7].

Эрозионная стойкость смазок – одно из важнейших свойств разделительных покрытий: ею определяется вероятность приваривания заливаемого металла к литейной оснастке, уменьшение теплового удара; от нее зависит и качество отливки, так как смываемая смазка, попадая в «тело» отливки, ведет к ухудшению внешнего вида и увеличению пористости. На поверхность пресс-формы разделительные покрытия наносят вручную либо с использованием распылителей различных конструкций. При этом толщина слоя смазки зависит от способа нанесения, времени распыления смазки, скорости ее перемещения, состава и свойств смазочного материала и может варьировать от нескольких до 400–500 молекулярных слоев, а в зависимости от размера молекул может составлять 0,5–0,8 мкм [6, 8–11]. Механизированное нанесение водоземulsionных смазок стабилизирует теплофизические параметры, связанные с влиянием толщины смазочного слоя на условия формирования отливки и газовый режим работы формы [5, 6, 12]. Предпочтение следует отдавать распылителям эжекционного типа, которые обеспечивают требуемое качество распыления разделительного покрытия и получение разделительного слоя оптимальной толщины, позволяющего извлекать отливки из пресс-формы без образования задиров [3–5].

Цель данной работы – исследование влияния технологических режимов литья под давлением, таких, как скорость прессования, времени выдержки отливки в пресс-форме, способа нанесения разделительного покрытия на поверхность пресс-формы, состава смазки на эрозионную стойкость разделительных покрытий.

Методика проведения экспериментов. Исследования прошли следующие разделительные покрытия: смазка фирмы «Петрофер» (Германия), водоземulsionные смазки на основе нефтепродуктов (минерального масла Вапор и гидрофобизатора ГФК-1), горного воска, кремнийорганических соединений и смазки на жировой основе, содержащие в своем составе порошкообразные наполнители, такие, как графит, алюминиевую пудру и дисульфид молибдена. Состав исследуемых разделительных покрытий приведен в таблице.

Состав исследуемых разделительных покрытий

Номер состава разделительного покрытия	Разделительное покрытие	Основа, %	ПАВ, %	Наполнитель, %	Вода, %
1	На основе масла Вапор	20	2,5	–	Остальное
2	На основе гидрофобизатора ГФК-1	20	2,5	–	Остальное
3	На основе горного воска	20	2,5	–	Остальное
4	Фирмы «Петрофер», производства Германии	–	–	–	–
5	На основе кремнийорганических соединений	20	2,5	–	Остальное
6	На основе минерального масла с добавкой графита	82	10	8	–
7	На основе минерального масла с добавкой алюминиевой пудры	80	10	10	–
8	На основе минерального масла с добавкой дисульфида молибдена	80	10	10	–

Исследования проводили на машине литья под давлением мод. CLOO 250/25-B2, с холодной горизонтальной камерой прессования с использованием сплава АК12М2. Сплав приготавливали из силумина марки АК12ч и возврата собственного производства (до 50%) в индукционной тигельной печи с графито-шамотным тиглем емкостью 0,4 м³. Перегретый до температуры 953 К расплав обрабатывали покровно-рафинирующим флюсом в количестве 0,1% от объема расплава, после чего охлаждали вместе с печью до температуры заливки. Контроль и поддержание температуры заливки металла производили с помощью хромель-алюмелевой термопары погружения и регулирующего потенциометра КСП-3. Температура заливаемого расплава в полость формы составляла 893 К. Температуру поверхности пресс-формы измеряли посредством использования хромель-алюмелевой термопары с диаметром электродов 0,2 мм, расположенной в матрице-вставке с внутренней стороны на расстоянии 0,5 мм от рабочей поверхности пресс-формы. Разогрев пресс-формы до рабочей температуры, равной 423 К, производили посредством 10–15 предварительных запрессовок расплава. Шероховатость поверхности формообразующей вставки пресс-формы составляла 0,2 R_a, скорость прессования – 0,2, 0,4, 0,8, 1,0 и 1,2 м/с. Время выдержки запрессованного жидкого металла в пресс-форме до момента извлечения отливки во всех случаях регули-

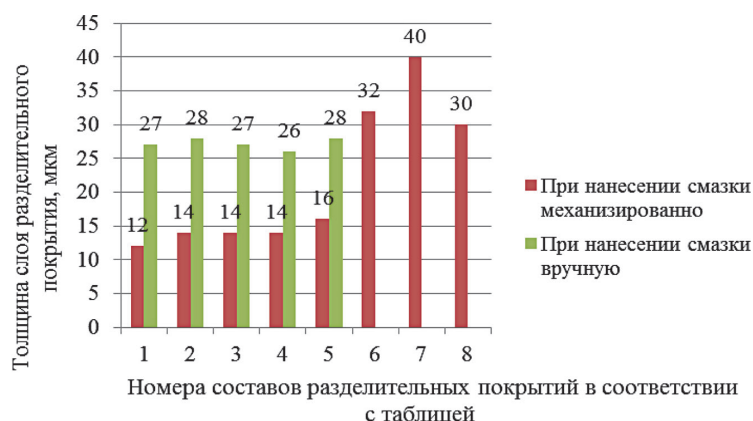


Рис. 1. Толщина слоя разделительного покрытия, образовавшегося на поверхности пресс-формы после нанесения смазки (скорость прессования 0,6 м/с)

ровали и контролировали с помощью реле времени. Перед нанесением исследуемые водоэмульсионные составы смазок разбавляли технической водой в соотношении 1:50 и наносили при помощи пистолета-распылителя на поверхность пресс-формы с расстояния 0,5 м при давлении воздуха в сети $2,5 \cdot 10^5$ Па в течение 5 с. Смазки на жировой основе перед использованием подогревали в специальной таре на раздаточной печи и наносили на поверхность пресс-формы квачом. Прессующий поршень смазывали минимально необходимым количеством жировой смазки на основе минерального масла с добавкой горного воска в соотношении 5:1. Заливаемая отливка из алюминиевого сплава представляла собой прямоугольник с габаритными размерами 120×50×5 мм.

Измерение толщины образовавшегося слоя разделительного покрытия до и после запрессовки расплава на формообразующей поверхности матрицы (в трех точках), а также в зоне литника осуществляли с помощью радиоволнового толщиномера марки ТМ-300, предназначенного для измерения толщины лакокрасочных, оксидных, теплозащитных и иных неметаллических покрытий в лабораторных и промышленных условиях. Результаты исследований приведены на рис. 1–4.

Результаты исследований и их обсуждение. Из рис. 1 видно, что в случае смазывания пресс-формы водоэмульсионными разделительными покрытиями на основе нефтепродуктов толщина слоя смазки минимальна по сравнению со слоями, образованными остальными разделительными покрытиями. Очевидно, это связано с низкой адгезионной способностью смазочных веществ, входящих в состав вышеперечисленных смазок. Кроме того, термическая стойкость используемых материалов для приготовления данной смазки невысокая и, как следствие, возможна существенная термическая деструкция смазки при заливке расплава. Промежуточные значения показали водоэмульсионные смазки на основе горного воска, зарубежная смазка «Петрофер», а также на основе кремнийорганических соединений. Использование указанных разделительных покрытий позволяет получать более толстый смазочный слой на поверхности пресс-формы. Это происходит благодаря высокой термической стойкости материалов, входящих в состав смазок и большей адгезионной способности по сравнению со смазками на основе нефтепродуктов [12–16]. Максимальные значения толщины смазочного слоя получены при использовании жировых смазок, содержащих в своем составе порошкообразные добавки. Полученный результат прежде всего можно объяснить тем, что данные разделительные покрытия наносили на пресс-форму с помощью квача, что в свою очередь не позволяет обеспечить равномерный смазочный слой на поверхности пресс-формы. Кроме того, в состав данных смазок входят порошкообразные наполнители (графит, алюминиевая пудра, дисульфид молибдена), которые после нанесения на поверхность пресс-формы формируют достаточно толстый разделительный слой благодаря существенному размеру частиц порошка, находящегося в пределах от 3 до 50 мкм.

Установлено, что после удаления отливки толщина слоя, образованного после нанесения разделительных покрытий, уменьшается в среднем на 40–60% при использовании всех исследуемых составов как водоэмульсионных, так и жировых. Отмечено также и увеличение толщины смазочного слоя при нанесении разделительного покрытия на поверхность пресс-формы в течение 3–5 последующих циклов в силу адгезионной способности смазки. При этом увеличение толщины слоя разделительного покрытия наблюдается при использовании смазки на основе горного воска (25%), смазки «Петрофер» (10%), а также смазки на основе кремнийорганических соединений (15%). Дальнейшее увеличение толщины сма-

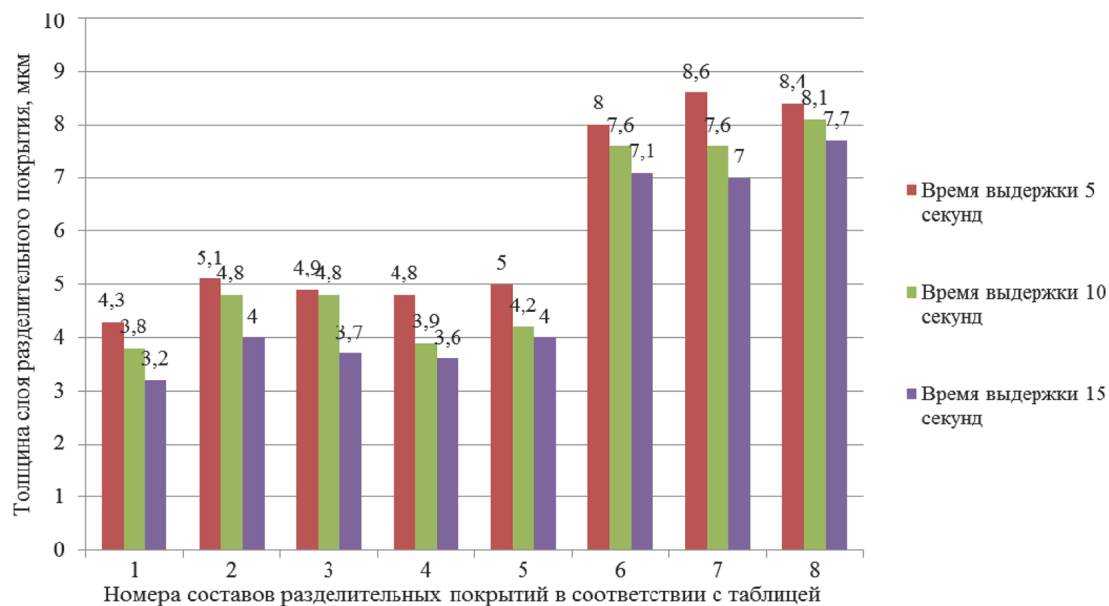


Рис. 2. Изменение толщины слоя разделительного покрытия при различном времени выдержки отливок в пресс-форме (скорость прессования 0,6 м/с)

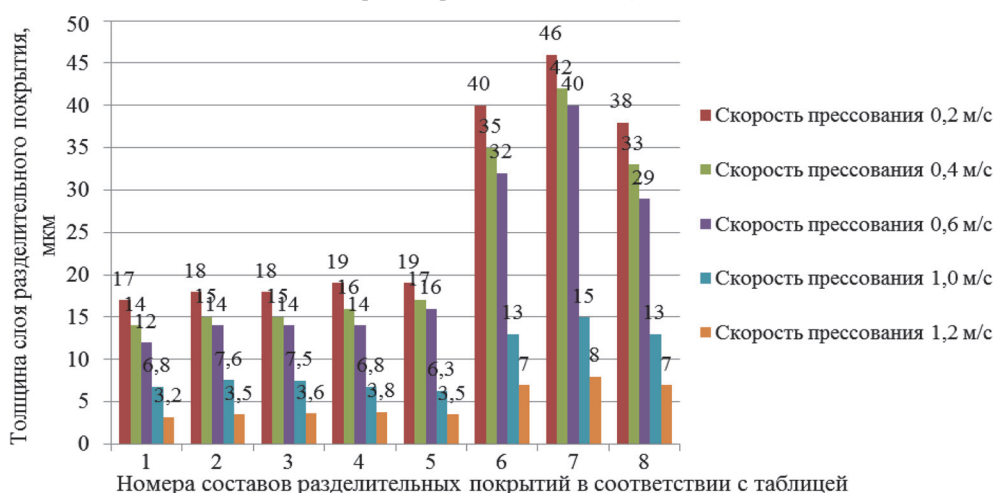


Рис. 3. Изменение толщины слоя разделительного покрытия при различной скорости впуска сплава в пресс-форму (после извлечения отливки)

зочного слоя на поверхности пресс-формы не происходит вследствие невысокой когезионной способности веществ, входящих в состав исследуемых разделительных покрытий [12, 15, 16].

Установлено (рис. 2), что увеличение времени выдержки отливки в пресс-форме перед извлечением с 5 до 15 с ведет к небольшому уменьшению толщины смазочного покрытия в среднем на 15–20%. Это прежде всего связано с тем, что время заполнения полости пресс-формы расплавом незначительно и происходит за считанные доли секунды [6, 8]. При этом температура расплава быстро снижается вследствие высокой теплопроводности оснастки и, как следствие, процесс деструкции разделительного покрытия существенно замедляется. Кроме того, в полости пресс-формы нет достаточного количества кислорода, необходимого для выгорания компонентов, входящих в состав разделительного покрытия. Дефицит кислорода обусловлен вытеснением последнего расплавом через вентиляционные каналы при заполнении полости пресс-формы, а также в силу протекания реакции взаимодействия с жидким алюминиевым сплавом. Наиболее высокую устойчивость при изменении времени выдержки отливки в пресс-форме показала смазка на основе кремнийорганических соединений. Полученный результат объясняется высокой термической стойкостью основы смазки, входящей в состав данного разделительного покрытия [1, 2, 15]. Худший показатель наблюдается у разделительного покрытия на основе гидрофобизатора и масла Вапор вследствие относительно невысокой термической стойкости нефтепродуктов [1, 2].

Из рис. 3 видно, что существенное влияние на толщину слоя исследуемых разделительных покрытий оказывает скорость прессования. Так, при минимальной скорости прессования, равной 0,2 м/с, толщина



Рис. 4. Толщина слоя разделительного покрытия в зоне литника после удаления отливки из полости пресс-формы (скорость прессования 0,6 м/с)

слоя составляет от 17 до 19 мкм для водоэмульсионных покрытий и от 38 до 40 мкм для покрытий, приготовленных с добавкой порошкообразного наполнителя. Дальнейшее увеличение скорости прессования от 0,2 до 1,2 м/с приводит к снижению толщины смазочного слоя в среднем в 4,5–5,5 раза независимо от вида исследуемого разделительного покрытия.

Полученный результат объясняется тем, что при увеличении скорости выпуска расплава в полость пресс-формы (дисперсный турбулентный поток) струя жидкого металла оказывает более значительное гидродинамическое давление на слой разделительного покрытия и, тем самым, интенсивно разрушает смазочный слой, сформировавшийся на поверхности пресс-формы [8–11].

Из рис. 4 видно, что максимальный смыв разделительного покрытия происходит в зоне литника. Независимо от скорости выпуска и используемых составов смазок толщина слоя разделительного покрытия в зоне литника снижается в 10 раз при использовании водоэмульсионных смазок и в 4–5 раз при использовании жировых смазок с порошкообразными наполнителями. Это связано с тем, что в данной зоне затвердевание расплава происходит в последнюю очередь и пресс-форма испытывает наиболее интенсивное и длительное тепловое воздействие со стороны заливаемого жидкого металла.

Выводы

Установлено, что из исследуемых факторов, оказывающих влияние на величину смазочного слоя, формирующегося на рабочей поверхности пресс-формы, наиболее значимым является скорость прессования. При этом толщина слоя разделительного покрытия снижается с 19,0 до 3,2 мкм при использовании водоэмульсионных покрытий и с 40,0 до 7,0 мкм для разделительных покрытий с порошкообразным наполнителем. Также установлено, что минимальная толщина смазочного слоя наблюдается в зоне литника и составляет от 1,2 до 1,7 мкм для исследуемых водоэмульсионных разделительных покрытий и 6,0–11,0 мкм для жировых смазок. Показано, что при нанесении разделительных покрытий механизированным способом толщина смазочного слоя в 2,0–2,2 раза меньше, чем при нанесении смазки вручную.

ЛИТЕРАТУРА

1. 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.
2. 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.
3. Пивоварчик А. А., Михальцов А. М., Дашкевич В. Г. Образование задигов на поверхности отливок при литье алюминиевых сплавов под давлением // Литейщик России. 2013. № 2. С. 40–42.
4. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Бежок А. П. Контактные процессы на границе раздела стержень – отливка при литье под давлением алюминиевых сплавов // Литье и металлургия. 2009. № 4. С. 48–54.
5. Влияние способов нанесения разделительных покрытий на толщину смазочно-разделительного слоя при литье под давлением / А. А. Пивоварчик [и др.] // Литье и металлургия. 2014. № 1. С. 71–74.
6. Зеленов В. Н. Смазка пресс-форм литья под давлением / В. Н. Зеленов, Л. Е. Кисиленко. М.: Машиностроение, 1983. 144 с.
7. 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.
8. 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.

9. Пивоварчик А. А., Михальцов А. М. Влияние способов нанесения разделительных покрытий на толщину смазочно-разделительного слоя при ЛПД Al-сплавов // Литейное производство. 2014. № 5. С. 24–25.
10. Рыжиков А. А., Храмов С. С. О смываемости смазочных покрытий форм литья под давлением // Литейное производство. 1982. № 7. С. 26–27.
11. Архипенков Ю. В., Тимофеев Г. И. Смываемость разделительных смазок форм литья под давлением // Литейное производство. 1984. № 3. С. 22–23.
12. 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. 131–134.
13. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Розум В. А. Разработка водоземлюльсионных смазок для пресс-форм литья под давлением // Литейное производство. 2006. № 3. С. 15–16.
14. 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.
15. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Исследование адгезионной способности смазок на основе кремнийорганических полимеров для литья под давлением алюминиевых сплавов // Литейщик России. 2007. № 7. С. 11–13.
16. Пивоварчик А. А. Эрозионная стойкость разделительных покрытий при литье под давлением Al-сплавов // Литейное производство. 2017. № 1. С. 23–26.

REFERENCES

1. Pivovarchyk A. A., Slepneva L. M., Rozum V. A. Razrabotka razdelitel'nykh 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]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundryman*, 2007, no. 1, pp. 36–40.
2. Mihaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Dyatlovsky S. K. Materialy razdelitel'nykh pokrytij press-form lit'ja aljuminievykh splavov pod davleniem [Materials of separation coatings of die-casting molds of aluminum alloys under pressure]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundryman*, 2012, no. 7, pp. 33–40.
3. Pivovarchyk A. A., Mihaltsov A. M., Dashkevich V. G. Obrazovanie zadirov na poverhnosti otlivok pri lit'e aljuminievykh splavov pod davleniem [Formation of scoring on the surface of castings in the casting of aluminum alloys under pressure]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundryman*, 2013, no. 2, pp. 40–42.
4. Mihaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Bezok A. P. Kontaktnye protsessy na granitse razdela sterzhen' – otlivka pri lit'e pod davleniem aljuminievykh splavov [Contact processes on boundary of section rod-casting ingot at casting under pressure of aluminium alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 4, pp. 48–54.
5. Pivovarchyk A. A., Gorbachevsky E. A., Mihaltsov A. M., Dashkevich V. G. Vlijanie sposobov nanesenija razdelitel'nykh pokrytij na tolschinu smazочно-razdelitel'nogo sloja pri lit'e pod davleniem [Influence of ways of the release coatings laying on thickness of lubricant and dividing layer when molding under pressure]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 1, pp. 71–74.
6. Zelenov V. N., Kisilenko L. E. *Smazka press-form lit'ja pod davleniem* [Grease molds injection molding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1983, 144 p.
7. Mihaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Subbota A. A. Gazotvornost' razdelitel'nykh pokrytij dlja press-form lit'ja aljuminievykh 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.
8. Pivovarchyk A. A., Mihaltsov 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.
9. Pivovarchyk A. A., Mihaltsov A. M. Vlijanie sposobov nanesenija razdelitel'nykh pokrytij na tolschinu smazочно-razdelitel'nogo sloja pri LPD Al-splavov [Influence of methods of applying coatings dividing the thickness of the lubricant layer separation at ATD Al-alloys]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2014, no. 5, pp. 24–25.
10. Ryzhikov A. A., Hramov S. S. O smyvaemosti smazочnykh pokrytij form lit'ja pod davleniem [About washability lubricating coatings injection molding forms]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 1982, no. 7, pp. 26–27.
11. Arkhipenkov J. V., Timofeev G. I. Smываемост' razdelitel'nykh smazок form lit'ja pod davleniem [Washability release agents die casting forms]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 1984, no. 3, pp. 22–23.
12. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A. Issledovanie adgezionnoj sposobnosti smazок na osnove kremnijorganicheskikh polimerov dlja lit'ja pod davleniem aljuminievykh 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. 131–134.
13. Mihaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Rozum V. A. Razrabotka vodozemul'sionnykh smazок 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.
14. Mihaltsov A. M., Pivovarchyk A. A. Jerozionnaja stojkost' smazок pri izgotovlenii otlivok iz aljuminievykh 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.
15. Mihaltsov A. M., Pivovarchyk A. A. Issledovanie adgezionnoj sposobnosti smazок na osnove kremnijorganicheskikh polimerov dlja lit'ja pod davleniem aljuminievykh splavov [Investigation of the adhesiveness of lubricants based on organosilicon polymers for die casting of aluminum alloys]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundryman*, 2007, no. 7, pp. 11–13.
15. Pivovarchyk A. A. Jerozionnaja stojkost' razdelitel'nykh pokrytij pri lit'e pod davleniem Al-splavov [Erosion resistance of separation coatings for injection molding of Al-alloys]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2017, no. 1, pp. 23–26.



УДК 541.138.2+620.193

Поступила 09.11.2017

ВЛИЯНИЕ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ НА АНОДНОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА СС_УЗ В НЕЙТРАЛЬНОЙ СРЕДЕ ЭЛЕКТРОЛИТА NaCl

И. Н. ГАНИЕВ, О. Х. НИЕЗОВ, Н. М. МУЛЛОЕВА, Таджикский технический университет им. М. С. Осими, Республика Таджикистан, г. Душанбе, пр. академиков Раджабовых, 10.
E-mail: ganiev48@mail.ru,

Б. Б. ЭШОВ, Государственное научно-экспериментальное и производственное учреждение АН Республики Таджикистан, Республика Таджикистан, г. Душанбе, ул. Айни, 299/2.
E-mail: ishov1967@mail.ru

Потенциостатическим методом в потенциодинамическом режиме при скорости развертки потенциала 2 мВ/с исследовано анодное поведение свинцово-сурьмяного сплава СС_УЗ (3 мас.% Sb), легированного щелочноземельными металлами (ЩЗМ). Показано, что с ростом содержания ЩЗМ в сплаве СС_УЗ потенциалы свободной коррозии и питтингообразования незначительно смещаются в положительную область. По мере увеличения концентрации хлорид-иона в электролите указанные потенциалы уменьшаются. Плотность тока коррозии и соответственно скорость коррозии сплавов с ростом содержания ЩЗМ уменьшаются на 75–85%, а с ростом концентрации хлорид-ионов – увеличиваются.

При переходе от сплавов с кальцием к сплавам со стронцием скорость коррозии сплавов возрастает на 20–30%, а при переходе к сплавам с барием – уменьшается на 25–30%.

Ключевые слова. Сплав СС_УЗ, кальций, стронций, барий, потенциостатический метод, электрохимическая коррозия, потенциал коррозии, скорость коррозии.

INFLUENCE OF ALKALINE – EARTH METALS ON ANODIC BEHAVIOR OF ALLOY CC_UZ IN NEUTRAL ENVIRONMENT OF THE ELECTROLYTE NaCl

I. N. GANIEV, O. KH. NIYEZOV, N. M. MULLOEVA, Tajik Technical University named after M. S. Osimi, Dushanbe, Tajikistan, 10, Academics Rajabovых ave. E-mail: ganiev48@mail.ru,

B. B. ESHOV, State Scientific Experimental and Production facility of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan, Dushanbe, Tajikistan, 299/2, Ainy str. E-mail: ishov1967@mail.ru

The anodic behavior of a lead-antimony alloy (3 wt% Sb) doped with alkaline-earth metals was investigated in potentiostatic method in the potentiodynamic mode at a potential sweep rate of 2 mV/s and it was shown that with an increase in the content of alkaline earth metals in the alloy (SSUZ), the potentials of free Corrosion and pitting are slightly shifted to the positive region. As the concentration of the chloride ion in the electrolyte increases, these potentials decrease. The current density of corrosion and, accordingly, the corrosion rate of alloys with an increase in the content of alkaline earth metals are reduced by 75–85%, and the concentration of chloride ion increases.

In transition from alloys with calcium to alloys with strontium, the corrosion rate of alloys increases by 20–30%, and to alloys with barium it decreases by 25–30%.

Keywords. Alloy of lead-antimony alloy CC_UZ, calcium, strontium, barium, potentiostatic method, electrochemical corrosion, potential for corrosion, corrosion rate.

Введение

Большой практический интерес представляет знание поведения металла, находящегося в определенной среде как под воздействием внешней поляризации, так и при ее отсутствии [1].

Механизм действия элементов на анодные свойства свинца различен и не всегда без экспериментальных данных удается определить, какой из механизмов является преобладающим. Известно, что на

свинце и его сплавах фазовый защитный слой иногда достигает значительной толщины [2] и является потенциалопределяющей электродной системой по отношению к компонентам раствора, участвующим в электродных процессах.

В условиях динамического равновесия процессов роста фазового слоя и его разрушения при анодной поляризации свинцового сплава создается постоянно действующий источник ионов данного элемента в приэлектродном слое.

Различают два случая возможных проявлений свойств ионизированной составляющей сплава. В первом случае на электродной поверхности выделение кислорода облегчается, а ионизация свинца и рост фазового слоя замедляются, во втором случае легирование свинца некоторыми металлами способствует не только образованию мелкозернистой структуры сплавов, но и уплотнению фазового защитного слоя за счет отложения малорастворимых солей в его объеме [1].

Известно, что существует определенная связь между электронной структурой элементов и их некоторыми химическими и физико-химическими свойствами. Щелочноземельные элементы наряду с другими электроотрицательными металлами рекомендованы в качестве легирующих добавок к свинцу и его сплавам, так как в кислых средах их сульфаты являются малорастворимыми, что приводит к уплотнению защитного слоя на аноде [3]. Кроме того, изоморфные с $PbSO_4$ кристаллы $BaSO_4$ и $SrSO_4$ способствуют образованию плотного слоя из сульфатов свинца.

Эффективность добавок щелочноземельных металлов к свинцу и его сплавам в кислой среде серной кислоты показана в работах [1–3], а в нейтральной среде $NaCl$ – в [4–9].

Цель данной работы – изучение влияния добавок щелочноземельных металлов на анодное поведение свинцово-сурьмянистого сплава $CCu3$ ($Pb + 3 \text{ мас.}\%Sb$) в среде электролита $NaCl$ различной концентрации.

Материалы и методика исследования

Сплавы для исследования получали из свинца марки С2 (99,95%Pb), сурьмы металлической марки СОО (99,9%Sb) (ГОСТ 1089-82), кальция металлического марки КМ1 (ТУ 3252-80), стронция металлического марки СтМ1 (ТУ 48-4-173-72) и бария металлического марки БМ1 (ТУ 11480–74). Для получения сплавов предварительно в вакуумной печи сопротивления в атмосфере инертного газа (гелия) изготавливали лигатуры свинца с 5% каждого щелочноземельного металла. Шихтовку сплавов проводили с учетом угара свинца и ЦЗМ в электрических шахтных печах. Дальнейшим исследованиям подвергали сплавы, масса которых отличалась от массы шихты не более чем на 1 отн.%. Из полученных сплавов в графитовой изложнице отливали цилиндрические образцы диаметром 8 мм и длиной 140 мм, торцовая часть которых служила рабочим электродом.

Электрохимические исследования свинцовых сплавов проводили по методикам, описанным в работах [4–14] на потенциостате ПИ-50-1.1 в потенциостатическом режиме со скоростью развертки потенциала 2 мВ/с с помощью программаторов ПР-8 и самозаписью на ЛКД-4. Температуру раствора поддерживали постоянно 20 °С с помощью термостата МЛШ-8.

Для электрохимических исследований образцы поляризовали в положительном направлении от потенциала, установившегося при погружении в исследуемый раствор ($E_{\text{св.кор.}}$ – потенциал свободной коррозии или стационарный), до значения потенциала, при котором происходит резкое возрастание плотности тока до -2 А/м^2 (рис. 1, кривая I). Затем образцы поляризовали в обратном направлении до значения потенциала $-0,590 \text{ В}$, в результате чего происходило подщелачивание приэлектродного слоя поверхности образца (рис. 1, кривая II). На следующем этапе исследования образцы поляризовали в катодную область (рис. 1, кривая III), когда оксидная пленка удалялась с поверхности рабочего электрода. Наконец, образцы повторно поляризовали в положительном направлении (рис. 1, кривая IV), при этом

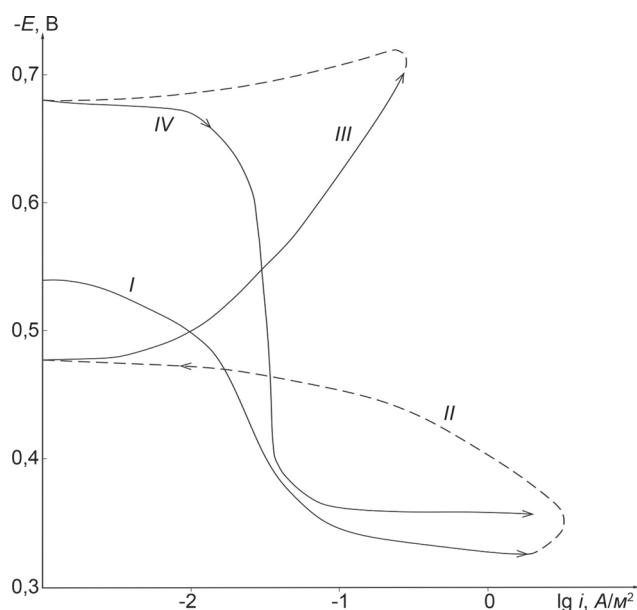


Рис. 1. Полная поляризационная (2 мВ/с) кривая сплава $CCu3$ в среде электролита 3%-ного $NaCl$

при переходе от катодной к анодной кривой фиксируется потенциал начала пассивации ($E_{\text{нп}}$). По ходу прохождения полной поляризационной кривой определяли следующие электрохимические параметры: $E_{\text{ст}}$ или $E_{\text{св.корр.}}$ – стационарный потенциал или потенциал свободной коррозии; $E_{\text{рп}}$ – потенциал репассивации определяли графическим способом как первый изгиб на обратном ходе анодной кривой; $E_{\text{по}}$ – потенциал питтингообразования (или потенциал пробоя) после катодной поляризации.

На основании данных параметров рассчитывали скорость коррозии как основной показатель коррозионной стойкости металлов:

$$K = i_{\text{корр}} k, \text{ где } k = 1,93 \text{ г}/(\text{А} \cdot \text{ч}).$$

Ток коррозии определяли по катодной кривой, учитывая тафелевский наклонный коэффициент ($b_k = 0,12 \text{ В}$) [4].

В качестве примера на рис. 1 показана полная поляризационная кривая для сплава ССуЗ в среде электролита 3%-ного NaCl.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Результаты электрохимического исследования сплава ССуЗ, легированного щелочноземельными металлами, приведены в табл. 1, 2.

Т а б л и ц а 1. Изменение потенциалов свободной коррозии ($-E_{\text{св.корр.}}$, В) и питтингообразования ($-E_{\text{п.о.}}$, В) сплава ССуЗ от содержания щелочноземельных металлов в среде электролита NaCl

Среда	Содержание ЦЗМ, мас. %	Сплавы с Са		Сплавы со Sr		Сплавы с Ва	
		$-E_{\text{св.корр.}}$	$-E_{\text{п.о.}}$	$-E_{\text{св.корр.}}$	$-E_{\text{п.о.}}$	$-E_{\text{св.корр.}}$	$-E_{\text{п.о.}}$
0,03% NaCl	—	0,442	0,290	0,442	0,290	0,442	0,290
	0,01	0,420	0,250	0,410	0,260	0,404	0,230
	0,05	0,415	0,240	0,407	0,250	0,400	0,220
	0,1	0,410	0,220	0,404	0,235	0,396	0,212
	0,5	0,404	0,210	0,400	0,225	0,392	0,200
0,3% NaCl	—	0,514	0,230	0,514	0,330	0,514	0,230
	0,01	0,506	0,270	0,502	0,320	0,456	0,255
	0,05	0,503	0,250	0,500	0,310	0,493	0,240
	0,1	0,500	0,240	0,497	0,300	0,490	0,230
	0,5	0,497	0,220	0,494	0,280	0,486	0,215
3% NaCl	—	0,540	0,318	0,540	0,318	0,540	0,318
	0,01	0,534	0,316	0,530	0,350	0,525	0,310
	0,05	0,532	0,306	0,526	0,330	0,523	0,300
	0,1	0,530	0,290	0,525	0,320	0,520	0,290
	0,5	0,527	0,280	0,522	0,310	0,517	0,280

Т а б л и ц а 2. Зависимость скорости коррозии сплава ССуЗ от содержания щелочноземельных металлов в среде электролита NaCl

Среда	Содержание ЦЗМ в сплаве ССуЗ, мас. %	Скорость коррозии					
		сплавов с Са		сплавов со Sr		сплавов с Ва	
		$i_{\text{корр.}} \cdot 10^{-2}, \text{ А}/\text{м}^2$	$K \cdot 10^{-3}, \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$	$i_{\text{корр.}} \cdot 10^{-2}, \text{ А}/\text{м}^2$	$K \cdot 10^{-3}, \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$	$i_{\text{корр.}} \cdot 10^{-2}, \text{ А}/\text{м}^2$	$K \cdot 10^{-3}, \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$
0,03% NaCl	—	0,80	15,44	0,80	15,44	0,80	15,44
	0,01	0,69	13,31	0,76	14,66	0,60	11,58
	0,05	0,64	12,35	0,70	13,51	0,55	10,61
	0,1	0,60	11,58	0,65	12,51	0,49	9,45
	0,5	0,57	11,00	0,62	11,96	0,44	8,48
0,3% NaCl	—	0,89	17,17	0,89	17,17	0,89	17,17
	0,01	0,74	14,28	0,85	16,40	0,65	12,54
	0,05	0,70	13,51	0,80	15,44	0,59	11,38
	0,1	0,66	12,73	0,77	14,86	0,54	10,42
	0,5	0,66	11,77	0,72	13,89	0,50	9,65
3% NaCl	—	0,99	19,10	0,99	19,10	0,99	19,10
	0,01	0,78	15,05	0,95	18,33	0,72	13,89
	0,05	0,75	14,47	0,92	17,75	0,67	12,93
	0,1	0,71	13,70	0,87	16,79	0,60	11,58
	0,5	0,67	12,73	0,82	15,82	0,56	10,80

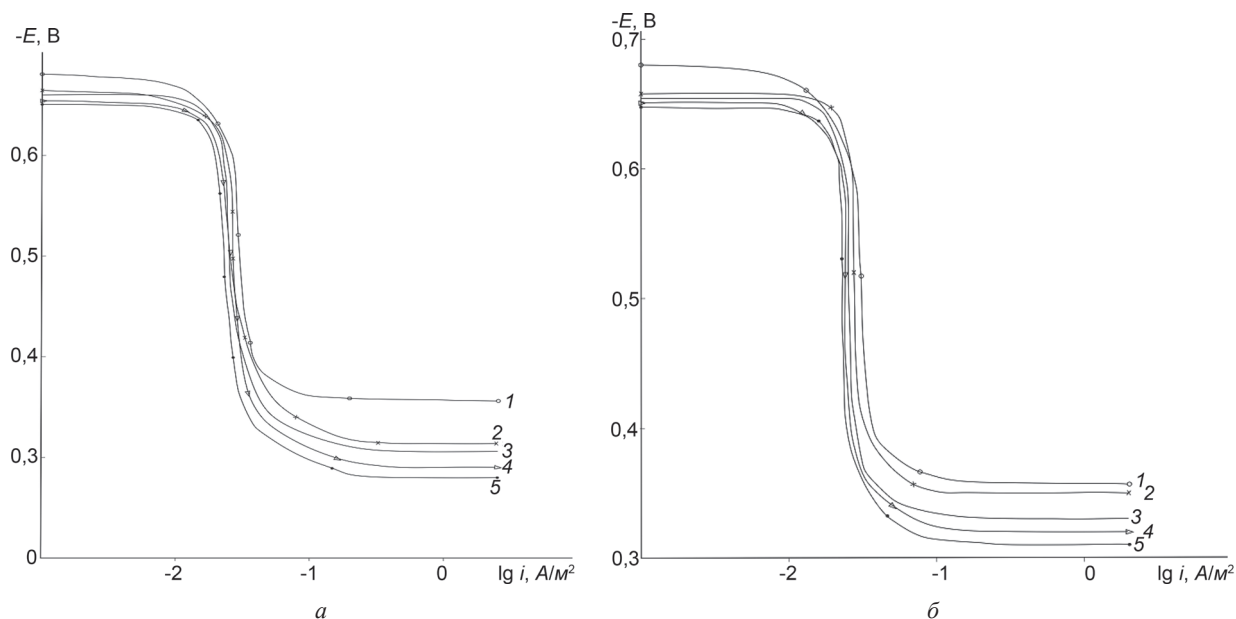


Рис. 2. Анодные ветви потенциодинамических (2 мВ/с) кривых сплава ССуЗ (1), содержащего кальций (а) и стронций (б) в среде электролита 3%-ного NaCl: 2 – 0,01 мас.%; 3 – 0,05; 4 – 0,1; 5 – 0,5 мас.%

Как видно из табл. 1, в целом добавки ЦЗМ способствуют смещению в положительную область потенциалов свободной коррозии (станционный потенциал) и питтингообразования сплавов во всех трех исследованных средах. Рост потенциалов коррозии и питтингообразования сплавов свидетельствует об улучшении устойчивости сплавов к общей и питтинговой коррозии.

С ростом концентрации хлорид-ионов наблюдается уменьшение потенциалов свободной коррозии и питтингообразования независимо от содержания легирующего компонента, что в целом отрицательно влияет на коррозионную устойчивость сплавов (табл. 1).

В ряду щелочноземельных металлов при переходе от кальция к стронцию и барию наблюдается некоторый рост потенциала свободной коррозии. У сплава ССуЗ, легированного ЦЗМ в пределах подгруппы от кальция к стронцию, потенциал питтингообразования уменьшается, а от кальция к барию – увеличивается (табл. 1).

Скорость коррозии сплава ССуЗ с ростом содержания ЦЗМ уменьшается на 70–90% во всех трех исследованных средах электролита NaCl. Однако с увеличением концентрации хлорид-ионов наблюдается рост скорости коррозии сплавов на 75–85% (табл. 2).

Снижение скорости анодной коррозии легированных ЦЗМ сплавов сопровождается смещением в положительную область анодных ветвей потенциодинамических кривых. В качестве примера на рис. 2 показаны анодные ветви кривых сплавов с кальцием и стронцием в среде электролита 3%-ного NaCl.

Если проследить зависимости изменения скорости коррозии сплава ССуЗ с ЦЗМ от порядкового номера последнего, то можно заметить, что при переходе от сплавов с кальцием к сплавам со стронцием скорость коррозии возрастает на 20–30%, а при переходе к сплавам с барием – уменьшается на 25–30%. Из табл. 2 видно, что среди ЦЗМ наиболее эффективным элементом для улучшения коррозионной

Таблица 3. Зависимость скорости коррозии сплавов систем Pb-Ca(Sr, Ba) от содержания ЦЗМ в среде электролита NaCl

Среда	Содержание ЦЗМ в свинце, мас.%	Скорость коррозии					
		сплавов с Ca		сплавов со Sr		сплавов с Ba	
		$i_{корр} \cdot 10^{-2}, A/m^2$	$K \cdot 10^{-3}, г/(м^2 \cdot ч)$	$i_{корр} \cdot 10^{-2}, A/m^2$	$K \cdot 10^{-3}, г/(м^2 \cdot ч)$	$i_{корр} \cdot 10^{-2}, A/m^2$	$K \cdot 10^{-3}, г/(м^2 \cdot ч)$
1	2	3	4	5	6	7	8
0,03% NaCl	–	0,80	15,44	0,80	15,44	0,80	15,44
	0,005	0,77	14,86	0,69	13,31	0,71	13,70
	0,01	0,60	11,58	0,54	10,42	0,57	11,00
	0,05	0,53	10,23	0,48	9,26	0,54	10,42
	0,1	0,42	8,11	0,40	7,72	0,45	8,68
	0,5	0,36	6,95	0,36	6,85	0,40	7,72

Окончание табл. 3

1	2	3	4	5	6	7	8
0,3% NaCl	—	0,85	16,40	0,85	16,40	0,85	16,40
	0,005	0,68	13,12	0,72	13,89	0,74	14,28
	0,01	0,55	10,61	0,57	11,00	0,60	11,58
	0,05	0,49	9,46	0,50	9,65	0,56	10,80
	0,1	0,38	7,33	0,42	8,10	0,48	9,26
	0,5	0,33	6,37	0,38	7,33	0,43	8,30
3% NaCl	—	0,98	18,91	0,98	18,91	0,98	18,91
	0,005	0,62	11,97	0,83	16,01	0,86	16,50
	0,01	0,53	10,23	0,63	12,15	0,65	12,55
	0,05	0,42	8,11	0,55	10,61	0,60	11,58
	0,1	0,32	6,18	0,48	9,26	0,52	10,04
	0,5	0,28	5,40	0,42	8,10	0,47	9,07

устойчивости является барий. Наименьшее значение скорости коррозии характерно для сплава ССyЗ с 0,5 мас.% бария в среде электролита 0,03%-ного NaCl (8,48 г/(м²·ч)).

Сравнение коррозионной стойкости сплава ССyЗ с двойными сплавами систем Pb–Ca (Sr, Ba) (табл. 3) показывает, что закономерности коррозии сплавов систем ССyЗ – Ca (Sr, Ba) несколько отличаются от таковых для сплавов двойных систем Pb–Ca (Sr, Ba). Для последних при переходе от сплавов с кальцием к сплавам со стронцием и далее к барию наблюдается рост скорости коррозии, особенно в средах 0,3- и 3%-ного электролита NaCl (табл. 3) [5].

Выводы

Некоторые авторы положительное действие легирующих элементов на свинец объясняют только увеличением истинной поверхности анода или уплотнением защитного фазового слоя оксидов малорастворимыми продуктами окисления, что является односторонним. Существует точка зрения, согласно которой стойкость свинца зависит от изменения или модифицирования его структуры при легировании, т. е. от величины кристаллов сплава. Металлы, являющиеся модификаторами структуры сплава, характеризуются малой межатомной связью, низкой температурой плавления, малой прочностью и твердостью. Эти металлы, адсорбируясь на зарождающихся кристаллах, тормозят их рост, уменьшают поверхностную энергию вновь зарождающегося кристалла и в результате образуют высокодисперсный сплав [15, 16].

В случае диспергирования структуры продукты коррозии полностью перекрывают незначительную по величине межкристаллитную прослойку и этим усиливают пассивность металла. Таким действием обладают *s*- и *p*-элементы, к которым относятся и щелочноземельные металлы. Таким образом, существует некоторая корреляция между увеличением стойкости и измельчением структуры сплава, что подтверждает существующие представления о роли модифицирующих лигатур в коррозии сплавов.

Рост коррозионной стойкости свинца (табл. 3) и сплава ССyЗ (см. табл. 2) объясняется модифицирующим влиянием щелочноземельных металлов на их кристаллогеометрическую структуру, что достигается малыми добавками элементов. При этом фазовый состав сплавов не претерпевает существенных изменений, но достигается значительный защитный эффект [1].

ЛИТЕРАТУРА

1. Дунаев Ю. Д. Нерастворимые аноды из сплавов на основе свинца. Алма-Ата: Наука КазССР, 1978. 316 с.
2. Бринцева В. И., Дунаев Ю. Д., Вовнианко Г. А., Кирьяков Г. З. // Кинетика процессов на окиснометаллических и амальгамных электродах. Алма-Ата: Наука КазССР, 1969. 14 с.
3. Дунаев Ю. Д., Сандыбаева А. Б., Бундже В. Г., Кирьяков Г. З. // Кинетика и механизм электродных процессов. Алма-Ата: Наука КазССР, 1974. 69 с.
4. Муллоева Н. М., Ганиев И. Н. Сплавы свинца с щелочноземельными металлами. Душанбе: ООО «Андалеб – Р», 2015. 168 с.
5. Муллоева Н. М., Ганиев И. Н., Обидов Ф. У. Повышение анодной устойчивости свинца, легированием щелочноземельными металлами. Издательский дом LAP LAMBERT Academic Publishing, 2012. 84 с.
6. Муллоева Н. М., Ганиев И. Н., Эшов Б. Б., Махмадуллоев Х. А. Повышение анодной устойчивости свинца, легированием барием // Изв. Самар. науч. центра РАН. 2013. Т. 15. № 4. С. 55–58.
7. Муллоева Н. М., Ганиев И. Н., Норова М. Т., Обидов Ф. У. Потенциодинамическое исследование сплавов системы Pb–Sr в нейтральной среде // Коррозия: материалы и защита. 2013. № 3. С. 19–23.

8. Муллоева Н. М., Ганиев И. Н., Обидов Ф. У., Махмадуллоев Х. А., Ходжаев Ф. К. Влияние хлорид-ионов на анодное поведение сплавов свинца с барием // Докл. АН Республики Таджикистан. 2012. Т. 55. № 6. С. 478–482.
9. Муллоева Н. М., Ганиев И. Н., Норова М. Т., Обидов Ф. У., Ходжаев Ф. К. Влияние кальция на анодную устойчивость свинца в среде электролита NaCl // Вестн. Таджик. техн. ун-та. 2012. № 4 (20). С. 26–29.
10. Муллоева Н. М., Ганиев И. Н., Махмадуллоев Х. А. Физикохимия сплавов свинца с щелочноземельными металлами. Издательский дом LAP LAMBERT Academic Publishing, 2013. 152 с.
11. Назаров Ш. А., Ганиев И. Н., Норова М. Т., Ганиева Н. И., Irene Calliari. Потенциодинамическое исследование сплава Al + 6%Li с иттрием в среде электролита NaCl // Вестн. МГТУ им. Г. И. Носова. 2016. Т. 14. № 2. С. 95–100.
12. Одинаев Ф. Р., Ганиев И. Н., Сафаров А. Г., Якубов У. Ш. Стационарные потенциалы и анодное поведение сплава АЖ 4.5, легированного висмутом // Изв. СПбГТИ(ТУ). 2017. № 38. С. 8–12.
13. Раджабалиев С. С., Ганиев И. Н., Амонов И. Т. Влияние свинца на анодное поведение сплава Al + 2.18%Fe // Вопросы материаловедения. 2016. № 2 (86). С. 147–152.
14. Одинаев Ф. Р., Ганиев И. Н., Сафаров А. Г., Якубов У. Ш. Потенциодинамическое исследование сплава АЖ 4.5, легированного свинцом, в среде электролита NaCl // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2016. № 2 (45). С. 68–71.
15. Ганиев И. Н., Пархутик П. А., Куприянова И. Ю., Вахобов А. В. Модифицирование силуминов стронцием. Минск: Наука и техника, 1986. 146 с.
16. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.

REFERENCES

1. Dunaev Ju. D. *Nerastvorimye anody iz splavov na osnove svinca* [Insoluble anodes of lead-based alloys]. Alma-Ata, Nauka KazSSR Publ., 1978, 316 p.
2. Brinceva V. I., Dunaev Ju. D., Vovianko G. A., Kir'jakov G. Z. *Kinetika processov na okisnometallicheskih i amal'gamnyh jelektrodah* [Kinetics of processes on oxide-metal and amalgam electrodes]. Alma-Ata, Nauka KazSSR Publ., 1969, 14 p.
3. Dunaev Ju. D., Sandybaeva A. B., Bundzhe V. G., Kir'jakov G. Z. *Kinetika i mehanizm jelektroodnyh processov* [Kinetics and mechanism of electrode processes]. Alma-Ata, Nauka KazSSR Publ., 1974, 69 p.
4. Mulloeva N. M., Ganiev I. N. *Splavy svinca s shhelochnozemel'nymi metallami* [Lead alloys with alkaline earth metals]. Dushanbe, «Andaleb-R» Publ., 2015, 168 p.
5. Mulloeva N. M., Ganiev I. N., Obidov F. U. *Povyshenie anodnoj ustojchivosti svinca, legirovaniem shhelochnozemel'nymi metallami* [Increase in anodic stability of lead, doping with alkaline earth metals]. LAP LAMBERT Publ., 2012, 84 p.
6. Mulloeva N. M., Ganiev I. N., Jeshov B. B., Mahmadulloev H. A. *Povyshenie anodnoj ustojchivosti svinca, legirovaniem bariem* [Increase in anodic stability of lead, doping with barium]. *Izvestija Samarskogo nauchnogo centra Rossijskoj Akademii nauk = Izvestiya of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2013, Vol. 15, no. 4, pp. 55–58.
7. Mulloeva N. M., Ganiev I. N., Norova M. T., Obidov F. U. *Potenciodinamicheskoe issledovanie splavov sistemy Pb-Sr v nejt'al'noj srede* [Potentiodynamic study of alloys of the Pb-Sr system in a neutral medium]. *Korroziya: materialy i zashhita = Corrosion: materials and protection*, 2013, no. 3, pp. 19–23.
8. Mulloeva N. M., Ganiev I. N., Obidov F. U., Mahmadulloev H. A., Hodzhaev F. K. *Vlijanie hlorid-ionov na anodnoe povedenie splavov svinca s bariem* [Effect of chloride ions on the anodic behavior of lead alloys with barium]. *Doklady Akademii nauk Respubliki Tadjikistan = Reports of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan*, 2012, Vol. 55, no. 6, pp. 478–482.
9. Mulloeva N. M., Ganiev I. N., Norova M. T., Obidov F. U., Hodzhaev F. K. *Vlijanie kal'cija na anodnuju ustojchivost' svinca v srede jelektrolita NaCl* [Effect of calcium on the anodic stability of lead in the NaCl electrolyte medium]. *Vestnik Tadjikskogo tehnikeskogo universiteta = Bulletin of the Tajik Technical University*, 2012, no. 4 (20), pp. 26–29.
10. Mulloeva N. M., Ganiev I. N., Mahmadulloev H. A. *Fizikohimija splavov svinca s shhelochnozemel'nymi metallami* [Physicochemistry of lead alloys with alkaline earth metals]. LAP LAMBERT Publ., 2013, 152 p.
11. Nazarov Sh. A., Ganiev I. N., Norova M. T., Ganieva N. I., Irene Calliari. *Potenciodinamicheskoe issledovanie splava Al+6%Li s ittriem v srede jelektrolita NaCl* [Potentiodynamic study of an alloy of Al + 6% Li with yttrium in an NaCl electrolyte medium]. *Vestnik MGTU im. G. I. Nosova = Bulletin of MSTU after G. I. Nosova*, 2016, vol. 14, no. 2, pp. 95–100.
12. Odinaev F. R., Ganiev I. N., Safarov A. G., Jakubov U. Sh. *Stacionarnye potencialy i anodnoe povedenie splava AZh 4.5, legirovannogo vismutom* [Stationary potentials and anodic behavior of an alloy of aluminum 4.5 doped with bismuth]. *Izvestija SPbGTI(TU) = News SPbGTI (TU)*, 2017, no. 38, pp. 8–12.
13. Radzhabaliev S. S., Ganiev I. N., Amonov I. T. *Vlijanie svinca na anodnoe povedenie splava Al + 2,18% Fe* [The influence of lead on the anodic behavior of the Al + 2.18% Fe alloy]. *Voprosy materialovedenija = Problems of Materials Science*, 2016, no. 2 (86), pp. 147–152.
14. Odinaev F. R., Ganiev I. N., Safarov A. G., Jakubov U. Sh. *Potenciodinamicheskoe issledovanie splava AZh 4.5, legirovannogo svincom, v srede jelektrolita NaCl* [Potentiodynamic study of alloy AW 4.5 doped with lead in NaCl electrolyte medium]. *Obrabotka sploshnyh i sloistykh materialov = Processing of solid and laminar materials*, 2016, no. 2 (45), pp. 68–71.
15. Ganiev I. N., Parhutik P. A., Kuprijanova I. Ju., Vahobov A. V. *Modificirovanie siluminov stronciem* [Modification of silumin with strontium]. Минск, Наука и техника Publ., 1986, 146 p.
16. Mal'cev M. V. *Modificirovanie struktury metallov i splavov* [Modification of the structure of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1984, 280 p.



УДК 669.

Поступила 09.02.2018

ПРИМЕНЕНИЕ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В РАМКАХ РЕАЛИЗАЦИИ ИНВЕСТИЦИОННОГО ПРОЕКТА «ОРГАНИЗАЦИЯ ПРОИЗВОДСТВА СОРТОВОГО ПРОКАТА СО СТРОИТЕЛЬСТВОМ МЕЛКОСОРТНО-ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА» В ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

*Н. И. АНЕЛЬКИН, О. М. КИРИЛЕНКО, В. Э. МАРУШКЕВИЧ, С. А. МОЗГОВ,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь,
ул. Промышленная, 37. E-mail: gleng@bmz.gomel.by*

Настоящая статья раскрывает основные энергоэффективные решения и инновации, реализованные в рамках инвестиционного проекта «Организация производства сортового проката со строительством мелкосортно-проволочного стана» в Открытом акционерном обществе «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания». Данный проект был включен в перечень важнейших проектов по созданию новых предприятий и производств, имеющих определяющее значение для инновационного развития Республики Беларусь. Поставщиком технологии и оборудования по проекту выступила компания Danieli & C. Officine Meccaniche SpA (Италия). Использованное в данном инвестиционном проекте современное и уникальное оборудование позволяет использовать топливно-энергетические ресурсы более чем на 90% (применение рекуператора тепла дымовых газов, котла-утилизатора, рекуперативных горелок и др.). Реализация проекта позволила осуществить максимальную переработку продукции и получать новую продукцию с более высокой добавленной стоимостью.

***Ключевые слова.** Энергоэффективные технологии, энергоэффективное производство, инновационная продукция, катанка, сталь сортовая арматурная, сталь сортовая круглая.*

THE USE OF ENERGY EFFICIENT TECHNOLOGIES IN THE FRAMEWORK OF IMPLEMENTATION OF INVESTMENT PROJECT «ORGANIZATION OF PRODUCTION OF ROLLED BAR IRON WITH THE CONSTRUCTION OF SMALL-SECTION WIRE ROLLING MILL» OJSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BMC»

*N. I. ANELKIN, O. M. KIRILENKO, V. E. MARUSHKEVICH, S. A. MOZGOV,
OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin City, Gomel Region, Belarus,
37, Promyshlennaya str. E-mail: gleng@bmz.gomel.by*

This article reveals the main energy efficient solutions and innovations implemented in the framework of the investment project «Organization of production of rolled bar iron with the construction of small-section wire rolling mill» in the open joint stock company «Belarusian metallurgical works (BSW) – Management Company of Holding «Belarusian Metallurgical Company (BMC)». This project was included in the list of the most important projects for the creation of new enterprises and industries that are crucial for the innovative development of the Republic of Belarus. Supplier of technology and equipment for the project were made by the company Danieli & C. Officine Meccaniche SpA (Italy). The modern and unique equipment used in this investment project allows to use more than 90% of fuel and energy resources (by using the heat recuperator of flue gases, heat recovery boiler, recuperative burners, etc.). Implementation of the project allowed to carry out the maximum processing of production and to receive new production with higher added value.

***Keywords.** Energy-efficient technologies, energy-efficient production, innovative products, wire rod, high-grade reinforcing steel, high-grade round steel.*

История строительства прокатного стана

В 2011–2015 гг. в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее БМЗ) проведена программа комплексной модернизации и реконструкции производства, что стало самой масштабной модер-

низацией завода за всю его историю. Важнейшим и самым крупным для завода проектом в указанный период стал инвестиционный проект «Организация производства сортового проката со строительством мелкосортно-проволочного стана».

26 мая 2011 г. данный проект был включен в перечень важнейших проектов по созданию новых предприятий и производств, имеющих определяющее значение для инновационного развития Республики Беларусь. Поставщиком технологии и оборудования по проекту выступила компания Danieli & C. Officine Meccaniche SpA (Италия), проектирование и строительство по проекту выполнялось силами белорусских организаций – УП «Белпромпроект» и ОАО «Гомельпромстрой» соответственно.

Торжественный ввод цеха в эксплуатацию состоялся 25 сентября 2015 г. с участием Президента Республики Беларусь.

Благодаря реализации данного проекта осуществлен переход к полной переработке литой заготовки и блюмов с производством продукции с высокой добавленной стоимостью, полностью обеспечена собственная потребность в катанке и получена возможность выхода на новые рынки сбыта.

В состав прокатного комплекса входит не только производственный комплекс, а также и объекты вспомогательного значения: водоподготовка, компрессорная, лаборатория, административно-бытовой и административно-учебный корпуса, главная понизительная подстанция, транспортно-логистический терминал.

Инновационность производства

В части сортамента готовой продукции и выпускаемых марок стали реализованный инвестиционный проект является инновационным для Республики Беларусь. Удельный вес инновационной продукции нового стана в 2017 г. достиг 75,6% от общего объема отгрузки указанного производства и 50,8% от всей отгруженной инновационной продукции по организации.

Основными отечественными потребителями продукции нового стана являются ОАО «Могилевлифтмаш», ОАО «Гомсельмаш», ОАО «БАТЭ», ОАО «Белкард», ОАО «МТЗ», ОАО «МАЗ», ОАО «РМЗ», ОАО «МПЗ», ООО «ПроМет Ресурс».

Основные иностранные потребители продукции нового стана – это такие компании, как Volkswagen, Mercedes, BMW (производство автокомпонентов), SKF, Timken (производство подшипников), SEW-EURODRIVE (производство электродвигателей и редукторов), Uranie International (производство штоков гидроцилиндров), AIMD GmbH, Gesenkschmiede Schneider GmbH.

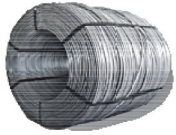
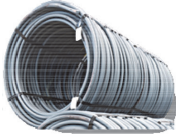
Следует отметить уникальность и преимущества установленного оборудования, а также технологии, которые заключаются в локализации выпуска большого перечня металлопродукции в одном месте диаметром от 5,5 до 85 мм (рис. 1); почти полном отсутствии в Европе аналогичных производств круглого проката в бунтах диаметром 20–50 мм (линия Гаретта); высокой скорости проката (более 100 м/с для катанки).



Рис. 1. Основное технологическое оборудование нового производства

На текущий момент производительность цеха составляет до 700 тыс. т в год высококачественного металлопроката из конструкционных, инструментальных, подшипниковых и рессорно-пружинных сталей. Сортамент инновационной продукции в 2016–2017 гг. приведен в таблице.

Сортамент инновационной продукции в 2016–2017 гг.

Наименование продукции	Типоразмер, мм	Марка стали	Изображение продукции
Катанка: углеродистая обыкновенного качества в бунтах	Ø 5,5–22	WA1010 Ø 6,5–13,0 мм, WA1010 Ø 5,5 мм; 6,0 мм; 6,3 мм, WA 1008-Si Ø 5,5–13,5 мм, S235JR Ø 5,5–14,0 мм, 1008 Ø 5,5–14 мм, SAE 1008 Ø 5,5–22,0 мм, SAE 1010 Ø 5,5–14,29 мм, SAE 1018 Ø 5,5–22,0 мм, SAE 1018/A36 Ø 5,5–22,0 мм	
углеродистая качественная в бунтах		1010мод Ø 5,5–22,0 мм, 1018мод Ø 5,5–22,0 мм, C72D Ø 5,5 мм	
Сталь сортовая арматурная углеродистая обыкновенного качества в бунтах	Ø 8–16	№ 14 S400W, S400W № 8, 10, 12, 16, арматура периодического профиля № 8 класс S500 (B500B, A500C), WS 221 Ø 8; 10; 12; 14; 16, S500WC Ø 8,0; 10,0; 12,0; 14,0; 16,0 мм по SI 4466–3:2016	
Сталь сортовая круглая: обыкновенного качества в бунтах	Ø 20–50	1010, S235JR, SAE 1018/A36, C45E, 11SMn30, S355J2, C20C, C45R	
легированная в бунтах		11SMn30, 16MnCrS5, 32CrB4, 30MnB4	
никельмолибденсодержащая в бунтах		25CrMo4	
Сталь сортовая круглая: шарикоподшипниковая в прутках	Ø 20–80	100Cr6, 100CrMnSi6, 55CM5ФА	
углеродистая обыкновенного качества и качественная в прутках		S235JR, 11SMn30, C45, C45E, C35RC, Pst 52–3, S355J2, C15, C45R, C35E, C45RC, 40	
углеродистая обыкновенного качества и качественная в прутках		38MnVS6, 30MnVS6, 16MnCrS5/20MnCrS5, 16MnCrS5	
легированная в прутках		20MnCrS5, 16MnCr5/20MnCr5, 20MnV6	
легированная в прутках		42CrMo4; 12XH3A; 20XH3A	
никельмолибденсодержащая в прутках		40XH2MA; 42CrMoS4	

Продукция, производимая на новом производстве, применяется в строительстве (арматурная катанка), прокатном и метизном производстве (изготовление металлокорда, проволоки, фибры и другой метизной продукции), машиностроении (производство автокомпонентов, подшипников, электродвигателей и редукторов, штоков гидро- и пневмоцилиндров).

Энергоэффективность нового производства

Особенностью нового производства является не только его уникальность и гибкость, но и то, что технологический процесс обеспечивает самое современное оборудование, отвечающее требованиям в области энергоэффективности, энергосбережения, экологии.

Основная нагревательная печь (рис. 2). В плане энергоэффективности конструкция основной нагревательной печи имеет следующие преимущества:

- одновременная работа с блюдами 250×300 мм (в два ряда) и/или заготовками размером 140×140 мм с обеспечением высокой однородности температурного диапазона;
- низкие показатели потерь на окалину;
- быстрый нагрев, значительно уменьшающий безуглероживание заготовки;
- низкие тепловые потери и утилизация тепловой энергии рекуператором воздуха горения (рис. 3), что гарантирует низкий расход топлива;
- экономия энергии за счет котла-утилизатора (рис. 4), который производит пар в 1 Гкал/ч;
- сокращение температуры отходящих газов до ≤ 200 °С с учетом работы котла-утилизатора.

Справочно: Рекуператор тепла дымовых газов – это теплообменник стационарного режима работы, в котором теплота непрерывно передается от дымовых газов печи к нагреваемому воздуху, а на-



Рис. 2. Основная нагревательная печь

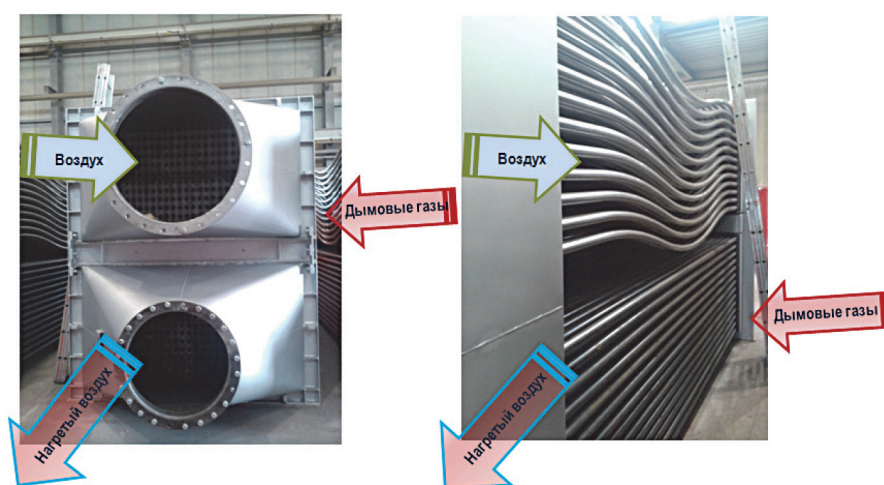


Рис. 3. Рекуператор тепла дымовых газов

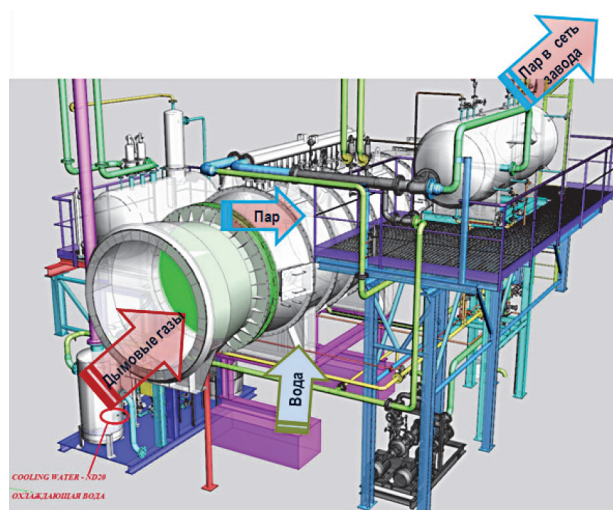


Рис. 4. Котел-утилизатор

гретый таким образом воздух поступает в печь для поддержания горения на газогорелочных устройствах. С помощью рекуператора возвращается часть потерь тепла, уходящего с дымовыми газами.

Котел утилизатор – это котел, в котором теплота непрерывно передается от дымовых газов печи к воде, нагревая ее до состояния пара, который подается в общий коллектор и используется на технологические нужды завода.

Таким образом, совместное использование на основной нагревательной печи рекуператора и котла-утилизатора позволяет довести коэффициент использования топлива до 92%.

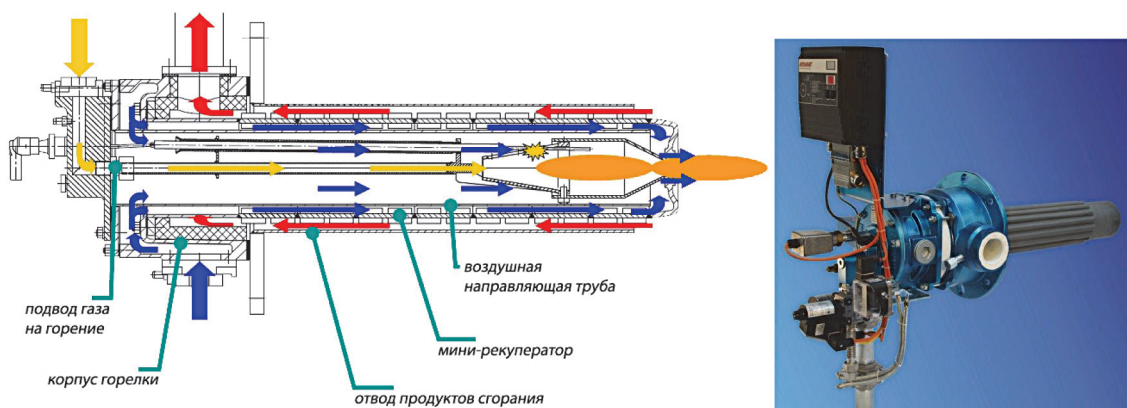


Рис. 5. Рекуперативная горелка



Рис. 6. Решения по электроснабжению производства

Производственный процесс. Выполнена полная автоматизация производства и контроля качества продукции на всех стадиях ее изготовления.

Печи термообработки проката вне линии стана. В организации нового производства использованы современные методы ведения процессов низкотемпературной и нормализованной прокатки в линии стана с внешней термической обработкой проката в печах (проходная печь непрерывного действия, камерные печи обработки бунтов, камерные печи обработки проката), позволяющие производить и продавать продукцию с высокой добавленной стоимостью.

Печи термообработки оснащены рекуперативными горелками (рис. 5), комбинирующими в себе функции горелочного и теплоутилизирующего устройства.

Справочно: Рекуперативные горелки – это газогорелочное устройство особой конструкции, в которой предусмотрен встроенный рекуператор, позволяющий нагревать воздух, идущий на горение, теплом уходящих газов. Использование рекуперативных горелок позволяет снизить потери тепла с дымовыми газами.

Использование рекуперативных горелок на проходных и камерных печах позволяет довести коэффициент использования топлива до 70–83% в зависимости от типа печей.

Реализованные решения по электроснабжению производства. Для управления силовым оборудованием стана горячей прокатки в новом производстве используются рекуперативные преобразователи (DC-Link) на групповых приводах главных клеток стана (рис. 6). В качестве преобразователя использован рекуперативный управляемый выпрямитель фирмы DANIELI AUTOMATION. Данная конфигурация оборудования позволяет снизить расход электроэнергии путем ее рекуперации в сеть в периоды динамических переходных процессов (торможения, замедления скорости).

Рекуперация электроэнергии осуществляется и в силовых цепях кранового оборудования.

На заводской подстанции «Сортовая» 110/10 кВ, обеспечивающей электроэнергией новое производство, установлены системы динамической компенсации реактивной энергии (рис. 6). Компенсация реак-

тивной мощности позволяет снизить потери тепла на нагрев проводов, уменьшить нагрузку на трансформаторы и коммутационную аппаратуру, использовать электрокабели меньшего сечения.

На ОАО «БМЗ» постоянно ведутся поиск и комплексная проработка технической возможности и экономической целесообразности реализации перспективных, в том числе инновационных, энергоэффективных направлений и проектов с целью обеспечения в будущем конкурентоспособности на мировых рынках и последовательного развития холдинга «Белорусская металлургическая компания». Благодаря этому БМЗ вносит весомый вклад в развитие и энергоэффективность отечественной металлургии!



УДК 669.054.8

Поступила 8.11.2017

ПЕРЕРАБОТКА И УТИЛИЗАЦИЯ ЖЕЛЕЗОГРАФИТОВЫХ ОТХОДОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

В. А. МАСЛОВ, Л. А. ТРОФИМОВА, Л. А. ДАН, Государственное высшее учебное заведение «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, Донецкая обл., Украина, ул. Университетская, 7. E-mail: trofimova.pstu@gmail.com

Проведен комплексный анализ дисперсных железографитовых отходов металлургического производства. Показана возможность с помощью их высокотемпературной обработки получить материал с уникальным комплексом электрических и магнитных свойств. Обобщение результатов лабораторных исследований позволило разработать общую схему комплексной переработки дисперсных железографитовых отходов и создать на ее основании опытно-промышленную установку.

Ключевые слова. Железографитовые отходы металлургического производства, графит, вюстит, магнетит, утилизация.

RECYCLING AND UTILIZATION OF FE-C METALLURGICAL WASTES

V. A. MASLOV, L. A. TROFIMOVA, L. A. DAN, State Higher Educational Institution «Pryazovskyi State Technical University», Mariupol, Donetsk reg., Ukraine, 7, Universitetskaya str.
E-mail: trofimova.pstu@gmail.com

The work offers a comprehensive analysis of the dispersed metallurgical Fe-C containing wastes. The possibility with the help of high-temperature processing of the wastes to obtain a material with unique electrical and magnetic properties was shown. The results of laboratory studies allowed to develop the general scheme of complex processing of disperse metallurgical Fe-C containing wastes and to create on this basis the experimental-industrial installation.

Keywords. Metallurgical Fe-C containing wastes, graphite, wustite, magnetite, utilization.

Одним из актуальных вопросов современности является рациональное использование вторичных материальных ресурсов. К числу ценных техногенных отходов относятся железографитовые отходы (ЖГО) металлургического производства, которые образуются на всех стадиях цикла производства и переработки жидкого чугуна, а также при разливе его на разливочных машинах.

Независимо от места образования движущей силой выделения углерода (одной из основных составляющих ЖГО) из жидкого чугуна является уменьшение его растворимости в железе с понижением температуры [1]:

$$C_B = 2,57 \cdot 10^{-3} \Delta t, \quad (1)$$

где C_B – количество выделившегося углерода при понижении температуры расплава на Δt , %.

В отечественной практике ЖГО находят промышленное применение в качестве исходного сырья при производстве аккумуляторного графита, графитовых смазок и коллоидных графитовых препаратов. Успешно опробовано использование ЖГО в сырых окатышах и брикетах [2, 3]. В литейном производстве на основе ЖГО изготавливают противопопригарные краски. Вместе с тем, существующие в настоящее время способы переработки ЖГО не охватывают все возможные области применения продуктов, сырьем для которых могут быть эти отходы. В рассматриваемой системе есть все необходимые компоненты (C, Fe, FeO, Fe₂O₃) для получения материалов с уникальным комплексом электрофизических свойств [4]. Однако низкие магнитные свойства исходных дисперсных ЖГО не позволяют рассматривать их применение в таком состоянии для получения подобных материалов.

Авторами проведен комплексный анализ дисперсных ЖГО миксерного отделения и отделения десульфурации ЧАО «МК «Азовсталь». Изучены их гранулометрический и химический составы, морфология и микроструктура, электрофизические свойства.

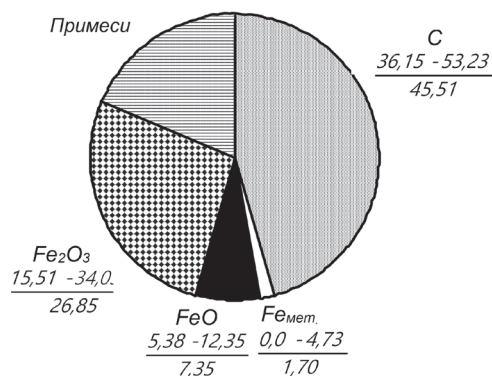


Рис. 1. Средний химический состав ЖГО, отобранных из бункеров отделения десульфурации ЧАО «МК «Азовсталь», мас. %: в числителе – минимальное – максимальное значение; в знаменателе – среднее значение

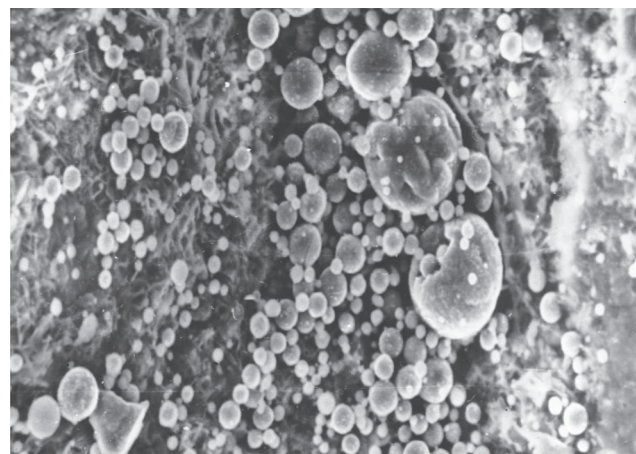


Рис. 2. Поверхность графитной пластины ЖГО. x1000

На рис. 1 приведены усредненные данные по химическому составу полидисперсных ЖГО отделения десульфурации ЧАО МК «Азовсталь».

Физические характеристики дисперсных материалов являются определяющими при оценке возможности их применения в композиционных материалах или в качестве самостоятельных порошковых материалов. К числу таких характеристик относятся удельная намагниченность насыщения σ_s и удельное объемное электрическое сопротивление ρ_v [5]. Проведенные исследования ЖГО отделения десульфурации показали наличие у них, как и у ЖГО миксерного отделения [5], магнитных свойств. Для исходного материала измеренная величина σ_s составляет 14,2–22,1 А·м²/кг.

Дисперсные ЖГО обладают, как правило, весьма малым удельным электрическим сопротивлением. По данным [5], ρ_v исходных ЖГО миксерного отделения составляет $(4,18–0,46) \cdot 10^{-4}$ Ом·м. Для ЖГО отделения десульфурации эта величина оказалась равной $(2,8–0,60) \cdot 10^{-4}$ Ом·м, что объясняется большим содержанием углерода в материале.

Исследования с помощью оптического микроскопа МИМ-8М и растровых электронных микроскопов «Комибакс» с рентгеновским анализатором и ДЖЕМ-7А позволили определить морфологию и тонкую структуру частиц дисперсных ЖГО, которые представляют собой пластинки графита, поверхность которых в большей или меньшей степени покрыта оксидными включениями, имеющими сложное строение, а также частицами металла. Иногда частицы графита содержат эти включения внутри себя. Некоторые частицы представляют собой плотно спаянные конгломераты, состоящие из металла и оксида, которые практически невозможно разделить.

На рис. 2 показана поверхность графитной пластины ЖГО, полученная при съемке на растровом электронном микроскопе. На поверхности частицы видно множество точечных образований. Хорошо видно также, что поверхность усеяна включениями оксидов железа сферической формы. Их диаметр колеблется от 1–5 до 25–35 мкм. Графит выступает в этом случае как фон с весьма сложной рельефной поверхностью.

При проведении магнитного анализа была обнаружена связь дисперсности ЖГО с уровнем их магнитных свойств. Сопоставление результатов магнитного, структурного анализов с данными химического анализа ЖГО показало следующее. По мере уменьшения размера частиц, начиная от 160 мкм, происходит снижение содержания углерода с 67 до 7,3% для частиц размером менее 50 мкм. Одновременно с уменьшением содержания углерода происходит увеличение количества металлических и оксидных частиц. За счет увеличения количества магнитной составляющей ЖГО (металлического железа и магнетита) соответственно увеличивается величина удельной намагниченности насыщения от 20 до 43 А·м²/кг (рис. 3).

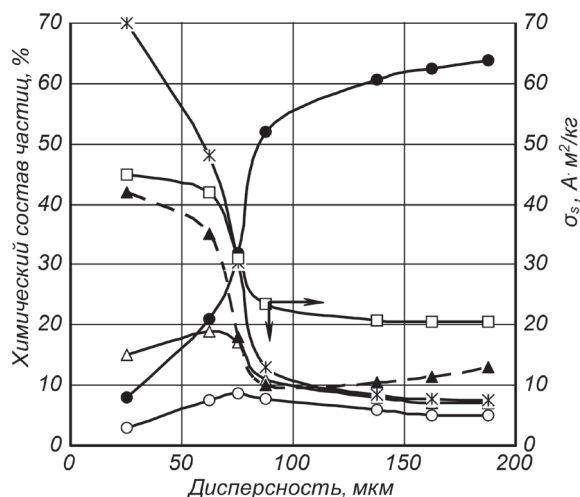


Рис. 3. Состав и магнитные свойства дисперсных ЖГО (дифференциальные кривые): ● – C; ○ – Fe_{мет.}; △ – FeO; * – Fe₂O₃; □ – σ_s ; ▲ – Fe₃O₄ (расчетная)

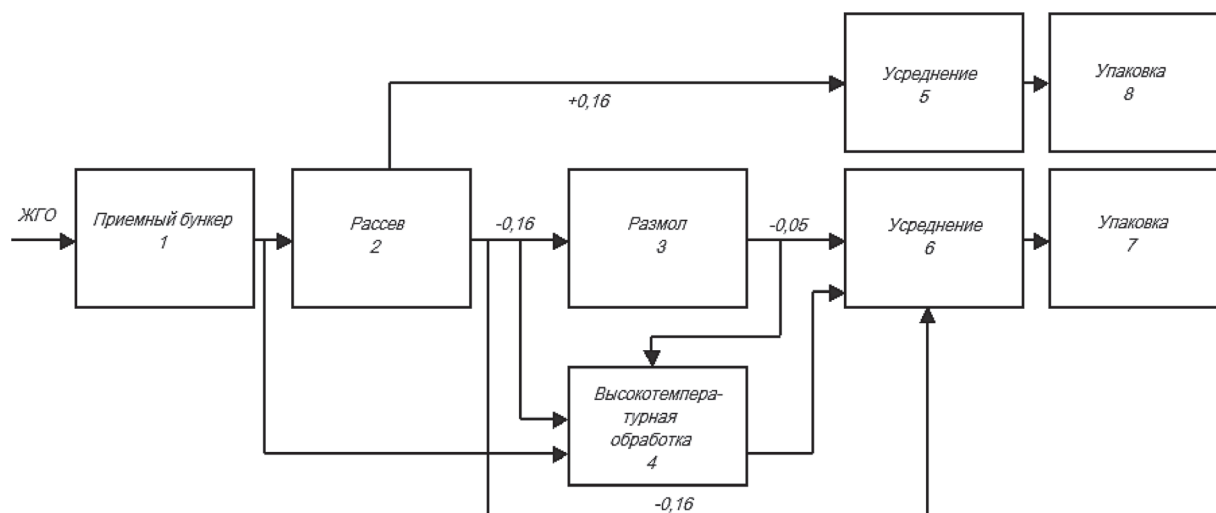


Рис. 4. Общая технологическая схема переработки дисперсных ЖГО

На основании полученных данных предложены новые виды переработки дисперсных ЖГО путем их магнетирующего обжига и карботермического самовосстановления.

Были проведены исследования по повышению уровня магнитных свойств ЖГО путем их магнетирующего обжига. Данная обработка при температурах 600–700 °С в плотном неподвижном или плотном движущемся слое позволяла получать магнетизированный материал с максимально возможной удельной намагниченностью насыщения (84–86 А·м²/кг) после 60 и 10 мин обработки соответственно ($\sigma_{\text{Fe}_3\text{O}_4} = 92 \text{ А·м}^2/\text{кг}$).

Для получения материала с более высоким уровнем магнитных свойств было предложено восстановление оксидов до металлического железа путем карботермического самовосстановления (КТСВ) дисперсных ЖГО при температуре выше 960 °С. Объемная металлизация ЖГО за счет КТСВ в плотном слое при температурах 1000–1090 °С за 60 мин приводила к увеличению σ_s до 170–180 А·м²/кг ($\sigma_{\text{Fe}} = 210 \text{ А·м}^2/\text{кг}$).

Обобщение результатов, полученных в ходе лабораторных исследований, позволило разработать общую схему комплексной переработки дисперсных ЖГО (рис. 4).

Учитывая неоднородность ЖГО различных источников как по химическому, так и гранулометрическому составу в соответствии с предложенной схемой, отходы должны подвергаться рассеву, размолу и усреднению. Исходя из того, что основная часть оксидов железа содержится во фракции менее 160 мкм, а основная доля графита – во фракции более 160 мкм (см. рис. 2) предложено производить рассев на две фракции: +160 и –160 мкм. Материал с дисперсностью менее 160 мкм был назван «Графит магнитный».

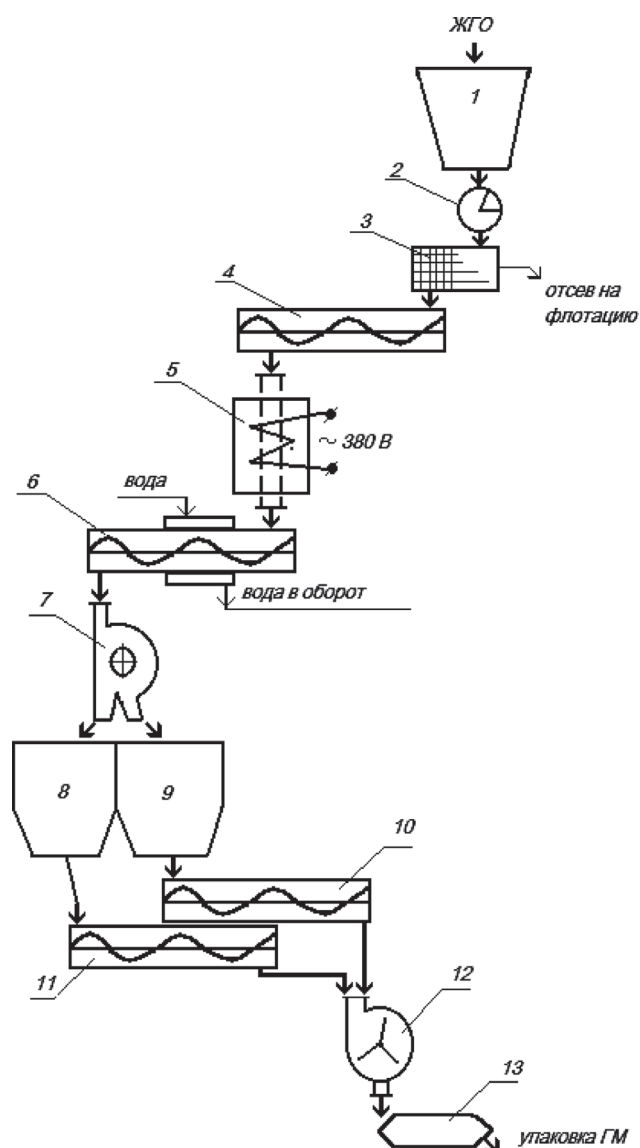


Рис. 5. Технологическая схема экспериментально-производственного участка: 1 – бункер-приемник; 2 – секторный питатель; 3 – сито «Бурат»; 4, 10, 11 – шнек; 5 – печь; 6 – шнек-холодильник; 7 – магнитный сепаратор; 8, 9 – бункер; 12 – дозатор; 13 – смеситель

При этом фракция ЖГО + 160 мкм может быть использована непосредственно без дальнейшей обработки в качестве противопригарного припыла для литейных форм, а также в качестве сырья для извлечения графита [4]. Фракция –160 мкм обладает более высокими магнитными свойствами и может быть использована как исходный материал для дальнейшей высокотемпературной обработки с целью улучшения уровня этих свойств. Стабилизация свойств как исходного материала, так и конечного продукта обеспечивается путем усреднения.

Для получения фракции ЖГО менее 50 мкм в технологической схеме предусмотрена операция размола, после которой полученный материал (-50 мкм) также направляется в усреднитель.

Повышение уровня магнитных свойств железографитовых отходов связано с выполнением высокотемпературной обработки. Она является наиболее действенным методом повышения магнитных свойств исходного материала и может осуществляться двумя путями. Первый путь – магнетизирующий обжиг, результатом которого является максимально возможное количество магнетита (Fe_3O_4) в ЖГО. Полученный материал был назван «Графит магнитный магнетизированный». Второй путь – восстановительная обработка до металлического железа путем карботермического самовосстановления. Полученный материал был назван «Графит магнитный металлизированный». По технологической схеме высокотемпературной обработке могут подвергаться как исходные ЖГО, так и продукт после рассева и размола.

В соответствии с изложенным выше, на ОАО «Маркограф» (г. Мариуполь) была смонтирована опытно-промышленная линия комплексной переработки дисперсных ЖГО ЧАО «МК «Азовсталь» (рис. 5).

ЛИТЕРАТУРА

1. Шумихин В. С. Синтетический чугу́н. Киев: Наукова думка, 1971. 240 с.
2. Маслов В. А. Нетрадиционные методы переработки и использования дисперсных железографитовых отходов металлургии / В. А. Маслов, Б. А. Южаков // Вісник Приазов. держ. техн. ун-ту: Зб. наук. пр. Мариуполь, 2000. Вип. № 10. С. 285–288.
3. Получение высокоокислого мартеновского агломерата из отходов / В. В. Ожогин, А. А. Томаш, С. Г. Чернова и др. // Тез. докл. 10-й региональной науч.-техн. конф. Мариуполь: Приазов. гос. техн. ун-т, 2003. Т. 1. С. 12–13.
4. Маслов В. О. Композиційні матеріали на основі залізографітових відходів металургійного виробництва // Хімічна промисловість України. 1994. № 4. С. 54–60.

REFERENCES

1. Shumihin V. S. *Sinteticheskij chugun* [Synthetic cast iron]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1971. 240 p.
2. Maslov V. A., Uzhakov B. A. Netradicionnye metody pererabotki i ispolzovaniya dispersnyh zhelezografitovykh othodov metallurgii [Non-traditional methods of processing and use of dispersed iron-graphite wastes of metallurgy]. *Visnik Priazov's'kogo derzhavnogo tekhnichnogo universitetu = Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Collection of scientific works published. Tech. Science, Mariupol'*: DVNZ «PDTU», 2000, vol. 10, pp. 285–288.
3. Ozhogin V. V., Tomash A. A., Chernova S. G. i dr. Poluchenie vysokozakisnogo martenovskogo aglomerata iz otkodov [Production of lower oxide open-hearth sinter from wastes]. *Tezisy dokladov 10 regionalnoj nauchno-tekhnicheskoy konferencii = Theses of lectures 10 to the regional scientific and technical conference*. Mariupol DVNZ «PDTU», 2003, vol. 1, pp. 12–13.
4. Maslov V. O. Kompozicijni materialy na osnovi zalizografitovykh vidhodiv metalurgijnogo virobництва [Composition materials on the basis of Fe-C containing wastes of metallurgy]. *Chimichna promyslovost' Ukraini = Chemical industry of Ukraine*, 1994, no. 4, pp. 54–60.



УДК 669.187.28

Поступила 08.02.2018

ВНЕПЕЧНАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ ОТХОДАМИ ОТ ПЕРЕРАБОТКИ ВТОРИЧНОГО АЛЮМИНИЯ

Л. В. ТРИБУШЕВСКИЙ, Б. М. НЕМЕНЕНОК, Г. А. РУМЯНЦЕВА, М. А. КУЛИК, Белорусский
национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.

E-mail: nemenenok@tut.by

В работе приведены результаты исследований по использованию отходов переработки вторичного алюминия (ОПВА) для внепечной обработки стали на установке «печь-ковш». Установлено, что одновременно с раскислением рафинировочных шлаков перед десульфурацией стали происходит увеличение их жидкоподвижности, что исключает необходимость использования для этих целей плавикового шпата.

Проведен термодинамический анализ возможных реакций образования в рафинировочном шлаке алюминатов и алюмосиликатов кальция. Высказано предположение, что причиной разжижения рафинировочных шлаков от добавки ОПВА является образование ряда легкоплавких эвтектик, содержащих алюминаты и алюмосиликаты кальция. Предложен состав брикетов на основе ОПВА для разжижения рафинировочных шлаков. Установлена зависимость осыпаемости и разрушающей нагрузки брикетов от содержания в них CaO, температуры и времени сушки. Приведены данные по изменению состава и свойств рафинировочного шлака после обработки его разжижителем на основе ОПВА.

Ключевые слова. Рафинировочный шлак, жидкоподвижность, плавиковый шпат, разжижители шлака, десульфурация, экология.

EXTRA-FURNACE STEEL PROCESSING BY RECYCLED SECONDARY ALUMINUM WASTE

L. V. TRIBUSHEVSKIY, B. M. NEMENENOK, G. A. RUMIANTSEVA, M. A. KULIK, Belarusian National
Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: nemenenok@tut.by

The paper presents the results of research on the use of recycled aluminum waste (RAW) during extra-furnace steel processing in ladle refining furnace. It has been established that simultaneously with the deoxidation of refining slags before desulfurization of steel, their liquid mobility increases, which eliminates the need for using fluorspar for these purposes.

A thermodynamic analysis of possible reactions of formation of aluminates and calcium aluminosilicates in the refining slag has been carried out. It has been suggested that the cause of thinning of refining slags from the addition of RAW is the formation of a number of low-melting eutectics containing aluminates and calcium aluminosilicates. The composition of briquettes based on RAW for liquefaction of refining slags is proposed. Dependence of the friability and breaking load of briquettes on the content of CaO, the temperature and drying time is established. The data on the composition and properties of the refining slag after treatment with a diluent based on RAW are given.

Keywords. Refining slag, liquid mobility, fluorspar, slag thinners, desulfurization, ecology.

Для получения качественной стали на металлургических комбинатах проводят ее внепечную обработку, которая обеспечивает получение требуемого химического состава и температуры расплава, снижение в нем количества неметаллических включений. Перенос операций раскисления, десульфурации, модифицирования и удаления неметаллических включений из плавильного агрегата в сталеразливочный ковш позволяет сохранить производительность сталеплавильного агрегата и увеличить продолжительность эффективной обработки жидкой стали. Анализ динамики изменения требований по содержанию примесей в сталях показывает, что с 1970 по 2010 год допустимая концентрация серы снизилась на порядок (с 0,03 до 0,003%), а для стали класса А по сере установлены еще более жесткие пределы – до 0,002%. По прогнозам к 2020 г. загрязненность стали данного класса серой не должна превышать 0,0015% [1]. Для труб и соединительных деталей в нормативно-технической документации ОАО «Газпром» с 2014 г. оговариваются допустимые нормы загрязненности сульфидными, оксидными и силикатными включениями по среднему и максимальному баллам [2].

Исследователи отмечают большие потенциальные возможности обработки стали в ковше активными рафинировочными шлаками. Однако термодинамические и кинетические возможности такого рафинирования используются только на 10–12%. На эффективность рафинирования стали оказывают влияние химический состав шлака, его сульфидная емкость, окисленность шлака, температурные условия обработки, вязкость шлака и гидродинамика процесса [3, 4]. По данным авторов работы [4], оптимальный состав рафинировочного шлака должен содержать: 58–62% CaO; 8–10% SiO₂; 20–25% Al₂O₃; 6–8% MgO; 0,13–0,15% MnO; < 0,5% FeO; при основности 4,5–5,5. Рекомендации Д. А. Дюдкина с авторами [5] несколько расширяют диапазон концентрации основных компонентов: 50–70% CaO; 20–35% Al₂O₃; 10% SiO₂. При этом максимальный коэффициент распределения серы (S)/[S] может достигать значений, больших 600 [6].

В значительной степени рафинирующая способность шлаков зависит и от их жидкоподвижности, поскольку процессы десульфурации и раскисления получают свое развитие на границе шлак–расплав. На большинстве предприятий для разжижения шлаков используют флюорит (плавиковый шпат) CaF₂, который является экологически опасным веществом, обладает высокой стоимостью и агрессивно взаимодействует с футеровкой сталеразливочного ковша [7]. Причину снижения вязкости рафинировочных шлаков от добавки CaF₂ объясняют формированием в нем значительного количества белита C₂S (2CaO·SiO₂) [6], но это соединение имеет температуру плавления 2130 °С и самостоятельно вряд ли будет способствовать разжижению шлаков. Ряд исследователей [3,4] отмечают положительное влияние Al₂O₃ на жидкоподвижность и серопоглотительную способность рафинировочного шлака. Поэтому, повышая содержание Al₂O₃ в составе шлака до 20–35%, можно обеспечить его необходимую жидкоподвижность и отказаться от использования CaF₂.

Для оценки вероятности протекания реакций взаимодействия Al₂O₃ с компонентами рафинировочного шлака с образованием алюминатов и алюмосиликатов кальция рассчитывали изменение энергии Гиббса для 16 реакций в интервале температур 400–1873 К.

- 1) (4/3) 3CaO·Al₂O₃ + Al₂O₃ = (1/3)12CaO·7Al₂O₃;
- 2) 12/7CaO+Al₂O₃ = (1/7)12CaO·7Al₂O₃;
- 3) 3CaO+Al₂O₃ = 3CaO·Al₂O₃;
- 4) CaO+Al₂O₃ = CaO·Al₂O₃;
- 5) (1/2)3CaO·Al₂O₃ + Al₂O₃ = (3/2)CaO·Al₂O₃;
- 6) 1/2CaO+Al₂O₃ = (1/2) CaO·2Al₂O₃;
- 7) (1/5)3CaO·Al₂O₃ + Al₂O₃ = (3/5) CaO·2Al₂O₃;
- 8) CaO·Al₂O₃ + Al₂O₃ =CaO·2Al₂O₃;
- 9) (1/17)12CaO·7Al₂O₃ + Al₂O₃ = (12/17) CaO·2Al₂O₃;
- 10) (1/5)12CaO·7Al₂O₃ + Al₂O₃ = (12/5) CaO·Al₂O₃;
- 11) Al₂O₃ + 2CaO+SiO₂ = 2CaO·Al₂O₃·SiO₂;
- 12) Al₂O₃ +CaO+SiO₂ = CaO·Al₂O₃·SiO₂;
- 13) 1/3Al₂O₃ +CaO+SiO₂ = (1/3)3CaO·Al₂O₃·3SiO₂;
- 14) Al₂O₃ + 2CaO+SiO₂ = 2CaO·Al₂O₃·SiO₂;
- 15) 1/2Al₂O₃ + 1/2CaO+SiO₂ = (1/2) CaO·Al₂O₃·2SiO₂;
- 16) CaO·SiO₂ +CaO·Al₂O₃ = 2CaO·Al₂O₃·SiO₂.

На рис. 1, 2 приведены изменения энергии Гиббса данных реакций при температуре 1873 К.

Из представленных расчетов видно, что теоретически возможно протекание всех 16 реакций из-за отрицательных значений ΔG_T . Однако следует отметить, что в результате их протекания образуются достаточно тугоплавкие соединения:

3CaO·Al₂O₃ ($t_{пл} = 1535$ °С); CaO·Al₂O₃ ($t_{пл} = 1610$ °С); CaO·2Al₂O₃ ($t_{пл} = 1765$ °С); CaO·Al₂O₃·2SiO₂ ($t_{пл} = 1553$ °С); 2CaO·Al₂O₃·2SiO₂ ($t_{пл} = 1593$ °С); 12CaO·7Al₂O₃ ($t_{пл} = 1527$ °С) [8].

Учитывая, что рафинировочные шлаки являются многокомпонентными, то возможно также образование соединения 4MgO·5Al₂O₃·2SiO₂ ($t_{пл} = 1475$ °С) [8].

Поэтому эффект повышения жидкоподвижности рафинировочных шлаков при добавке Al₂O₃, очевидно, следует связывать с возможностью образования легкоплавких эвтектик. Так, в системе CaO–Al₂O₃–SiO₂ образуются эвтектики с температурами плавления 1170, 1265, 1310, 1345, 1335 °С [8]. Для системы MgO–CaO–Al₂O₃–SiO₂ можно отметить наличие трех эвтектик с низкими температурами плавления [8]:

- 5% MgO–48,8% CaO–41,5% Al₂O₃–5% SiO₂ ($t_{пл} = 1295$ °С),
- 2,5% MgO–23,8% CaO–14,2% Al₂O₃–59% SiO₂ ($t_{пл} = 1160$ °С),
- 9,4% MgO–10,2% CaO–18,5% Al₂O₃–61,9% SiO₂ ($t_{пл} = 1222$ °С).

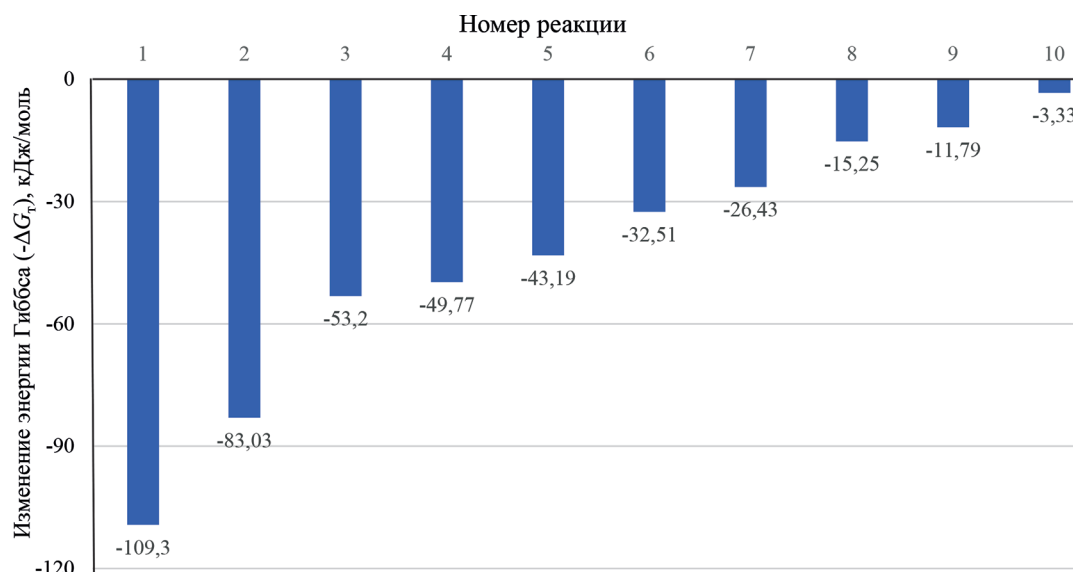


Рис. 1. Изменение энергии Гиббса реакций образования алюминатов кальция при температуре 1873 К (реакции 1–10)

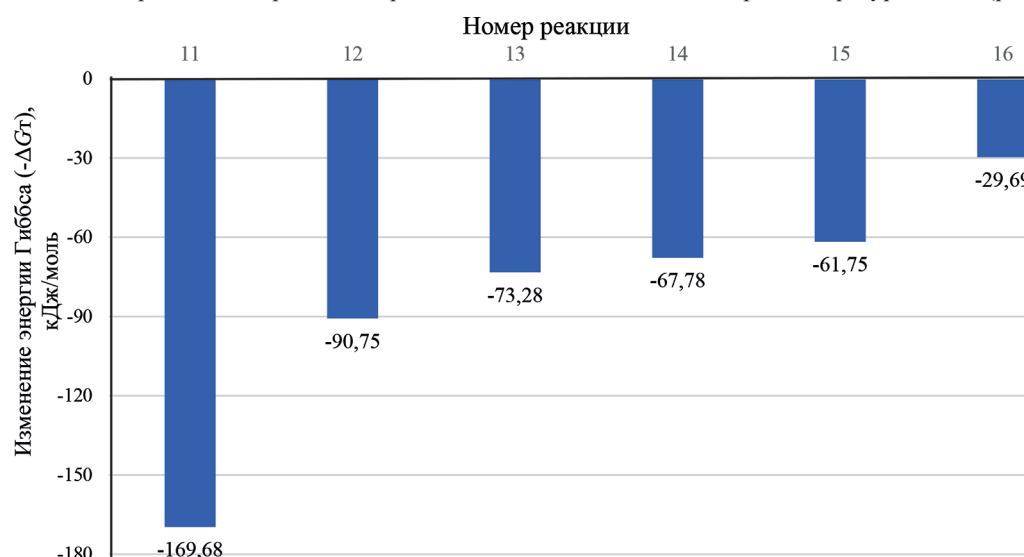


Рис. 2. Изменение энергии Гиббса реакций образования алюмосиликатов кальция при температуре 1873 К (реакции 11–16)

В системе $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ образуются эвтектики с температурами плавления 1355 и 1365 °С [8].

Корректировку состава рафинировочных шлаков по содержанию Al_2O_3 с целью их разжижения можно проводить с использованием отходов переработки вторичного алюминия (ОПВА). Для выбора оптимального состава разжижителя рафинировочного шлака использовали метод математического планирования экспериментов, где в качестве независимых переменных были приняты: содержание CaO (X_1), время сушки брикетов (X_2) и температура сушки (X_3). Зависимыми переменными являлись разрушающая нагрузка брикетов (Y_1) и их осыпаемость (Y_2). Основу брикетов для разжижения рафинировочных шлаков составлял ОПВА, образующийся при переплаве алюминиевой стружки и шлаков в короткопламенной роторной печи. Для построения математических моделей реализовывали линейный план полного факторного эксперимента 2^3 . На основе анализа литературных данных и диаграммы состояния $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ были выбраны значения уровней независимых переменных (табл. 1).

Таблица 1. Значения уровней независимых переменных

Факторы	CaO, %	Время сушки, мин	Температура сушки, °C
Код	X_1	X_2	X_3
Основной уровень (x_{i0})	25	30	250
Интервал варьирования (Δx_i)	15	15	50
Нижний уровень ($x_i = -1$)	10	15	200
Верхний уровень ($x_i = 1$)	40	45	300

Исследования проводили на брикетах в виде таблеток диаметром 23 мм и высотой 9 мм, полученных прессованием. Осыпаемость таблеток оценивали на приборе для определения осыпаемости песчаных стержней при времени испытаний 30 мин. Разрушающую нагрузку для брикетов определяли на разрывной машине при сжатии таблеток до момента начала их осыпания. Такие характеристики брикетов определяли исходя из необходимости их последующей транспортировки в мешках типа «биг-бег».

Реализованный план экспериментов 2^3 и результаты испытаний образцов приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2. Матрица планирования 2^3 и результаты испытаний

Номер опыта	Кодовый масштаб			Натуральный масштаб			Результаты испытаний					
	x_1	x_2	x_3	CaO, %	время сушки, мин	температура сушки, °C	разрушающая нагрузка, Н			осыпаемость, %		
							Y_1			Y_2		
							образец 1	образец 2	образец 3	образец 1	образец 2	образец 3
1	+	+	+	40	45	300	6800	5700	5700	2,70	3,19	4,24
2	—	+	+	10	45	300	5650	5700	6000	8,21	8,43	10,65
3	+	—	+	40	15	300	7300	6700	8800	1,53	4,44	2,31
4	—	—	+	10	15	300	8800	6600	6500	8,93	5,78	8,42
5	+	+	—	40	45	200	4700	6800	5900	3,11	1,57	3,83
6	—	+	—	10	45	200	6150	8400	6200	8,34	5,62	7,99
7	+	—	—	40	15	200	6000	7200	6300	1,10	0,60	1,42
8	—	—	—	10	15	200	8500	7900	8200	3,06	3,41	4,15

После обработки полученных результатов и проверки статистической значимости коэффициентов регрессии были получены следующие зависимости разрушающей нагрузки брикетов и их осыпаемости от исследуемых параметров:

$$Y_1 = 6770,8 - 629,2x_2 + 425x_1x_3;$$

$$Y_2 = 4,697 - 2,194x_1 + 0,96x_2 + 1,014x_3.$$

Наиболее важной характеристикой для брикетов разжижителя шлака является их осыпаемость, которая должна быть минимальной. Данные условия выполняются при $x_1 = 1$, $x_2 = -1$ и $x_3 = -1$, что обеспечивает получение осыпаемости на уровне 0,529% при разрушающей нагрузке 6975 Н. При переходе к натуральному масштабу получаем, что данные условия реализуются при содержании 40% CaO, времени сушки брикетов 15 мин и температуре сушки 200 °C.

Для производственных условий разработана технология получения разжижителя в виде крупных гранул диаметром 3–4 см. Присадка их на поверхность рафинировочного шлака 100-тонного сталеразливочного ковша в количестве 250 кг обеспечила заметное разжижение шлака (рис. 3).

Данные по химическому составу и коэффициенту распределения серы рафинировочного шлака до и после добавки разжижителя приведены в табл. 3.

Т а б л и ц а 3. Химический состав рафинировочного шлака и коэффициент распределения серы (L_S)

Характеристика шлака	Химический состав шлаков (массовая доля оксидов), %					Коэффициент распределения серы (L_S)
	CaO	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	FeO	
Рафинировочный (исходный)	46,5	24,4	9,8	12,6	2,6	123,4
Рафинировочный (после добавки разжижителя)	52,7	19,3	8,7	18,4	0,9	146,2

Из таблицы видно, что добавки разжижителя приводят к повышению в шлаке содержания CaO и Al₂O₃, при этом заметно снижение оксидов железа, очевидно, за счет содержания в добавляемой присадке корольков металлического алюминия. Следует отметить также рост коэффициента распределения серы от 123,4 до 146,2, что свидетельствует о лучшей десульфуризирующей способности шлака.

Кроме визуального контроля состояния рафинировочного шлака, оценивали его жидкоподвижность при помощи вискозиметра погружения, опускаемого в шлак на заданную глубину. Через отверстие в тигельке диаметром 9 мм жидкий шлак попадал в стакан. За характеристику вязкости шлака принимали массу шлака, затекшего в стакан за 5 с при погружении прогретого устройства в шлак на 10 с. В зависи-

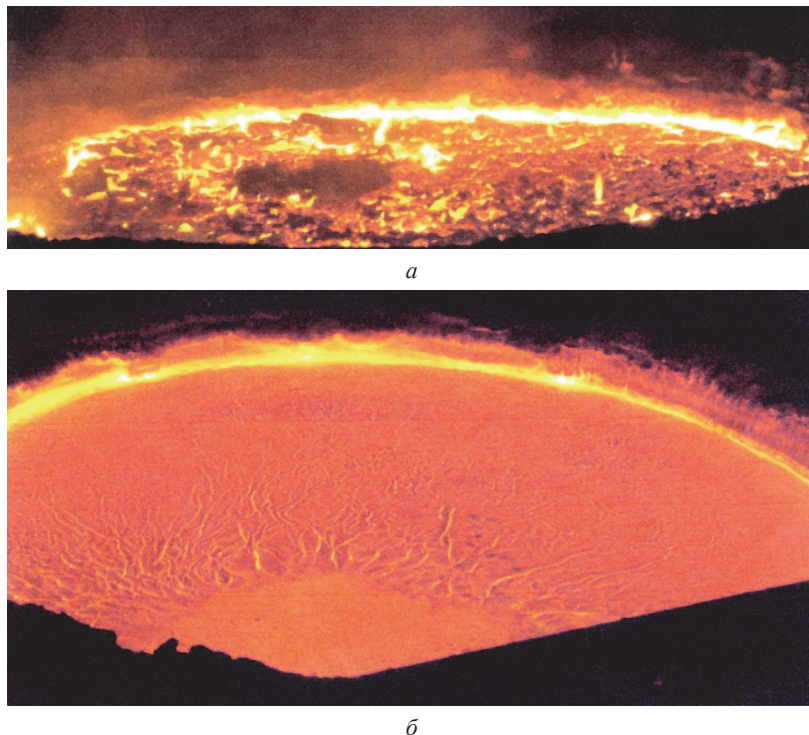


Рис. 3. Поверхность рафинировочного шлака до (а) и после добавки разжижителя на основе ОПВА (б)

мости от массы шлака в стакане шлак классифицировали как «густой» (50–100 г), «нормальный» (15–200 г) и «жидкоподвижный» (250 г и более).

По состоянию текучести исходного рафинировочного шлака при температуре 1575 °С его можно охарактеризовать как «нормальный» (масса пробы составляла 156 г), но близкий к нижней границе данной категории. После ввода разжижителя и выдержки 10 мин масса пробы шлака в стакане составила 265 г, т. е. он перешел в категорию «жидкоподвижный».

При оценке влияния разжижителя на основе ОПВА на свойства рафинировочного шлака следует обратить внимание и на возможность предупреждения самораспада рафинировочного шлака. Известно [6, 8], что составляющая шлака C_2S ($2CaO \cdot SiO_2$) имеет пять полиморфных превращений и из-за большой разницы в плотностях переход β - C_2S (плотность 3,28 г/см³) в γ - C_2S (плотность 2,97 г/см³) сопровождается увеличением объема (примерно на 12%), что и является основной причиной саморазрушения рафинировочного шлака. Для стабилизации высокотемпературной модификации α - C_2S используются оксиды MgO , Al_2O_3 , Fe_2O_3 , BaO , K_2O , P_2O_5 и Cr_2O_3 , а для β - C_2S рекомендуются оксиды Na_2O , BaO , K_2O , MnO_2 , Cr_2O_3 или их комбинации [6, 8].

Авторы работы [6] установили, что в случае разжижения рафинировочных шлаков составами на основе ОПВА в шлаке увеличивается содержание майенита $C_{12}A_7$ ($12CaO \cdot 7Al_2O_3$), а количество фаз бели-та уменьшается и при добавке более 18% ОПВА шлак из нестабильного переходит в стабильное состояние.

Таким образом, использование ОПВА для производства разжижителей рафинировочного шлака позволяет обеспечить необходимую жидкоподвижность рафинировочного шлака; повысить его десульфур-ирующую способность за счет повышения коэффициента распределения серы; снизить экологическую нагрузку на окружающую среду, исключив использование CaF_2 и захоронение отвальных алюминиевых шлаков; получить возможность использовать стабилизированные рафинировочные шлаки для замены части шлакообразующих при ведении плавки в электродуговых печах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Еланский Д. Г. Обзор докладов на пленарном заседании XIV международного конгресса сталеплавателей / Д. Г. Еланский, Г. Н. Еланский // Сталь. 2016. № 11. С. 21–29.
2. Производство трубной непрерывнолитой заготовки без крупных неметаллических включений / А. А. Сафронов [и др.] // Сталь. 2016. № 6. С. 22–27.
3. Мельник С. Г. Производство качественной стали с внепечным полиреагентным рафинированием / С. Г. Мельник // «Литье. Металлургия 2017»: материалы XIII междунар. науч.-практ. конф. Запорожье, 2017. С. 354–356.

4. Леонтьев Л. И. Переработка и утилизация техногенных отходов металлургического производства / Л. И. Леонтьев, В. И. Пonomarev, О. Ю. Шешуков // Экология и промышленность России. 2016. Т. 20. № 3. С. 24–27.
5. Производство стали на агрегате печь-ковш / Д. А. Дюдкин [и др.]. Донецк: ООО «Юго-Восток, ЛТД», 2003. 300 с.
6. Стабилизация рафинировочных шлаков путем корректировки их фазового состава / О. Ю. Шешуков [и др.] // Сталь. 2016. № 5. С. 12–15.
7. Повышение стойкости футеровки агрегатов внепечной обработки стали / А. А. Метелкин [и др.]. Нижний Тагил: НТИ УрФУ, 2015. 144 с.
8. Бобкова Н. М. Физическая химия тугоплавких неметаллических и силикатных материалов/Н. М. Бобкова. Минск: Вышэйш. шк., 2007. 301 с.

REFERENCES

1. Elanskiy D. G., Elanskiy G. N. Obzor dokladov na plenarnom zasedanii XIV mezhdunarodnogo kongressa staleplavil'shnikov [Review of reports at the plenary session of the 14th International Congress of Steel Makers]. *Stal = Steel*, 2016, no. 11, pp. 21–29.
2. Safronov A. A., Golovin V. V., Belokozovich Yu. B., Matus V. M., Ioffe A. V., Movchan M. A. Proizvodstvo trubnoy nepre-rvynolitoiy zagotovki bez krupnykh nemetallicheskih vkljucheniye [Production of continuous tube billets without large nonmetallic inclusions]. *Stal = Steel*, 2016, no. 6, pp. 22–27.
3. Mel'nik S. G. Proizvodstvo kachestvennoy stali s vnepechnym polireagentnym rafinirovaniem [Production of high-quality steel with out-of-furnace poly-reagent refining]. *Materialy XIII mezhdunar. nauch.-prakt. konf. «Lit'e. Metallurgiya 2017» = Casting. Metallurgy 2017: materials XIII International. Scientific-practical Conference. Zaporozhye*, 2017, pp. 354–356.
4. Leont'ev L. I., Ponomarev V. I., Sheshukov O. Yu. Pererabotka i utilizaciya tehnogennykh otkhodov metallurgicheskogo proizvodstva [Processing and utilization of industrial wasted of metallurgical production]. *Ekologiya i promyshlennost Rossii = Ecology and indустre of Russia*, 2016, vol. 20, no. 3, pp. 24–27.
5. Djudkin D. A., Bat's Yu., Grinberg S. E., Marintsev S. N. Proizvodstvo stali na agregate «kovsh-pech» [Steel production on the ladle furnace unit]. Doneck, ООО «Yugo-Vostok, LTD» Publ., 2003. 300 p.
6. Sheshukov O. Yu., Nekrasov I. V., Mikhnenkov M. A., Egnazar'ian D. K., Ovchinnikov L. A. Stabilizaciya rafinirovochnykh shlakov putem korrekcirovki ikh fazovogo sostava [Stabilization of refining slags by adjusting their phase composition]. *Stal = Steel*, 2016, no. 5, pp. 12–15.
7. Metelkin A. A., Sheshykov O. Yu., Nekrasov I. V., Shevchenko O. I. Povyshenie stojkosti futerovki agregatov vnepechnoy obrabotki stali [Increasing the lining stability of the out-of-furnace steel treatment units]. Nizhniy Tagil: NТИ UrFU Publ., 2015. 144 p.
8. Bobkova N. M. Fizicheskaja khimija tugoplavki nemetallicheskih i silikatnykh materialov [Physical chemistry of refractory nonmetallic and silicate materials]. Minsk, Vyshjeyskaja shkola Publ., 2007. 301 p.



УДК 669.187

Поступили 31.01.2018

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ РЕЗАНИЯ ПРИ СКОРОСТНОМ БЕСЦЕНТРОВОМ ТОЧЕНИИ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 42CrMo4 В УСЛОВИЯХ ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

О. Н. ФИЛОНЧИК, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: on.filonchik@bmz.iron

Сегодня для успешного продвижения товара производителю необходимо соответствовать всем жестким требованиям потребителя к качеству продукции. На ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» был введен в эксплуатацию агрегат бесцентрового точения, что позволило предприятию выпускать новый вид продукции с большей добавленной стоимостью. Это механически обработанный пруток диаметром 19–79 мм с допуском на размер диаметра IT9. В результате проделанной работы на примере круга диаметром 80 мм из легированной стали 42CrMo4 был определен оптимальный режим резания на агрегате бесцентрового точения.

Ключевые слова. Режимы резания, бесцентровое точение, твердосплавные пластины.

DETERMINATION OF OPTIMAL CUTTING CONDITIONS FOR HIGH-SPEED CENTERLESS TURNING OF ALLOY STEEL BRAND 42CRM04 AT OJSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BMC»

O. N. FILONCHIK, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin City, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya Str. E-mail: on.filonchik@bmz.iron

The successful promotion of the product nowadays the manufacturer must meet all the strict requirements of the consumer in the quality of the products. At OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» the centerless turning unit was put into operation, which allowed the company to manufacture a new type of product with a higher added value. This is a mechanically processed rod with a diameter of 19–79 mm and with a tolerance of a diameter of IT9. As a result of the work done, the optimum cutting regime for the centerless turning unit was determined using a rod of diameter 80 of 42CrMo4 alloy steel.

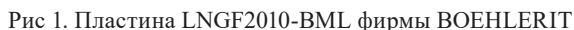
Keywords. Cutting conditions, centerless turning, hard alloy plates.

Автоматизация производства и повышение производительности оборудования без снижения качества выпускаемой продукции является одной из основных задач современного машиностроения. Комплексное решение данной задачи снижает себестоимость изготовления детали. Агрегат бесцентрового точения, который обрабатывает прутки в автоматическом режиме на высокой скорости подачи, позволяет решить эту задачу.

Для освоения новых рынков и удовлетворения требований потребителей в качестве выпускаемой продукции на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» был запущен агрегат бесцентрового точения PUR 100 фирмы DANIELI (Италия) с диапазоном обработки прутков диаметром от 20 до 80 мм и длиной 6000–12000 мм. В Республике Беларусь аналог данного оборудования отсутствует.

Агрегат бесцентрового точения предназначен для удаления дефектного и обезуглероженного слоя с поверхности заготовки, а также для получения годной детали с низкой шероховатостью и ровной поверхностью. Достигаемая точность при точении составляет от 14–13-го до 9-го качества. Скорость резания – 90–130 м/мин, подача – 12–14 мм/об. Принцип работы основан на совмещении двух движений: вращение четырехрезцово́й головки и поступательного движения заготовки с подачей смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ).

Наличие высокопроизводительного оборудования, совершенного режущего инструмента не обеспечивают изготовление изделия с высокой эффективностью, если их работа осуществляется на режимах,



Особое значение при расчете режимов резания имеет зависимость между стойкостью режущего инструмента, скоростью резания (V), подачей (s) и глубиной резания (t), а также геометрическими параметрами режущего инструмента. Согласно рекомендациям фирм, выпускающих твердосплавные пласти-

2. Выбираем сплав твердосплавной пластины, согласно рекомендации фирмы производителя, учитывая предел прочности и твердость (по Бринеллю) обрабатываемого материала (табл. 1).

Empfohlene ANWENDUNGSGEBIETE unserer Hartmetallsorten (Recommended APPLICATION AREAS for our carbide grades)									
Zugfestigkeit der Materialien in [N/mm ²] (Tensile strength of materials)									
←	500	600	700	800	900	1000	1100	1200	→
	R635								
	LCM35P								
	BCM30P					NEW			
	BCM25P					NEW			
	LC228E								
	LCP15P								
	LC218E								
←	140	170	200	225	250	280	310	340	→
Materialhärte in Brinell [HB] (Material hardness in Brinell)									

Диаметр прутка, мм	Марка стали, DIN	Содержание углерода, %	Твердость HB	Предел прочности, МПа	Пластина	Материал пластины
80	42CrMo4	0,36–0,44	240	850	LNGF2010-BML	LCPI5P, LC218

Определение оптимальных режимов резания прутка производили на одинаковой подаче 13 мм/об и разных скоростях резания V_c в диапазоне 90–130 м/мин двумя комплектами твердосплавных пластин, различных по составу сплава. Основным критерием отбора пластин для дальнейшего использования на

производстве была производительность и стойкость режущей кромки твердосплавной пластины с получением диаметра проточенного прутка в допуске h9. Результаты испытания приведены в табл. 3.

Режимы резания определяем по формулам:

скорость резания:

$$V_c = \frac{d}{1000} n \pi,$$

где d – диаметр прутка, мм; n – число оборотов шпинделя, об/мин; V_c – скорость резания, м/мин; обороты шпинделя:

$$n = \frac{1000 V_c}{d \pi};$$

скорость подачи:

$$V_f = f n,$$

где f – подача на оборот.

Объем удаляемой стружки:

$$Q = t f V_c,$$

где t – глубина реза.

Стойкость одной грани пластины:

$$T_n = \frac{N l}{4 V_f},$$

где N – количество обработанных прутков в допуске h9; l – длина заготовки; V_f – скорость подачи.

Т а б л и ц а 3. Точение прутка диаметром 80, сталь 42CrMo4 на агрегате бесцентрового точения PUR 100 при разной скорости резания

Номер	Материал твердосплавной пластины LNGF2010-BML	Скорость резания V_c , м/мин	Подача f , мм/об	Обороты шпинделя n , об/мин	Скорость подачи V_f , м/мин	Пруток, проточенный в допуске h9, N , ед.	Стойкость одной грани пластины T_n , мин	Объем удаляемой стружки Q , см ³ /мин	Примечание
1	LCP15P	90	13	358	4,7	112	47,6	1,17	Стружка сливная. Пластины изношены
2	LC218	90	13	358	4,7	98	41,7	1,17	Стружка сливная. Пластины изношены
3	LCP15P	100	13	398	5,2	123	47,3	1,3	Стружка сливная. Пластины изношены
4	LC218	100	13	398	5,2	119	45,7	1,3	Стружка сливная. Три пластины изношены
5	LCP15P	110	13	438	5,7	138	48,4	1,43	Стружка сливная и сегментная. Пластины изношены
6	LC218	110	13	438	5,7	140	49,1	1,43	Стружка сливная и сегментная. Пластины изношены
7	LCP15P	120	13	478	6,2	164	52,9	1,56	Стружка сегментная. Одна пластина изношена
8	LC218	120	13	478	6,2	145	46,7	1,56	Стружка сегментная. Пластины изношены
9	LCP15P	130	13	518	6,7	125	40,3	1,69	Стружка сегментная. Пластины изношены
10	LC218	130	13	518	6,7	118	40,6	1,69	Стружка сегментная. Пластины изношены

Из табл. 3 видно, что полученный результат № 7 является целесообразным для дальнейшего применения на производстве, так как при данном режиме проточили наибольшее количество заготовок в сочетании с хорошей стойкостью пластины. Для определения оптимального режима была изменена подача (табл. 4).

Таблица 4. Точение прутка диаметром 80 мм, сталь 42CrMo4 на агрегате бесцентрового точения PUR 100 при одинаковой скорости резания и разной подаче

Номер	Материал твердосплавной пластины LNGF2010-BML	Скорость резания V_c , м/мин	Подача f , мм/об	Обороты шпинделя n , об/мин	Скорость подачи V_f , м/мин	Пруток, проточенный в допуске h9, N , ед.	Стойкость одной грани пластины, T_n , мин	Объем удаляемой стружки Q , см ³ /мин	Примечание
1	LCP15P	120	12	478	5,7	170	59,6	1,44	Стружка сегментная. Пластины изношены
2	LC218	120	12	478	5,7	154	54,0	1,44	Стружка сегментная. Три пластины изношены
3	LCP15P	120	14	478	6,7	123	36,7	1,96	Стружка сегментная. Пластины изношены
4	LC218	120	14	478	6,7	119	35,5	1,96	Стружка сегментная. Пластины изношены

Анализируя полученные результаты (табл. 3, 4), можно сделать вывод, что при обработке круга диаметром 80 мм, сталь 42CrMo4 наиболее оптимальным является режим № 7 (см. табл. 3) с использованием твердосплавных пластин LNGF2010-BML из сплава LCP15P. Стойкость кромки твердосплавной пластины на данном режиме удовлетворительная, при этом отсутствует налипание металла на пластину. Шероховатость поверхности обработанной заготовки находится в пределах 4–5-го класса.

Выводы

При обработке прутка на агрегате бесцентрового точения необходимо учитывать множество факторов, влияющих на процесс резания, такие, как подача, скорость резания, марка обрабатываемого материала и т. п. Все эти факторы значительно сказываются на производительности процесса обработки, стойкости режущего инструмента, качестве обрабатываемой поверхности и т. д.

Проведенная работа показала, что для обработки прутка диаметром 80 мм, сталь 42CrMo4 оптимальный режим будет при скорости резания $V_c = 120$ м/мин и подаче – 13 мм/об, что дает наибольшую производительность.

В дальнейшем будет проводиться работа по определению режимов резания для легированных сталей, таких, как 15X2ГМФ, 40XH2МА.



УДК 669.84.244

Поступила 09.02.2018

СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ АРМАТУРЫ

Т. А. АХМЕТОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: metiz.to@bmz.gomel.by,
В. А. ХАРИТОНОВ, АО «НИЦ «Строительство». E-mail: victor_har@mail.ru,
Ю. И. КОЗЫРЕВА, А. В. МАЗАНИК, Л. В. ЛОКТИОНОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: zamk.stpc3@bmz.gomel.by

В статье рассмотрены вопросы использования устройства для снятия напряжений при производстве холоднодеформированной арматуры диаметром 10 мм, которое позволяет повысить ее пластические характеристики. Пластичность или деформативность является комплексной характеристикой арматуры, которая напрямую влияет на безопасность зданий и сооружений.

С точки зрения современного понимания работы арматуры в железобетоне в качестве характеристик пластичности используют два показателя: отношение временного сопротивления разрыву к пределу текучести и полное относительное удлинение при максимальной нагрузке – отношение предела прочности к пределу текучести.

Традиционные технологии позволяют стабильно получать холоднодеформированную арматуру только класса пластичности «А». Применение специальных видов профиля и «нетрадиционных» устройств снятия напряжения потенциально позволит освоить производство холоднодеформированной арматуры класса пластичности «В».

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

METHODS OF INCREASING THE PLASTIC PROPERTIES OF COLD-WORKED REINFORCEMENT

Т. А. AKHMETOV, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin City, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: metiz.to@bmz.gomel.by,
V. A. KHARITONOV, JSC «Research and Development Center «Construction». E-mail: victor_har@mail.ru,
Yu. I. KOZYREVA, A. V. MAZANIK, L. V. LOKTIONOVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin City, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: zamk.stpc3@bmz.gomel.by

The article discusses the use of a device for stress relieving in the manufacture of cold-shaped reinforcement armature with a diameter of 10 mm, which makes it possible to increase its plastic characteristics. Ductility or deformability is a complex characteristic of the reinforcement, which directly affects the safety of buildings and structures.

From modern understanding point of view of the operation of reinforcement in reinforced concrete two characteristics are used for the ductility characteristics: the ratio of the time resistance to rupture to the yield point and the total relative elongation at maximum load ratio of tensile strength to yield strength

Traditional technologies allow to produce stable cold-formed reinforcement armature only of the ductility class «A». Application of special types of profile and «non-traditional» relief devices potentially will allow the production of cold-worked reinforcement armature of class of ductility «B».

Keywords. Cold-shaped reinforcement, reinforcing steel, ductility, energy potential.

Холоднодеформированная арматура класса 500 МПа обладает комплексом качественных характеристик, позволяющей ей оставаться на строительном рынке востребованным армирующим материалом для ненапрягаемых железобетонных конструкций. При этом низкие пластические свойства холоднодеформированной арматуры, которые обусловлены технологическими режимами, накладывают определенные ограничения на ее применение.

Пластичность или деформативность является комплексной характеристикой арматуры, которая напрямую влияет на безопасность зданий и сооружений. С точки зрения современного понимания работы

арматуры в железобетоне в качестве характеристик пластичности используют два показателя: отношение временного сопротивления разрыву к пределу текучести ($\sigma_B/\sigma_{0,2}$) и полное относительное удлинение при максимальной нагрузке (A_{gr}). Именно по данным показателям в большинстве европейских стран нормируются классы пластичности арматуры: от арматуры с обычной пластичностью до сейсмостойкой арматуры* (табл. 1) [1].

Таблица 1. Классификация арматуры по пластическим характеристикам

Класс пластичности арматуры	500A	500B	500C
Условный предел текучести, МПа	500		
Полное относительное удлинение, %	$\geq 2,5^*$	$\geq 5,0^*$	$\geq 7,5^*$
Отношение предела прочности к пределу текучести	$\geq 1,05^*$	$\geq 1,08^*$	$\geq 1,15^*$ $\leq 1,35^*$

* Требования в правленном состоянии (для прутков).

Традиционные технологии позволяют стабильно получать холоднодеформированную арматуру только класса пластичности «А». Для повышения пластичности арматуры в работе [2] был использован блок снятия напряжений, который показал возможность повышения показателя отношения временного сопротивления разрыву к пределу текучести до класса пластичности «В». Испытания данного устройства проводили при изготовлении холоднодеформированной арматуры диаметром 8,0 мм.

Для продолжения работы было изготовлено устройство снятия напряжений для холоднодеформированной арматуры диаметром 10,0 мм. Нанесение профиля на катанку проводили по действующей технологии в 6-роликовой неприводной прокатной клети. Удаление окалина осуществляли в роликовом окалиноломателе. Испытания арматуры выполняли на разрывной машине BT1-FR250SN. A4K фирмы ZWICK (Германия) по стандартам ISO 15630-1:2010, ISO 6892-1:2009. Перед испытанием арматуру подвергали искусственному старению при температуре 100 °С в течение 1 ч. Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке определяли ручным способом. Результаты испытаний арматуры приведены в табл. 2.

Таблица 2. Среднестатистические результаты испытаний арматуры диаметром 10,0 мм

Технологический режим	Количество испытаний	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$	A_{gr} , %
С блоком для снятия напряжений	157	600	551	1,088	4,7
Стандартная технология	132	591	549	1,078	4,8
Требования (в неправленном состоянии)	Класс А		≥ 525	$\geq 1,06$	$\geq 3,2$
	Класс В		≥ 525	$\geq 1,09$	$\geq 5,9$

Анализ результатов испытаний показывает, что использование блока снятия напряжений позволяет существенно повысить показатель $\sigma_B/\sigma_{0,2}$, величина которого приближается к классу пластичности «В». Взаимосвязи технологического режима и полного относительного удлинения не выявлено. Дальнейший анализ изменений физико-механических свойств и напряженного состояния арматуры в устройстве снятия напряжений планируется проводить с помощью методов математического моделирования.

Повышение показателя $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ и получение необходимой величины полного относительного удлинения возможно за счет изменения геометрических параметров арматуры, так как существующий трехсторонний периодический профиль не позволяет вести холодную прокатку с обжатиями менее 15–18%. Это обусловлено необходимостью получения геометрических параметров, обеспечивающих нужную анкерровку арматуры в бетоне.

Для решения данной проблемы предлагается использовать четырехсторонний периодический профиль (см. рисунок)**.

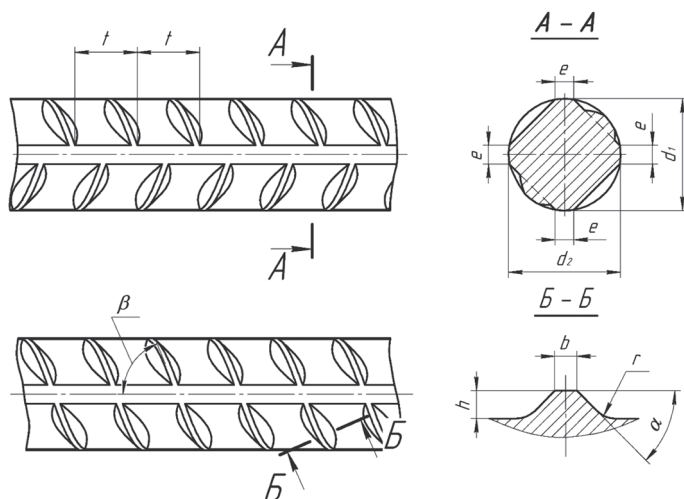
Согласно формуле:

$$S_{r4} = 0,5S_{r2}, S_{r4} = \frac{1}{3}S_{r3},$$

где S_{r2} , S_{r3} и S_{r4} – значения площади проекции ребра на плоскость, перпендикулярную продольной оси стержня. Формообразование четырехстороннего периодического профиля позволяет снизить удель-

* EN 1992-1-1:2004 (Еврокод 2); DIN 488-1:2009-08; ONORM B 4707-2014.

** СТО 36554501-053-2017. Холоднодеформированная арматура Вр500 для армирования бетона и кладки.



Арматура четырехстороннего периодического профиля

ные обжатия на один валок в сравнении с двух- и трехсторонним профилем.

Из формулы видно, что при одном и том же значении f_r относительная деформация на один валок для четырехстороннего профиля меньше, чем для двух- и трехстороннего профилей в 2,0 и 1,3 раза соответственно. Это позволит не только повысить конечные пластические свойства готовой арматуры, что очень важно для применяемой технологии холодного упрочнения, но и уменьшить износ рабочего инструмента за счет снижения удельного давления на его рабочую поверхность.

Симметричное по двум взаимно перпендикулярным осям обжатие уменьшает долю металла, идущего в уширение при формообразовании в калибре при нанесении профиля, что повыша-

ет точность готового профиля по овальности без дополнительного подготовительного прохода и позволяет прогнозировать использование для нанесения профиля круглого сечения. Это может существенно упростить технологический процесс и снизить дополнительные затраты на инструмент и оборудование.

Для сохранения позиций, достигнутых холоднодеформированной арматурой на строительном рынке, необходимо увеличивать область ее применения. Это может быть достигнуто только применением дополнительных устройств, позволяющих повысить пластические свойства. Применение специальных видов профиля также даст возможность повысить пластические свойства холоднодеформированной арматуры. Объединения данных направлений позволят освоить холоднодеформированную арматуру класса пластичности «В».

ЛИТЕРАТУРА

1. Ахметов Т. А., Радькова И. Н., Локтионова Л. В. Современные тенденции в развитии технологии производства холоднодеформированной арматурной стали // Литье и металлургия. 2014. № 2. С. 65–67.
2. Ахметов Т. А., Бобарикин Ю. Л., Чикишев Я. В., Старков Н. В., Локтионова Л. В., Радькова И. Н. Применение устройства для повышения пластических свойств холоднодеформированной арматуры // Литье и металлургия. 2016. № 2. С. 64–68.

REFERENCES

1. Akhmetov T. A., Radkova I. N., Loktionova L. V. Sovremennyye tendentsii v razvitii tehnologii proizvodstva choldnodeformirovannoy armaturnoy stali [Current trends in the development of the technology of production of cold-worked reinforcing steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 2, pp. 65–67.
2. Akhmetov T. A., Bobarikin Yu. L., Chikishev Ya. V., Starkov N. V., Loktionova L. V., Radkova I. N. Primenenie ustroystva dlya povysheniya plasticheskikh svoystv holodnodeformirovannoy armatury [Use of the device to increase the plastic properties of cold-worked reinforcement]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 2, pp. 64–68.



Поступила 02.02.2018

БЕЛОРУССКОМУ МЕТАЛЛОКОРДУ – 30 ЛЕТ

Е. В. ШАМАНОВСКАЯ, Е. В. РАГОЗИК, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: ztech.plus@bmz.gomel.by

В статье излагается история становления и развития производства металлокорда в Беларуси. Рассмотрены основные пути, по которым прошел Белорусский металлургический завод от выпуска первой тонны металлокорда до выхода на производственные мощности, в 2 раза превышающие проектные. Много внимания уделено структуре метизного производства, в рамках которого изготавливается визитная карточка завода, людям, которые непосредственно участвовали и участвуют в процессе. Приведена география поставок металлокорда и основным клиентам-потребителям, которые используют данную продукцию при производстве шин. На основании изменения требований автомобильной промышленности прослеживается взаимосвязь изменения свойств металлокорда с момента создания до настоящего времени.

Ключевые слова. Металлокорд, конструкция металлокорда, пуск, бортовая проволока, качество, конкурентоспособность, проектная мощность, объемы производства.

30 YEARS ANNIVERSARY OF BELARUSSIAN METALCORD

E. V. SHAMANOVSKAYA, E. V. RAGOZIN, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin City, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: ztech.plus@bmz.gomel.by

The article describes the history of the formation and development of metal cord production in Belarus. The main ways of the Belarusian metallurgical works had followed from the production of the first tons of steel wire cord, before reaching the production capacity, twofold of the design capacity. The authors paid a lot of attention to the structure of hardware production, which is the visiting card of the plant today, to people who directly participated and promote the process of new products manufacture. Particular attention in the article is devoted to the geography of deliveries of metal cord and the main customers – consumers who use this product in the production of tires. The changes in the properties of the steel wire cord from the moment of first manufacture to the present time is traced, based on permanent changes of the requirements of the automotive industry.

Keywords. Metal cord, metal cord construction, start-up, side wire, quality, competitiveness, design capacity, production volumes.

Белорусский металлокорд берет свое начало с момента подписания контракта на проектирование, сооружение и пуск в эксплуатацию на условиях «под ключ» второй очереди Белорусского металлургического завода. Контракт был подписан 23 января 1985 г. Эта дата исторического решения для нашей страны – БЕЛОРУССКОМУ МЕТАЛЛОКОРДУ – БЫТЬ.

Согласно контракту, со стороны покупателя выступало Всесоюзное объединение «Металлургимпорт» (г. Москва, СССР), со стороны заказчика – «Белорусский металлургический завод» (г. Жлобин, БССР), главного подрядчика – фирма «Фест-Альпине АГ» (г. Линц, Австрия), а со стороны номинированного субпоставщика – «Даниели и КО» (г. Буттрио, Италия).

Строительство второй очереди началось 8 июня 1985 г. Новое производство предполагало выпуск очень востребованной продукции – металлокорда. Главными ее потребителями на первых этапах развития были объединение «Бобруйскшина», Белоцерковский, Ярославский, Днепропетровский шинные комбинаты.

Проектная мощность нового производства составила 25 тыс. т металлокорда и 10 тыс. т бортовой проволоки.

Одна из сложностей возводимого комплекса состояла в том, что производительность труда на одного работающего была заложена в 4–5 раз выше, чем на отечественных заводах. Поэтому для достижения такой производительности кадры ИТР должны были иметь не менее, чем пятилетний опыт работы по специальности, а квалифицированные рабочие должны были иметь специальное образование и не менее чем трехлетний стаж на соответствующем рабочем месте. В связи с тем что в г. Жлобине и Белорусской



С. В. Колпаков (в центре) и г-н Р. Штрайхер (справа) перерезают ленточку в электросталеплавильном цехе № 2



Момент подписания акта сдачи-приемки. Слева на право: М. Г. Тихоновский, г-н О-М. Пюрингер, г-жа Ч. Даниели

СССР отсутствовало подобное производство и с родственных предприятий Минчермета СССР не было возможности получить более 10% требуемой численности квалифицированных кадров, основную массу трудящихся набирали вновь и обучали на родственных предприятиях. Согласно приказу Министерства черной металлургии СССР № 620 от 12.05.1986 г., были переведены на Белорусский металлургический завод квалифицированные ИТР и рабочие с Магнитогорского, Нижнетагильского, Кузнецкого, Череповецкого, Западно-Сибирского, Белорецкого, Карагандинского и Челябинского металлургических комбинатов, Златоустовского и Днепропетровского металлургических заводов, а также Орловского сталеπροкатного, Волгоградского и Харцызского сталеπροволочно-канатных и Магнитогорского калибровочного заводов. А нам же предстояло добрать, разместить и обучить для кордового производства кадры за счет набора выпускников средних школ г. Жлобина, демобилизованных воинов, выпускников высших учебных заведений, местного населения и трудящихся из соседних районов республики. Более 1700 из них нужно было обучить в техучилищах и цехах родственных предприятий Минчермета в течение 1986–1987 гг.

Хочется вернуться к событиям 30-летней давности.

21 ноября 1987 г. – знаменательная дата для ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», для г. Жлобина, области и нашей страны. В этот день в зале заседаний заводоуправления состоялась встреча представителей стран, участвовавших в строительстве производства металлокорда с руководством республики, области, города, завода. Затем все присутствующие зарубежные гости, руководители и работники предприятия направились к главному входу в электросталеплавильный цех № 2. Здесь под аплодисменты присутствующих министр черной металлургии СССР С. К. Колпаков и министр промышленности и транспорта Австрии Р. Штрайхер перерезали красную ленточку.

После этого зарубежные делегации, гости прошли по всей производственной цепочке и на адьюстаже стана 850 состоялся торжественный митинг с подписанием акта.

Для всех присутствующих был организован праздничный концерт.

У входа в цех металлокорда красную ленточку разрезали С. В. Колпаков и министр государственной функции Италии г-н Д. Сантуц.



Символический ключ от второй очереди БМЗ в руках у М. Г. Тихоновского

Торжественный митинг, посвященный пуску производства металлокорда, открыл первый заместитель председателя Гомельского облисполкома В. К. Левчик. Затем состоялось подписание совместного акта сдачи-приемки в эксплуатацию второй очереди Белорусского металлургического завода. С советской стороны официальный документ подписали и. о. генерального директора «Металлургимпорт» А. В. Твердохлебов и директор БМЗ М. Г. Тихоновский, с австрийской – директор концерна «Фест-Альпине» г-н О-М. Пюрингер, с итальянской – г-жа Ч. Даниели.

Под бурные аплодисменты собравшихся представители Австрии вручили директору БМЗ символический ключ от комплекса металлокорда.



Они пускали в эксплуатацию СтПЦ-1: слева на право: мастер В. А. Бондаренко, заместитель начальника цеха В. А. Фе-клистов, мастер Н. И. Савинова, иностранный специалист, начальник цеха В. К. Валавин, иностранный специалист

рованы установка для внепечной обработки стали, третья машина непрерывного литья заготовки, построен прокатный стан 850 и другие объекты.

В ноябре 1987 г. цехом было произведено 240 т металлокорда и 16 т бортовой проволоки.

Освоение технологического процесса производства, согласно контракту с фирмой «PIRELLI», производилось для конструкций металлокорда, имеющих диаметр тонкой проволоки от 0,15 до 0,265 мм из стали марки 70К и бортовой латунированной проволоки диаметром 1,0 мм. В то время уже был создан работоспособный коллектив единомышленников, способный решать самые сложные задачи. Каждый работник обладал чувством ответственности за свое дело, за правильную эксплуатацию оборудования и его сохранность.

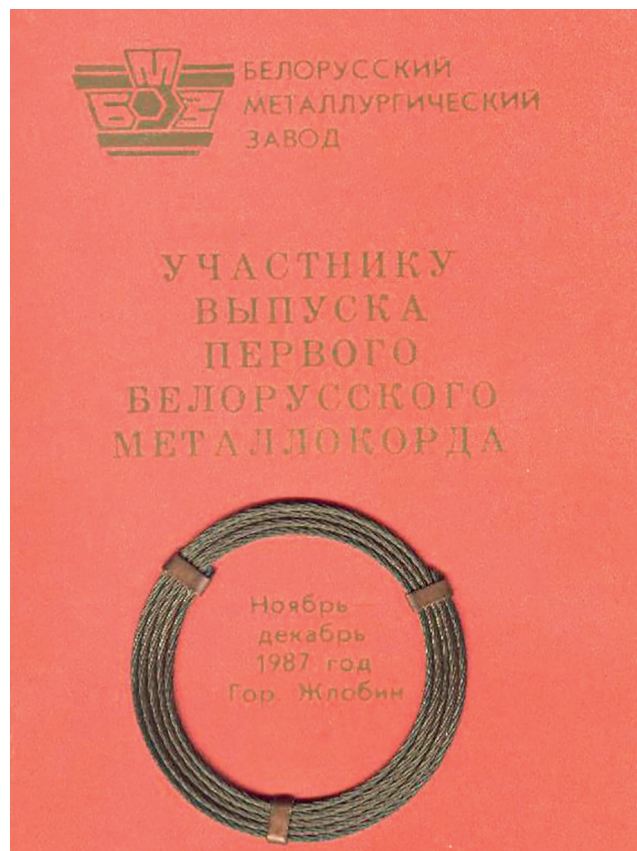


Участница церемонии пуска цеха, машинист по навивке канатов 4-го разряда Юлия Абашкина демонстрирует изготовление прядей 4х0,22

21 ноября 1987 г. была выпущена первая партия белорусского металлокорда. Фактически этот день и является Днем Рождения белорусского металлокорда. Изделия по своей красоте и блеску напоминающие золотые нити и ставшие для завода визитной карточкой.

Новое предприятие не имело аналогов в мировой практике по технологическим решениям и средствам управления. Автоматизирован весь технологический цикл от запуска в производство катанки из особо чистой стали до свивки латунированной проволоки в металлокорд. Часть оборудования впервые была опробована на БМЗ, что определило дальнейший прогресс в области производства металлокорда и проволоки для рукавов высокого давления.

Для получения белорусского металлокорда была реконструирована одна из электропечей действующего завода под эркерный выпуск стали. Смонти-



Памятный сувенир участнику выпуска первого белорусского металлокорда



Директору БМЗ Ю. В. Феокистову (в центре) вручается символический ключ от третьей очереди Белорусского металлургического завода



Момент подписания акта сдачи-приемки в эксплуатацию третьей очереди БМЗ

После успешного пуска в эксплуатацию нового комплекса к концу 1988 г. коллектив завода отчитался о достижении запланированных показателей по выходу на проектные мощности.

Далее последовало расширение производства металлокорда с последующим вводом в гарантийную эксплуатацию комплекса по производству металлокорда № 2 – третьей очереди БМЗ, состоявшееся 1 марта 1991 г. (контракт на проектирование, строительство и пуск в эксплуатацию на условиях «под ключ» третьей очереди БМЗ подписан 27 июля 1988 г.). Таким образом, проектные мощности БМЗ для металлокорда составили 50 тыс. т, для бортовой проволоки – 10 тыс. т и для проволоки РМЛ – 10 тыс. т.

По уровню автоматизации и оснащенности оборудованием сталепроволочный цех № 2 с производством металлокорда является одним из самых современных производств подобного типа в мире.

В современных условиях перехода к рыночной экономике все более возрастает необходимость ориентации предприятия на повышение качества и конкурентоспособности выпускаемой продукции. В отличие от продукции металлургического производства металлокорд не сертифицируется независимыми сертификационными организациями. Круг потребителей этой продукции весьма ограничен и у каждого из них свои специфические требования, ведь от качества автомобильных шин зависит безопасность эксплуатации автомобиля, здоровье и жизнь людей. В 1993 г. с целью активации работы по качеству ВПЕРВЫЕ на БМЗ и в отечественной практике на базе СтПЦ-2 была разработана «Система гарантии качества», которая получила дальнейшее развитие в масштабах всего завода. Во главе разработки и освоения системы гарантии качества стояла Валентина Сергеевна Гаранина. Благодаря высочайшему качеству продукция метизного производства утвердилась на международном рынке. Постоянный поиск возможностей усовершенствования технических и технологических характеристик продукции, сплоченная работа всего коллектива позволили двум цехам по производству металлокорда не только преодолеть кризисную ситуацию начала 90-х годов, но и к началу нового столетия выйти на проектную мощность.



Пуск СтПЦ-3. Красную ленточку разрезали технический директор – главный инженер Белорусского металлургического завода Э. В. Иванов (справа) и начальник цеха В. А. Феклистов

С 1992 г. завод приступил к первым экспортным поставкам металлокорда в страны дальнего зарубежья. Отгружены первые партии высокопрочного металлокорда конструкции 2х0,30 НТ на фирму «CONTINENTAL» (Австрия), металлокорда конструкции 2 + 2х0,25 на фирму «GOODYEAR» (Люксембург), фирму «PIRELLI» (Германия). С 1998 г. первые экспортные поставки проволоки РМЛ осуществлялись на завод MANULI (Италия), а с 1999 г. начались поставки на американский рынок.

С 1992 г. завод приступил к первым экспортным поставкам металлокорда в страны дальнего зарубежья. Отгружены первые партии высокопрочного металлокорда конструкции 2х0,30 НТ на фирму «CONTINENTAL» (Австрия), металлокорда конструкции 2 + 2х0,25 на фирму «GOODYEAR» (Люксембург), фирму «PIRELLI» (Германия). С 1998 г. первые экспортные поставки проволоки РМЛ осуществлялись на завод MANULI (Италия), а с 1999 г. начались поставки на американский рынок.

30 октября 2000 г. состоялся пуск в эксплуатацию сталепроволочного цеха № 3. Цех, используя заводскую катанку (заготовку), производит прово-

локу различных диаметров и назначений: пружинную, арматурную, гвоздевую, общего назначения. Проектная мощность цеха на период пуска составляла 28 тыс. т в год.

Результатом опытных и исследовательских работ по переработке отходов проволочного производства с целью снижения издержек и получения дополнительной прибыли стала организация в 2008 г. на базе СтПЦ-3 участка по производству нового вида продукции – проволочной фибры, которая используется в качестве армирующего материала в строительной отрасли с проектной мощностью 5 тыс. т в год. Цех № 3 также задействуется в производстве металлокорда при изготовлении холодноотянутой проволоки-заготовки.

Стабилизация и улучшение экономической ситуации в странах СНГ и Европе в начале 2000-х годов обусловили подъем шинной промышленности и соответственно вызвали повышение спроса на армирующие материалы для шин. Образовавшийся дефицит металлокорда, а также то, что существующие производственные мощности практически достигли максимального предела объемов производства поставил в целом перед БМЗ задачу проведения полномасштабной реконструкции производства металлокорда. Стратегия проведения реконструкции проходила в два этапа и включала в себя модернизацию существующего оборудования для увеличения его производительности; закупку оборудования нового поколения для производства перспективных видов продукции с минимальными издержками.

Осуществление этих направлений реконструкции происходило с учетом программы внедрения высокотехнологичных конструкций металлокорда.

За прошедшие 30 лет, начиная с момента пуска второй очереди Белорусского металлургического завода, метизное производство претерпело многочисленные этапы реконструкций и модернизаций производства, что позволило увеличить производительность оборудования и сортамент выпускаемой продукции.

Результаты работы метизного производства за 2016 год (таблица) наглядно отражают уровень развития метизного производства на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

Таблица

Тип продукции	Проектные мощности, тыс. т	Фактические объемы производства за 2016 г., тыс. т
Металлокорд	50	90,2
Проволока бортовая	10	41,8
Проволока РМЛ	10	31,3
Проволока прочего назначения, в том числе фибра стальная	33	207,7

Рост объема производства показан на рис. 1, а динамика изменения объемов производства по основным видам продукции (металлокорду, бортовой бронзированной проволоке и проволоке для рукавов высокого давления, прочей стальной проволоке) – на рис. 2. На рис. 3 приведена структура поставок метизной продукции по регионам в 2017 г.

В настоящее время отгрузки на дальнее зарубежье составляют по металлокорду – 57%, по бортовой бронзированной проволоке – 39%, по проволоке РМЛ – 92%. Отметим, что за последние три года к таким ведущим производителям шин, которые постоянно используют металлокорд БМЗ, как CONTINENTAL, MICHELIN, GOODYEAR, PIRELLI, NOKIAN, добавились компании BRIDGESTONE и YOKOHAMA. За историю внешних поставок продукция метизного производства БМЗ поставляется на четыре материка: Евразию, Африку, Северную и Южную Америку. Только по итогам первого полугодия 2017 г. метал-

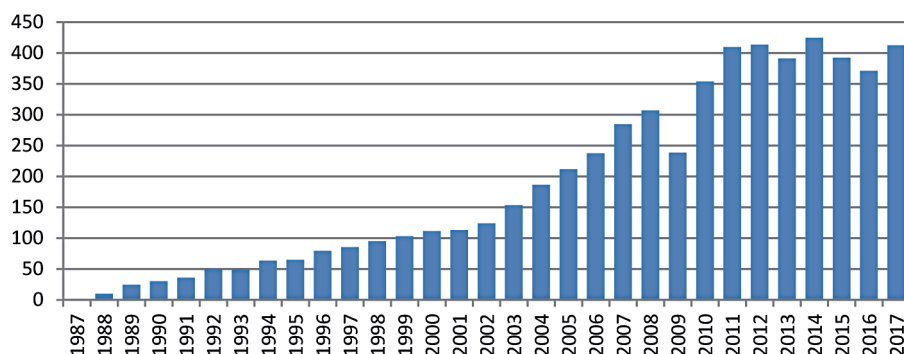


Рис. 1. Динамика объемов производства метизной продукции, тыс. т (2017 год – плановое значение)

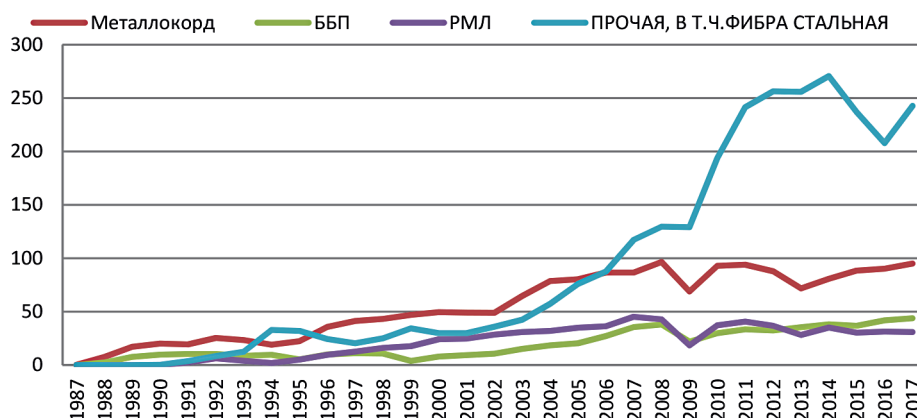


Рис. 2. Изменение производства основных видов метизной продукции по годам, тыс. т (2017 год – плановое значение)

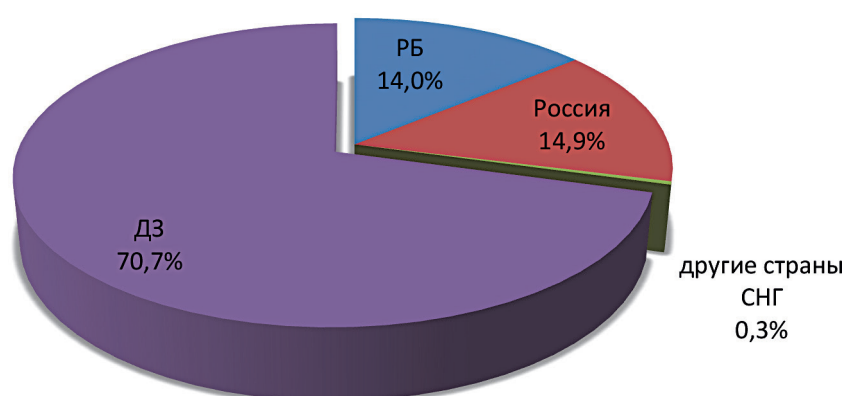


Рис. 3. Структура поставок метизной продукции в 2017 г.

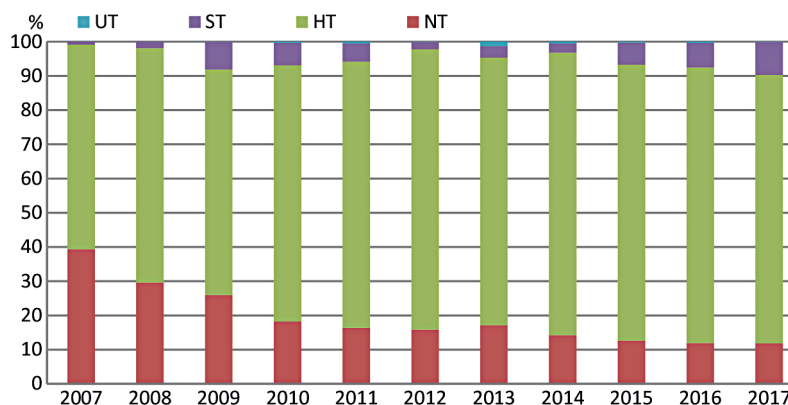


Рис. 4. Динамика изменения производства металлокорда по группам прочности: NT – нормальная прочность, HT – высокая прочность, ST – супервысокая прочность, UT – ультравысокая прочность

локорд и проволока БМЗ отгружались в 30 стран, в числе которых Россия, Германия, Польша, Румыния, Италия, Чехия, Турция, Сербия, США, Словакия, Франция, Испания, Австрия, Украина, Люксембург, Мексика, Эквадор, Индия, Бразилия, Македония, Словения, Египет, Сингапур, Венгрия, Нидерланды, Япония, Финляндия, Грузия.

30-летний опыт работы в области производства металлокорда позволил заводу изучить передовые тенденции развития металлокордового и шинного производств и превратиться из простого производителя металлокорда «под заказ» в активного разработчика принципиально новых видов выпускаемого металлокорда для каркасных и брекерных слоев конструкции шин.

Так как основным армирующим материалом шины является металлокорд, то производители шин постоянно стремятся сократить его количество в шине. Единственным путем уменьшения удельного расхода металлокорда в шине при сохранении или даже увеличении ее прочностных характеристик является повышение прочностных свойств металлокорда. В последние годы наблюдается явно выраженный

рост потребления высоко-, сверхвысоко- и ультрапрочных конструкций металлокорда. В 2007 г. от европейских шинных заводов поступили первые заказы на ультравысокопрочный металлокорд. С 2010 г. освоено серийное производство металлокорда данной категории прочности.

Представленные на рис. 4 данные показывают правильность выбранной стратегии развития производства металлокорда (перехода от менее прочных к более прочным типам металлокорда).

Сегодня в метизном производстве осваиваются новые сверх- и ультравысокопрочные конструкции металлокорда, новые конструкции для грузовых шин, конструкции для производства крупногабаритных и сверхгабаритных шин, которые успешно эксплуатируются в рудных карьерах.

После пуска комплекса металлокорда контрактом предусматривался выпуск восьми типов металлокорда обычной прочности. На текущий момент в метизном производстве ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» освоено более 100 типов металлокорда, 20 типоразмеров бортовой бронзированной проволоки и более 40 типоразмеров проволоки для рукавов высокого давления. Также освоен выпуск пружинной проволоки, омедненной сварочной проволоки, проволоки для гвоздей, проволоки для скоб и сеток, проволоки арматурной, общего назначения, фибры стальной и т. д.

Совместно с ведущими мировыми шинными заводами проведен целый комплекс работ, в результате которого продемонстрированы их преимущества в техническом плане, прежде всего:

- снижение массы армирующих материалов в шине и, как следствие, снижение массы самих шин;
- рост сопротивления коррозии при эксплуатации;
- снижение сопротивления шин качению.

Вопросам защиты окружающей среды, снижения вредных выбросов, утилизации отходов и вторичного вовлечения их в производство, а также улучшению условий труда и жизни трудящихся в цехе уделяется повышенное внимание. С этой целью внедрены проекты по реконструкции участка водоподготовки, установки регенерации серной кислоты, обеспечивающие переработку и вторичное использование ресурсов, образуя замкнутый цикл производства без образования вредных выбросов.

В настоящее время ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» является одним из крупнейших производителей кордовой продукции на европейском континенте и успешно конкурирует с такими мировыми лидерами в области производства армирующих материалов для шин и резинотехнической промышленности, как «Bekaert», «Arcelor», «Sodetal», «Kiswire».

Сегодня метизное производство ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» представлено пятью цехами: тремя основными (СтПЦ-1, СтПЦ-2, СтПЦ-3) и двумя вспомогательными (ЦТиВ – цех по обеспечению основного производства волочильным инструментом, тарой и технологической оснасткой и ЦРОМЦ – цех обеспечивает ремонт и бесперебойную работу технологического оборудования основных метизных цехов). Главный потенциал любого производства – это его коллектив. В настоящее время в метизном производстве трудится более 3300 человек, внося свой посильный вклад в общее дело. Это одно из самых молодых подразделений завода и молодежи здесь уделяется особое внимание. Одним из основных направлений является участие молодых специалистов в научной работе, в разработке новых технологий, развитие творческой активности, интеллектуального потенциала. Особое внимание уделяется наставничеству молодежи. Ветераны предприятия охотно передают опыт молодому поколению, которое в свою очередь с уважением перенимает опыт старших коллег. За 30 лет работы цеха появились свои белорусские династии металлургов.

Работа коллектива метизного производства – это постоянное совершенствование технологического процесса с целью улучшения качественных характеристик нашей продукции, а также безусловное выполнение всех требований и ожиданий потребителей в сочетании с конкурентоспособностью цен, своевременностью и полнотой сервиса. На сегодняшний день перед коллективом цеха поставлены конкретные цели и задачи. Основные направления – снижение издержек и затрат при производстве продукции.

Наш стиль – это устремление в будущее. Мы уверены, что сплоченная работа всего коллектива позволит метизному производству ОАО «Белорусский металлургический завод» всегда оставаться в числе лидирующих производителей армирующих материалов резинотехнической промышленности как в СНГ, так и за рубежом.



УДК 620.173.2:669.15-194

Поступила 22.02.2018

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

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

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

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

На основании математического и физико-химического моделирования изучено влияние легирующих элементов (хром, молибден, ванадий) на формирование механических свойств стали. Определены интервалы содержания легирующих элементов, обеспечивающие выполнение требуемых норм. Построены зависимости изменения механических свойств легированного проката от показателя структурного состояния d .

Ключевые слова. *Легированная сталь, механические свойства, статистика, хром, молибден, ванадий, предел прочности, относительное удлинение.*

THE IMPACT OF CHEMICAL COMPOSITION ON MECHANICAL PROPERTIES OF THE ALLOYED STEEL

V. A. LUTSENKO, T. N. GOLUBENKO, O. V. LUTSENKO, A. S. KOZACHEK, Ferosus Metal Institute named after Z. I. Nekrasov of National Academy of Science of Ukraine, Dnepr City, Ukraine, 1, Starodubov area.

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

N. A. GLAZUNOVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin City, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.

Based on mathematical and physicochemical modeling a studied the effect of alloying elements (chromium, molybdenum, vanadium) in the formation of the mechanical properties of steel. The intervals of the content of alloying elements that ensure the fulfillment of the required norms are determined. Dependences of the change in the mechanical properties of doped rolled steel from the index of the structural state d are constructed.

Keywords. *Alloyed steel, mechanical properties, statistic, chrome, molybdenum, vanadium, ultimate strength, percent elongation.*

Современное машиностроение предъявляет все более высокие требования к эксплуатационным свойствам материалов. Применяя различные технологические схемы термической обработки легированного проката, можно изменять прочностные свойства путем воздействия на процессы структурообразования. Механические и эксплуатационные свойства металла определяются структурой металла, которая зависит от химического состава, условий деформации, температуры и режима охлаждения.

Традиционно основные параметры термической обработки устанавливаются на основании построенных термокинетических либо изотермических диаграмм. Кинетика распада аустенита и соответственно вид термокинетической диаграммы зависит от химического состава стали.

Стали, подвергающиеся упрочнению, легируют карбидообразующими элементами, которые повышают устойчивость переохлажденного аустенита [1, 2], улучшая закаливаемость. Значительный рост предела прочности при увеличении содержания хрома связан с расширением аустенитной области и соответственно увеличением прокаливаемости при ускоренном охлаждении. Большое количество хрома может приводить к появлению отпускной хрупкости, избежать которую возможно легированием молибденом в небольших количествах (до 0,3%). При дополнительном легировании ванадием может наблюдаться уменьшение закаливаемости при охлаждении с обычных температур, что проявляется в снижении поверхностной твердости и уменьшении глубины закаленного слоя. Это вызвано появлением мелко-

дисперсного карбида ванадия, который обладает зародышевым действием [3]. Увеличение прокаливаемости может быть достигнуто только в результате повышения температуры закалки.

В машино- и судостроении широко применяются ответственные детали, которые должны обладать износостойкостью в условиях высоких давлений, нагрузок и температур (форсунки, гильзы, плунжерные пары и др.). Износостойкость таких металлоизделий обеспечивается высокой прочностью в сочетании с вязкостью сердцевины. Необходимый уровень свойств достигается с помощью легирования и термической обработки путем воздействия на процессы структурообразования.

Необходимым комплексом свойств обладают стали, легированные хромом, молибденом и ванадием, например, марки 31CrMoV9, аналог 30X3МФ (ГОСТ 4543).

Сталь 31CrMoV9 поставляется согласно европейской нормативной документации EN 10085:2001, в которой предъявляются требования по химическому составу (табл. 1) и механическим свойствам (табл. 2).

Таблица 1. Требования нормативов по химическому составу

Стандарт	Содержание химических элементов, мас. %							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
EN 10085:2001 (31CrMoV9)	0,27–0,34	≤ 0,4	0,40–0,70	2,30–2,70	0,15–0,25	0,10–0,20	≤ 0,025	≤ 0,035
ГОСТ 4543 (30X3МФ)	0,27–0,34	0,17–0,37	0,30–0,60	2,30–2,70	0,20–0,30	0,06–0,12	≤ 0,035	≤ 0,035

Таблица 2. Требования нормативов по механическим свойствам

Стандарт	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	Ψ , %
EN 10085:2001 (31CrMoV9)	900–1100	≥ 700	≥ 11	–
ГОСТ 4543 (30X3МФ)	≥ 980	≥ 835	≥ 12	≥ 55

Известно, что на структурообразование в процессе термической обработки решающее влияние оказывает содержание химических элементов в составе стали. Например, легирование карбидообразующими элементами способствует повышению закаливаемости. Поэтому представляет интерес изучение влияния на механические свойства стали выплавки с минимальным содержанием легирующих элементов (в пределах марочного состава) либо количество легирующих элементов, необходимых для гарантированного выполнения требований по свойствам.

Для оценки влияния химического состава стали на формирование свойств анализировали массив плавающих данных легированной стали. Исследования проводили с использованием прогнозной модели, разработанной в Институте черной металлургии НАН Украины (ИЧМ) [4], которая учитывает полный химический состав стали.

Существующие подходы к оптимизации химического состава стали, обеспечивающие необходимые механические свойства металлопродукции, как правило, базируются на статистических моделях состав–свойство и не отражают физико-химические аспекты поведения многокомпонентного расплава на завершающих стадиях технологии получения готовой продукции. Поскольку фазовые превращения являются следствием межатомного взаимодействия в многокомпонентном расплаве, осуществлялась «свертка» химического состава через параметр структурного состояния (d). В физическом плане параметр d представляет собой среднестатистическое межъядерное расстояние между взаимодействующими атомами исследуемой стали.

Данный подход к исследованию влияния химического состава на механические свойства металлопродукции разработан в ИЧМ и описан в работах [5–7].

Использование интегрального параметра, который отражает структурное состояние, в качестве «свертки» химического состава позволяет повысить эффективность решения задач оптимизации.

В качестве основной модели использовали зависимости механических свойств: предела прочности (σ_B) и относительного удлинения (δ_5) от структурного параметра d , определяющего взаимодействие легирующих элементов. Для выявления влияния структурного параметра d на свойства стали данные были разделены на диапазоны, в которых были рассчитаны средние значения для предела прочности и относительного удлинения.

В результате исследований установлены закономерности изменения параметра межатомного взаимодействия от количества легирующих элементов в составе стали и его взаимосвязь с механическими свойствами (рис. 1, 2).

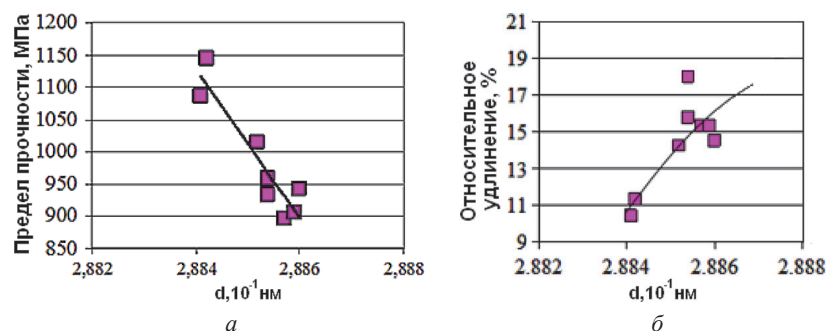


Рис. 1. Распределение предела прочности (а) и относительного удлинения (б) через структурный параметр исследуемой стали

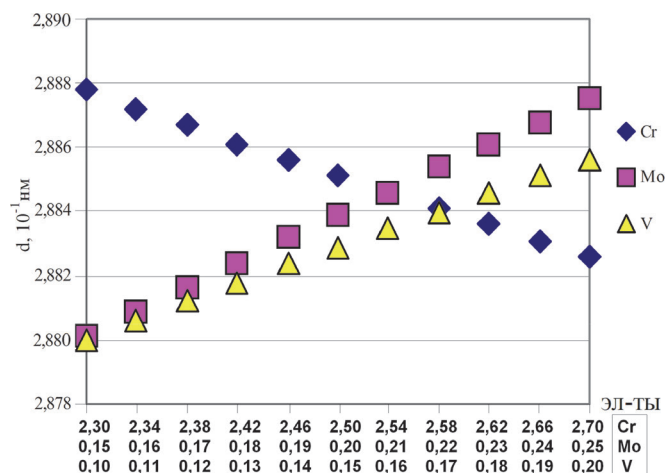


Рис. 2. Изменение структурного параметра в зависимости от содержания легирующих элементов

Уменьшение структурного параметра свидетельствует об усилении межатомных связей в системе, что обуславливает повышение предела прочности и снижение относительного удлинения для стали 31CrMoV9. Для исследуемой стали 31CrMoV9 были построены математические зависимости взаимосвязи структурного параметра (d) и механических свойств (σ_B , δ_5):

$$\delta_5 = 199,6d^2 - 570d, (R = 0,7),$$

$$\sigma_B = -115015d + 332831, (R = 0,8).$$

где σ_B – предел прочности; δ_5 – относительное удлинение; d – структурный параметр.

Граничные условия для параметра d и химического состава определяются в соответствии с приведенными диаграммами на рис. 1, 2.

Для обеспечения свойств легированной стали, соответствующих EN 10085:2001, величина структурного параметра должна составлять $d \cdot 10^{-1} = 2,8843\text{--}2,8860$ нм. Как видно из рис. 2, повышение содержания хрома приводит к уменьшению параметра d , сокращению расстояния между атомами, что увеличивает прочность. Молибден и ванадий в данной стали действуют противоположно, повышая параметр d , что свидетельствует о росте пластичности. Таким образом, выплавка стали 31CrMoV9 с пониженным содержанием молибдена и ванадия (в пределах марочного) приведет к снижению пластичности стали. В то же время при уменьшении содержания хрома прочность останется на достаточно высоком уровне.

Согласно полученным диаграммам, определено, что для гарантированного выполнения требований предела прочности (900–1100 МПа) и относительного удлинения ($> 11\%$) стали 31CrMoV9 количество легирующих элементов должно соответствовать следующему содержанию: 2,42–2,62% Cr, 0,2–0,23% Mo и 0,17–0,20% V.

На основании полученных результатов можно прогнозировать уровень механических свойств для определенного химического состава хромомолибденованадиевой стали.

Для проверки рекомендаций были проанализированы механические свойства стали 31CrMoV9 производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». Содержание легирующих элементов в стали 31CrMoV9 различных плавок изменялось в следующих диапазонах: 2,51–2,57% Cr, 0,21–0,23% Mo и 0,18–0,20% V, что соответствует нормам EN 10085:2001 (табл. 1), а также вписывается в приведенные выше интервалы, гарантирующие выполнение свойств.

Механические испытания показали, что свойства стали также отвечают требуемым в EN 10085:2001 (табл. 2) и составляют: предел прочности $\sigma_b = 904\text{--}1085$ МПа и относительное удлинение $\delta_5 = 11\text{--}18\%$.

Для стали аналога 30Х3МФ, поставляемой согласно ГОСТ 4543, регламентирован низкий предел содержания ванадия 0,06–0,12%, что коррелирует с предъявляемыми высокими требованиями по пределу прочности более 980 МПа по сравнению с 900–1100 МПа по нормам EN 10085.

Выводы

Установлены особенности влияния химического состава на механические свойства стали 31CrMoV9. Построены зависимости механических свойств (предела прочности и относительного удлинения) от физико-химического критерия – структурного модельного параметра d (среднестатистическое расстояние между взаимодействующими атомами исследуемой стали). Показано, что повышение содержания хрома увеличивает предел прочности, а легирования молибденом и ванадием повышает пластичность. Это дает возможность прогнозировать уровень механических свойств легированной стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. М.: Металлургия, 1986. 542 с.
2. Меськин В. С. Основы легирования стали / В. С. Меськин. Изд. 2-е. М.: Металлургия, 1964. 685 с.
3. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон. В 2-х т., изд. 2-е. М.: Металлургия, 1966. 1274 с.
4. Приходько Э. В. Физико-химическое моделирование процессов межатомного взаимодействия в металлургических расплавах / Э. В. Приходько, Д. Н. Тогобичкая // ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет». 1999. № 7. С. 72–83.
5. Информационно-математическое обеспечение оценки влияния химического состава на свойства готового проката / Э. В. Приходько, Д. Н. Тогобичкая, А. С. Козачек и др. // Системные технологии. Региональный межвуз. сб. науч. работ. Днепропетровск, 2010. С. 33–39.
6. Системный подход к выбору оптимального элементного состава стали, обеспечивающего требуемый уровень механических свойств / Д. Н. Тогобичкая, В. П. Пиптюк, И. Н. Логозинский и др. // Системные технологии. Региональный межвуз. сб. науч. работ. Днепропетровск, 2015. С. 91–97.
7. Оптимизация химического состава стали 14X17H2 на основе концепции направленной химической связи / Д. Н. Тогобичкая, В. П. Пиптюк, И. Н. Логозинский и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Днепропетровск: «Візіон», 2015. Вып. 30. С. 312–323.

REFERENCES

1. Guljaev A. P. *Metallovedenie* [Metallurgy]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 542 p.
2. Mes'kin V. S. *Osnovy legirovanija stali* [Fundamentals of alloying steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1964, 685 p.
3. Gudremon E. *Special'nye stali* [Special steels]. Moscow, Metallurgija Publ., 1966, 1274 p.
4. Prihod'ko E. V., Togobickaja D. N. Fiziko-himicheskoe modelirovanie processov mezhatomnogo vzaimodejstvija v metallurgicheskikh rasplavah [Physico-chemical modeling of the processes of interatomic interaction in metallurgical melts]. *GVUZ «Priazovskij gosudarstvennyj tehnikeskij universitet»* = *GVUZ «Priazovsky State Technical University»*, 1999, no. 7, pp. 72–83.
5. Prihod'ko E. V., Togobickaja D. N., Kozachek A. S. Informacionno-matematicheskoe obespechenie ocenki vlijanija himicheskogo sostava na svojstva gotovogo prokata [Information and mathematical support of the assessment of the effect of the chemical composition on the properties of finished rolled products]. *Sistemnye tehnologii. Regional'nyj mezhvuzovskij sbornik nauchnyh rabot* = *System technologies. Regional interuniversity collection of scientific works*. Dnepropetrovsk, 2010, pp. 33–39.
6. Togobickaja D. N., Piptjuk V. P., Logozinskij I. N. Sistemnyj podhod k vyboru optimal'nogo jelementnogo sostava stali, obespechivajushhego trebuemym uroven' mehanicheskij svojstv [System approach to the choice of the optimal elemental composition of steel, which provides the required level of mechanical properties]. *Sistemnye tehnologii. Regional'nyj mezhvuzovskij sbornik nauchnyh rabot* = *System technologies. Regional interuniversity collection of scientific works*. Dnepropetrovsk, 2015, pp. 91–97.
7. Togobickaja D. N., Piptjuk V. P., Logozinskij I. N. Optimizacija himicheskogo sostava stali 14H17N2 na osnove koncepcii napravlennoj himicheskoy svjazi [Optimization of the chemical composition of 14X17H2 steel on the basis of the concept of directional chemical bonding]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoj metallurgii* [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy]. Dnepropetrovsk: «Vizion» Publ., 2015, vyp. 306, pp. 312–323.



УДК 542.4

Поступила 01.02.2018

ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С МАКРОГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРОЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

А. С. КАЛИНИЧЕНКО, В. А. ШЕЙНЕРТ, В. А. КАЛИНИЧЕНКО, А. Г. СЛУЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет. г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.
E-mail: akalinichenko@bntu.by

Литые композиционные материалы нашли применение в различных отраслях промышленного производства. Однако имеется еще ряд проблем, связанных с выбором оптимальной технологии их синтеза, решение которых обеспечит достижение на практике предсказываемых теорией свойств композитов, управление межфазным взаимодействием для повышения стабильности структуры и свойств композитов. Необходимы и дополнительные исследования, связанные с разработкой новых видов армирующих элементов, которые позволят поднять уровень эксплуатационных характеристик композита. Установлено, что важную роль играют не только тип матрицы, но и химический состав и микроструктура армирующего материала. Требуется и исследования по оптимизации технологии получения композиционных материалов твердожидким совмещением. В работе представлены обобщенные результаты экспериментальных исследований особенностей получения композиционных материалов на основе бронзы и чугуновых гранул с использованием высокоскоростной индукционной плавки. В качестве армирующего материала использовали чугуновые гранулы марки ДЛЧ диаметром порядка 1 мм.

Ключевые слова. Индукционная установка, комплекс управления, высокоскоростная плавка, композиционные материалы, макро- и микроструктура.

FEATURES OF MANUFACTURE OF COMPOSITE MATERIAL WITH MACROHETEROGENEOUS STRUCTURE WITH THE APPLICATION OF MAGNETIC FIELDS

A. S. KALINICHENKO, V. A. SHEINERT, V. A. KALINICHENKO, A. G. SLUTSKY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: akalinichenko@bntu.by

Casted composite materials have found application in various branches of industrial production. However, there are still a number of problems related to the choice of optimal technology for their synthesis and the solution of which will help to achieve in practice high level of properties predicted by the theory and provide the control of interfacial interactions to enhance the stability of the structure and properties of composites. There is a need in additional research related to the development of new types of reinforcing elements, which will provide the raise in the level of performance of the composite. It is established that an important role plays not only the type of the matrix but also the chemical composition and microstructure of the reinforcing material. This would require research on optimization of technology for production of composite materials during the solid-liquid synthesis. The paper presents generalized results of experimental studies of peculiarities during the formation of composite materials on the basis of bronze and iron granules with the use of high-speed induction melting. As reinforcing phase iron granules DCHL with a diameter of about 1 mm were used.

Keywords. Inductive heater, control unit, high speed melting, composite materials, macro- and microstructure.

Литые композиционные материалы нашли применение в различных отраслях промышленного производства [1–3]. Однако имеется еще ряд проблем, связанных с выбором оптимальной технологии их синтеза, решение которых обеспечит достижение на практике предсказываемых теорией свойств композитов, управление межфазным взаимодействием для повышения стабильности структуры и свойств композитов. Необходимы и дополнительные исследования, связанные с разработкой новых видов армирующих элементов, которые позволят поднять уровень эксплуатационных характеристик композита. Например, композиционные материалы на основе меди разрабатываются, главным образом, для триботехнического применения, так как они обладают повышенными антифрикционными свойствами [4].



Рис. 1. Высокочастотная индукционная установка (а) и аппаратный комплекс управления процессом плавки (б)

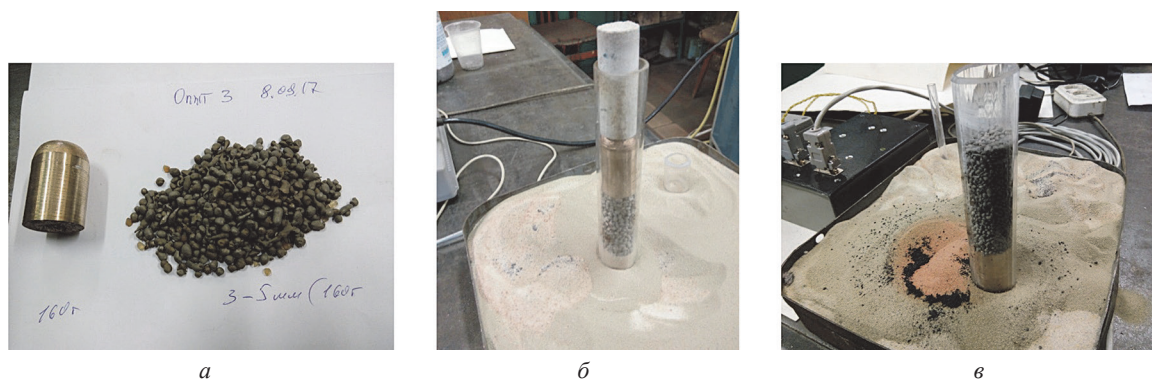


Рис. 2. Общий вид исходных материалов (а) и варианты их загрузки (б, в) в кварцевую ампулу

В ходе ранее выполненных исследований [5] была проведена модернизация лабораторной установки, позволяющая получать быстроохлажденные чугуновые гранулы для армирования литых композитов.

Установлено, что после быстрого охлаждения из жидкого состояния полученные гранулы имеют структуру белого доэвтектического чугуна различной дисперсности в зависимости от размера фракции, в то время как серийные гранулы из аналогичного сплава, используемые в композитах, имеют структуру отжига серого чугуна.

В процессе высокотемпературного формирования композита на основе медных сплавов армирующие гранулы претерпевают фазовые превращения и приобретают структуру перлитного ковкого чугуна с небольшими включениями феррита и графита хлопьевидной формы. Вместе с тем, актуальным является вопрос равномерности распределения армирующего материала в матрице композита в процессе его изготовления при использовании литейных технологий. Решению данной проблемы были посвящены настоящие исследования.

С этой целью была разработана технологическая схема получения композитов и создан комплексный аппарат на основе индукционной установки для управления процессом получения композита [6]. Он позволяет эффективно управлять процессом нагрева исходных компонентов до температуры плавления бронзы, осуществлять пропитку полученной жидкой фазой армирующих железоуглеродистых гранул, последующую выдержку, а также удалять образовавшиеся газы в процессе охлаждения композита по заданному режиму. Общие виды высокочастотной индукционной установки и аппаратного комплекса управления процессом плавки показаны на рис. 1.

По разработанной методике была выполнена серия экспериментов с целью отработки технологических режимов получения композитов. В качестве шихты использовали компактные слитки бронзы и чугуновые гранулы различных фракций, полученные на модернизированной лабораторной установке. Общий вид и вариант загрузки исходных материалов показан на рис. 2.

Предварительные эксперименты показали, что вариант загрузки шихты (рис. 2, в), при котором на дно тигля загружается слиток бронзы, а сверху засыпается расчетное количество чугуновых гранул, является более предпочтительным, так как позволяет эффективнее осуществлять пропитку чугуновых гранул жидкой бронзой. Кроме того, облегчается удаление газов в процессе формирования композита.

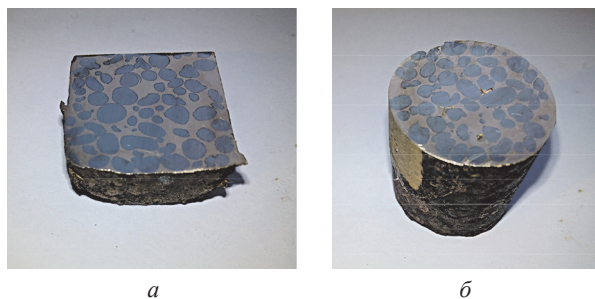


Рис. 3. Макроструктура образца композита с крупными чугуными гранулами на продольном (а) и поперечном (б) срезах

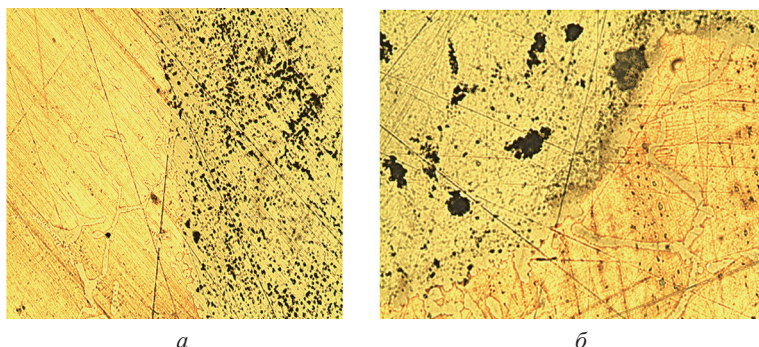


Рис. 4. Микроструктура образца композита с крупными (а) и мелкими (б) чугуными гранулами. x200

Был также апробирован вариант, при котором в процессе пропитки осуществляли дополнительную подпрессовку армирующих чугуновых гранул, используя керамический поршень в верхней части кварцевой ампулы (рис. 2, б). Это позволило ускорить процесс формирования композита и увеличить коэффициент наполнения, а также уменьшить избыток бронзы, тем самым, обеспечив необходимую плотность матрицы. Были изготовлены опытные образцы композитов с использованием чугуновых гранул различных фракций, полученных на лабораторной установке БНТУ.

Для оценки эффективности процесса полученные образцы композита разрезали в продольном и поперечном направлениях. На полученных срезах изучали макроструктуру композитов (рис. 3, а, б). Из рисунка видно, что армирующие чугуновые гранулы крупной фракции равномерно распределены в объеме образца. Аналогичная картина наблюдалась при анализе макроструктуры в композитах, содержащих чугуновые гранулы мелкой фракции.

Из рис. 4 видно, что в микроструктуре армирующих гранул четко просматривается графитная фаза, которая образовалась в результате отжига чугуна в процессе их пропитки жидкой бронзой при температуре 1080 °С. Такая структура характерна для ковкого чугуна, являющегося хорошим конструкционным материалом. Наличие такой структуры в армирующем материале композита обеспечит более высокие эксплуатационные характеристики материала.

Проведенные исследования позволили определить режимы синтеза износостойкого композиционно-го материала с макрогетерогенной структурой для подшипников скольжения, который характеризуется высокими физико-механическими и триботехническими свойствами при работе в условиях удельных нагрузок до 450 МПа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бабкин В. Г., Терентьев Н. А., Перфильева А. И. Литые металлматричные композиционные материалы электротехнического назначения // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. 2014. Vol. 4. No 7. P. 416–423.
2. Макрогетерогенные композиты, армированные гранулами [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://metal-archiv.ru/litye-materialy/103-makrogeterogennye-kompozity-armirovannye-granulami.html>. Дата доступа: 16.01.2018.
3. Луц А. Р., Галочкина И. А. Алюминиевые композиционные сплавы – сплавы будущего. Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013.
4. Кобзарь Ю. В., Калининко А. С., Воронов Е. О. Опыт применения композиционных материалов с макрогетерогенной структурой для нормализации тепломеханического состояния паровых турбин // Энергетика. Изв. вузов и энерг. объедин. СНГ. 2013. № 3. С. 79–86.
5. Калининко А. С., Шейнерт В. А., Слуцкий А. Г., Калининко В. А. Влияние условий получения быстроохлажденных гранул на основе железа на свойства композиционных материалов, формируемых литейной технологией // Литье и металлургия. 2017. № 1. С. 136–142.

6. Калининченко А. С., Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А., Калининченко В. А., Киселев С. В. Особенности получения медно-чугунных композитов с использованием литейных технологий // *Металлургия: Респуб. межведомственный сб. науч. тр.* Минск: БНТУ, 2017. Вып. 38. С. 101–105.

REFERENCES

1. Babkin V. G., Terent'ev N. A., Perfil'eva A. I. Litye metallomatrichnye kompozicionnye materialy jelektrotehnicheskogo naznachenija [Cast metal-matrix composite materials for electrical purposes]. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*, 2014, Vol. 4, no. 7, pp. 416–423.
2. Makrogeterogennye kompozity, armirovannye granulami [Macroheterogeneous composites reinforced with granules]. <http://metal-archive.ru/litye-materialy/103-makrogeterogennye-kompozity-armirovannye-granulami.html>.
3. Luts A. R., Galochkina I. A. *Aljuminievyje kompozitsionnye splavy – splavy budushhego* [Aluminum composite alloys – alloys of the future]. Samara, Samarskij gosudarstvennyj gosudarstvennyj tehničeskij universitet Publ., 2013, 82 p.
4. Kobzar' Ju. V., Kalinichenko A. S., Voronov E. O. Opyt primeneniya kompozicionnyh materialov s makrogeterogennoj strukturoj dlja normalizacii teplomehanicheskogo sostojanija parovyh turbin [Experience in the use of composite materials with a macroheterogeneous structure for normalizing the thermal mechanical state of steam turbines.]. *Energetika. Izvestija Vuzov i energetičeskikh ob'edinenij SNG = Power engineering. Izvestiya of Higher Educational Institutions and Energy Associations of the CIS*, 2013, no. 3, pp. 79–86.
5. Kalinichenko A. S., Shejnert V. A., Sluckij A. G., Kalinichenko V. A. Vlijanie uslovij poluchenija bystroohlazhdennyh granul na osnove zheleza na svojstva kompozicionnyh materialov, formiruemyh litejnoj tehnologiej [Influence of the conditions for obtaining fast-cooled iron-based granules on the properties of composite materials formed by foundry technology]. *Lit'e i metallurgija = Foundry and metallurgy*, 2017, no. 1, pp. 136–142.
6. Kalinichenko A. S., Sluckij A. G., Shejnert V. A., Kalinichenko V. A., Kiselev S. V. Osobennosti poluchenija mednochugunnyh kompozitov s ispol'zovaniem litejnyh tehnologij [Features of obtaining copper-copper composites using foundry technologies]. *Metallurgija: Respublikanskij mezhvedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific papers*, Minsk, BNTU Publ., 2017, Vyp. 38, pp. 101–105.



УДК 621.771.073

Поступила 10.01.2018

ДОСТИЖЕНИЕ РАЗМЕРНОЙ ТОЧНОСТИ ПОЛОС ПЕРЕМЕННОЙ ПО ДЛИНЕ ТОЛЩИНЫ ПРИ ПРОКАТКЕ

Е. Е. ПЕТЮШИК, Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, г. Минск, Беларусь, ул. Платонова, 41,
А. Д. КРИЦКИЙ, Д. М. ИВАНИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: denisrodman@tut.by

Установлено, что процесс симметричной прокатки сопровождается высоким давлением металла на валки, что приводит к износу их рабочей поверхности. Для снижения давления металла применяют натяжение концов полосы. При минимальном переднем натяжении условия деформирования реализуются в случае рассогласования окружных скоростей рабочих валков. Определено, что от величины опережения существенно зависит точность изделий и это необходимо учитывать при прокатке с переменным обжатием. Представлено уравнение для определения мгновенного опережения металла в сечении выхода из очага деформации при прокатке профилей переменного сечения с нарастанием обжатия. Теоретически доказано, что для снижения износа инструмента и достижения заданной размерной точности прокатываемого профиля вполне достаточно производить прокатку полосы в последнем проходе с минимальным единичным обжатием не более 0,5 мм.

Ключевые слова. Полоса, симметричная прокатка, асимметричная прокатка, рассогласование, критический угол, угол касания, опережение, обжатие.

ACHIEVEMENT OF DIMENSIONAL ACCURACY OF LENGTH VARIABLE THICKNESS STRIP AT ROLLING

E. E. PETYUSHIK, State Scientific and Production Association of Powder Metallurgy, Minsk, Belarus, 41, Platonova str. A. D. KRITSKY, D. M. IVANITSKY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: denisrodman@tut.by

It is established that the process of symmetrical rolling is accompanied by high metal pressure on the rolls, which leads to wear on their working surface. To reduce the metal pressure, the tension of the strip ends is applied. With a minimum forward tension, the deformation conditions are realized in the case of a discrepancy between the circumferential speeds of the working rolls. It is determined that the precision of products depends on the amount of advance and this must be taken into account when rolling with variable reduction. An equation for determining the instantaneous advance of the metal in the cross section of the exit from the deformation center during the rolling of profiles of variable cross section with increasing compression is presented. It has been theoretically proved that in order to reduce tool wear and to achieve the specified dimensional accuracy of the rolling profile, it is quite sufficient to roll the strip in the last pass with a minimum unit reduction of not more than 0,5 mm.

Keywords. Strip, symmetrical rolling, asymmetrical rolling, misalignment, critical angle, angle of contact, forward flow, compression.

Одним из основных способов получения полос с переменной по длине толщиной, нашедших промышленное применение, является прокатка полосы в приводных валках постоянного радиуса с изменяющимся межвалковым зазором в процессе деформирования.

Процесс симметричной прокатки сопровождается высоким давлением металла на валки вследствие подпирającego действия сил контактного трения в очаге деформации. Это приводит к существенному износу рабочей поверхности валка. На практике для снижения давления металла на валки повышают температуру деформации или применяют натяжение концов полосы. Это вызывает увеличение интенсивности роста зерна и развитие микротрещин как в объеме металла, так и на его поверхности. Следовательно, проблему снижения давления металла на валки при получении полос с высокой усталостной прочностью необходимо решать при минимальных значениях переднего натяжения. Схема процесса деформирования при симметричной прокатке и его кинематические параметры приведены на рис. 1.

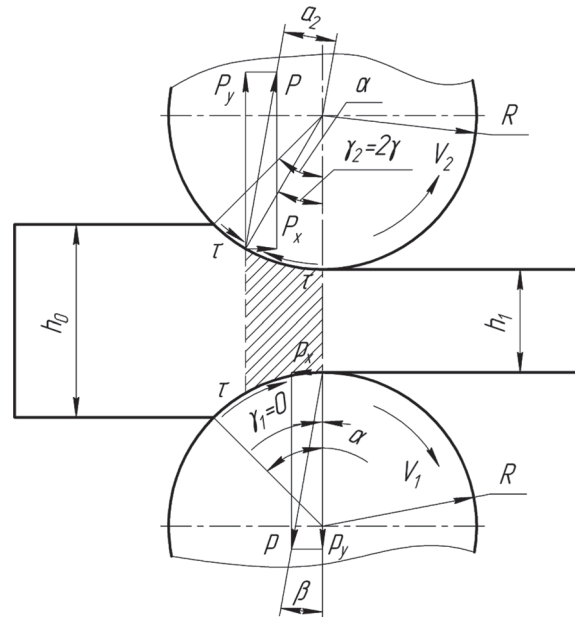


Рис. 2. Схема прокатки с рассогласованием окружных скоростей валков

Для расчетов обычно используют довольно сложные методики, например, методику расчета переменных скоростей [3]. Был предложен другой подход [4]. Допускаем, что в рассматриваемом случае не будет изменяться величина критического угла γ , определяющего положение критического сечения, разделяющего потоки металла на участки опережения и отставания. Для обеспечения требуемых продольных размеров готового профиля необходим учет опережения на различных фиксированных участках полосы. При такой постановке формула



Рис. 3. Эскиз одной ветви полосы малолистовой рессоры



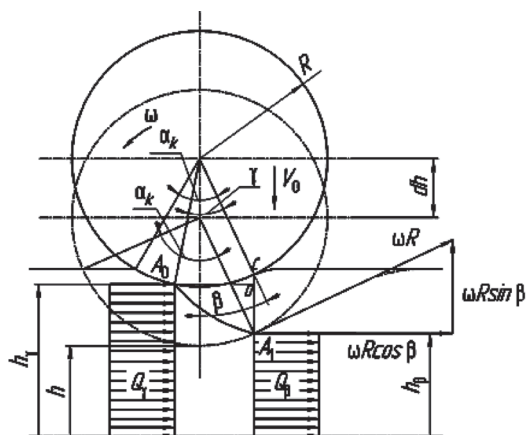


Рис. 4. Схема потоков скорости относительно критического сечения в нестационарном очаге деформации

для расчета опережения может быть получена из закона сохранения масс (рис. 4).

Уравнение для определения мгновенного опережения металла в сечении выхода из очага деформации при прокатке профилей переменного сечения с нарастающим обжатием [4] имеет вид

$$S = \frac{\left\{ 1 + \frac{R}{h_1} \beta^2 + 2 \frac{R}{h_1} \left[\gamma \beta + \frac{(\gamma - \beta)^2}{2} - \frac{\beta^2}{2} \right] \right\} \left[1 - \frac{(\gamma - \beta)^2}{2} \right]}{\left(1 + \frac{R}{h_1} \beta^2 \right) \left(1 - \frac{\beta^2}{2} \right)} - 1. \quad (1)$$

Входящий в выражение (1) критический угол определяем (с учетом знака β) по уравнению, которое может быть получено как из условия равновесия сил в очаге деформации, так и на основе энергетической теории взаимодействия полосы и валков. Для случая прокатки с нарастающим обжатием оно записывается как [4]

$$\gamma = \sqrt{\frac{h}{R}} \operatorname{tg} \left\{ 0,5 \left[\operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{h}{R}} \alpha \right) - \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{h}{R}} \beta \right) \right] - \left(\frac{0,25}{f} \right) \sqrt{\frac{h}{R}} \ln \left[\frac{\left(\frac{h}{R} + \alpha^2 \right)}{\left(\frac{h}{R} + \beta^2 \right)} \right] \right\} + \beta, \quad (2)$$

где f – средний коэффициент трения; β – угол сечения выхода металла из валков; R – радиус валков.

В свою очередь

$$\alpha = \alpha_k - \beta, \quad (3)$$

где α_k – угол касания валков с металлом.

Угол касания валков с металлом находим из выражения

$$\alpha_k = \sqrt{\frac{\Delta h}{R}}. \quad (4)$$

После упрощения и подстановки вместо α_k выражения (4) уравнение (2) примет вид

$$\gamma = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\Delta h}{R}} \left(1 - \frac{1}{2f} \sqrt{\frac{\Delta h}{R}} + \frac{\beta}{f} \right). \quad (5)$$

Результаты расчетов по формуле (1) и данным [5] приведены в таблице. Как видно из таблицы, результаты хорошо согласуются между собой, что указывает на корректность предлагаемого решения.

Изменение мгновенного опережения при прокатке с нарастающим обжатием в зависимости от угла касания α_k при $f = 0,5$; $\beta = 0,1$ рад; $R = 120$ мм и $(R/h_1) = 10$ по данным [5] и формуле (1)

Δh	γ	S [5]	S формула (1)
0	0	0	0
4,6	0,1	0,096391	0,096391
18,4	0,16	0,237218	0,236692
41,4	0,18	0,29794	0,296887
73,6	0,16	0,237218	0,236692
115	0,1	0,096391	0,096391
165,6	0	0	0

Теоретические исследования доказывают, что для уменьшения опережения и достижения заданной размерной точности прокатываемого профиля вполне достаточно производить прокатку полосы в по-

следнем проходе с минимальным единичным обжатием (не более 0,5 мм) без дополнительного ее натяжения и рассогласования окружных скоростей валков. Увеличение обжатия, а, следовательно, и угла касания α_k приводит к проскальзыванию валков по поверхности металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Исаевич Л. А.** Определение величины натяга при бандажировании валков для асимметричной прокатки / Л. А. Исаевич, Д. М. Иваницкий, М. И. Сидоренко // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: материалы XI Междунар. науч.-техн. конф.: В 3-х кн. Физ.-техн. ин-т НАН Беларуси. Минск, 2016. Кн. 3. С. 23–31.
2. **Аникеев И. Н.** Параметры калибровки валков и прокатки заготовок турбинных лопаток / И. Н. Аникеев, А. Г. Сочам // Теоретические проблемы прокатного производства: Тез. докл. 3-й Всесоюз. конф. Днепропетровск: ДМетИ, 1980. С. 300–301.
3. **Чекмарев А. П.** Некоторые вопросы продольной периодической прокатки / А. П. Чекмарев, А. Ф. Смольянинов // Тр. Днепропетр. металлург. ин-та. Днепропетровск: ДМетИ, 1958. Вып. 37. С. 185–203.
4. **Исаевич Л. А.** Расчет опережения при прокатке с нарастающим обжатием / Л. А. Исаевич, М. И. Сидоренко, М. М. Малекян // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: материалы II Междунар. науч.-техн. конф.: В 2-х т. Минск, 2007. Т. 2. С. 42–45.
5. **Данилов В. Д.** Оперезание при прокатке профилей переменного сечения // Изв. вузов. Черная металлургия. 1974. № 1. С. 82–86.

REFERENCES

1. **Isaevich L. A., Ivanickij D. M., Sidorenko M. I.** Opredelenie velichiny natjaga pri bandazhirovanii valkov dlja asimmetrichnoj prokatki [Determination of the value of the interference in the banding of rolls for asymmetric rolling]. *«Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov». Materialy XI Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii = «Modern methods and technologies of creation and processing of materials». Materials of the XI International Scientific and Technical Conference.* Minsk, 2016, no. 3, pp. 23–31.
2. **Anikeenko I. N., Socham A. G.** Parametry kalibrovki valkov i prokatki zagotovok turbinnyh lopatok [Parameters of calibration rolls and rolling pieces of turbine blades]. *«Teoreticheskie problemy prokatnogo proizvodstva». Tezisy dokladov 3 Vsesojuznoj konferencii = «Theoretical problems of rolling mills». Abstracts 3th Union Conference.* Dnepropetrovsk, 1980, pp. 300–301.
3. **Chekmariev A. P., Smol'janinov A. F.** Nekotorye voprosy prodol'noj periodicheskoy prokatki [Some issues of periodic longitudinal rolling]. *Trudy Dnepropetrovskogo metallurgicheskogo instituta = Proceedings of the Dnepropetrovsk Metallurgical Institute.* Dnepropetrovsk, 1958, no. 37, pp. 185–203.
4. **Isaevich L. A., Sidorenko M. I., Malekian M. M.** Raschet operezheniya pri prokatke s narastajushhim obzhatiem [Calculation of the lead in rolling with increasing compression]. *«Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov». Materialy II Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii = «Modern methods and technologies of creation and processing of materials». Materials of the II International Scientific and Technical Conference.* Minsk, 2007, no. 2, pp. 42–45.
5. **Danilov V. D.** Operezhenie pri prokatke profilej peremennogo secheniya [Advance in rolling profiles of variable section]. *Izvestija vuzov. Chernaja metallurgija = Proceedings of the institution. Ferrous metallurgy,* 1974, no. 1, pp. 82–86.



УДК 621.7.043

Поступила 10.01.2018

КИНЕМАТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ФЛАНЦА С МИНИМАЛЬНОЙ ПРОТЯЖЕННОСТЬЮ ПЕРЕХОДНОЙ ТОРООБРАЗНОЙ ПОВЕРХНОСТИ

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

Предложена технология пластического формообразования широких фланцев в трубных заготовках с прогнозируемой протяженностью переходного торообразного участка между внешней плоскостью фланца и внутренней полостью трубы. Приведена методика расчета протяженности этого участка. С целью устранения торообразного участка во фланце, образующегося в процессе отбортовки трубы, предложено производить его пластическое формоизменение за счет осадки цилиндрической части заготовки. Получены уравнения для расчета протяженности свободной поверхности на торообразном участке заготовки при его формоизменении в зависимости от коэффициента контактного трения и наличия радиального подпора фланца. Предложен вариант формоизменения во фланце торообразного участка в штампе с компенсационной полостью. Приведены уравнения для расчета усилия деформирования и протяженности свободной поверхности.

Ключевые слова. Широкий фланец, отбортовка, трубная заготовка, раздача, осадка, торообразный участок, площадка свободной поверхности, усилие деформирования.

KINEMATICAL FEATURES OF FORMATION OF A FLANGE WITH MINIMUM TENSION OF A TRANSIENT TOROIDAL SURFACE

M. I. SIDORENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: denisrodman@tut.by

The technology of plastic forming of wide flanges in tube billets with the predicted length of the transitional toroidal section between the outer plane of the flange and the internal cavity of the pipe is proposed. The procedure for calculating the length of this section is given. In order to eliminate the toroidal portion in the flange formed during the flanging of the pipe, it is proposed to perform its plastic shaping by depositing the cylindrical part of the workpiece. Equations for calculating the extent of the free surface on the toroidal part of the workpiece when it is shaped, depending on the coefficient of contact friction and the presence of a radial support of the flange are obtained. The variant of forming in the flange the toroidal section in the stamp with the compensation cavity is proposed. Equations for calculating the deformation force and the extent of the free surface are given.

Keywords. Wide flange, flanging, pipe blank, distribution, draft, toroidal section, free surface area, deformation force.

Процесс формообразования методом пластического деформирования фланцев в трубных заготовках является разновидностью процесса раздачи концов этих заготовок жестким инструментом [1–12]. При этом конец трубной заготовки подвергается раздаче под прямым или близким к нему углом.

Для осуществления процесса раздачи по данной схеме в деформирующем инструменте необходимо иметь плавный переход от цилиндрической части к плоскости в виде торообразной поверхности (рис. 1). Такая поверхность естественно копируется и в раздаваемой части заготовки, что в ряде случаев не допускается конструкцией получаемой детали.

С целью исправления указанного недостатка и обеспечения острой кромки между цилиндрическим отверстием и фланцевой частью толщину стенки заготовки заранее выбирают увеличенной. После этого за счет удаления избытка металла обработкой резанием получают деталь с острой кромкой в зоне перехода от фланца к цилиндрической полости заготовки. Однако при этом около 40% металла уходит в стружку, что существенно снижает коэффициент его использования и приводит к повышению себестоимости изготовления деталей.

В связи с этим было предложено техническое решение, суть которого заключается в том, что после отбортовки по описанной выше схеме производят пластическое формоизменение торообразного участка заготовки за счет осадки ее цилиндрической части (рис. 1) [13–17]. Для этого полученную трубную заготовку 3 с фланцем, перпендикулярным ее оси, содержащую торообразный участок между цилиндрическим отверстием и фланцевой частью, устанавливают в подпружиненную матрицу 4. Нижним торцом заготовка опирается на плиту 5. При движении пуансона 1 вниз происходит формоизменение торообразного участка заготовки в результате заполнения полости, образующейся над этим участком.

Интенсифицировать процесс заполнения металлом свободной полости штампа над этим участком возможно и за счет конструктивного исполнения самой этой полости [18–20]. Например, на торце большей части ступенчатого пуансона может быть выполнено углубление в виде кольцеобразного конуса (рис. 1). Это необходимо сделать и по той причине, что при наличии упорного буртика в матрице требуется очень точно выдерживать величину объема фланцевой части заготовки. Однако реализовать данное условие технически достаточно сложно.

Поскольку угол наклона образующей конуса к торцу $\beta = \arctg f$, где f – коэффициент контактного трения [21, 22], то, очевидно, угол $\alpha = \pi/4 - \beta/2$. Тогда $a_z = \cos(\pi/4 - \beta/2)$, $a_r = \cos(\pi/4 - \beta/2)$ и в соответствии с равенством, приведенным в [4], можно записать

$$\sigma_n = \sigma_r a_r + \sigma_z a_z, \quad (1)$$

$$\sigma_n = \sigma_z \cos\left(\frac{\pi}{4} - \frac{\beta}{2}\right) + \sigma_r \cos\left(\frac{\pi}{4} + \frac{\beta}{2}\right). \quad (2)$$

Подставив в (1), (2) значения σ_r и σ_z соответственно из выражений [4], получим

$$\sigma_n = \sigma_T \left[\cos\left(\frac{\pi}{4} - \frac{\beta}{2}\right) + \sqrt{2} \cos\frac{\beta}{2} \left(1,1 \ln \frac{D}{d_1} + \frac{0,5d_1 - r}{h} \right) \right].$$

Анализируя полученное выражение, нетрудно заметить, что значение σ_n зависит от переменной r , которая изменяется в пределах $d_0/2 \leq r \leq d_1/2$. При $r = d_1/2$ величина σ_n будет минимальной, а при $r = d_0/2$ она станет максимальной. Учитывая это, очевидно, справедливо будет воспользоваться некоторым средним значением σ_n , т. е. отвечающим значению переменной $r = \frac{1}{4}(d_1 + d_0)$. Тогда последнее уравнение примет вид

$$\sigma_{n_{cp}} = \sigma_T \left[\cos\left(\frac{\pi}{4} - \frac{\beta}{2}\right) + \sqrt{2} \cos\frac{\beta}{2} \left(1,1 \ln \frac{D}{d_1} + \frac{d_1 - d_0}{4h} \right) \right]. \quad (3)$$

Для определения величины пластического формоизменения торообразного участка заготовки воспользуемся известным [20] решением о заполнении металлом углубления в деформирующем инструменте, приведенным для случая плоской деформации. Согласно рис. 2, его можно записать в виде

$$\sigma_{n_y} = \beta \sigma_T \left(1 + \frac{1}{\delta} \right) \left[\left(\frac{B}{B_c} \right)^\delta - 1 \right]. \quad (4)$$

Здесь $\delta = \frac{f}{\tg \alpha} = \frac{f}{\tg(\pi/4 - \beta/2)}$, где f – коэффициент контактного трения. Параметр Лоде в нашем случае можно принять $\beta_1 \approx 1$, а в соответствии с рис. 2 величина $B = h / \cos(\pi/4 - \beta/2)$, так как $h = d_1 - d_0$.

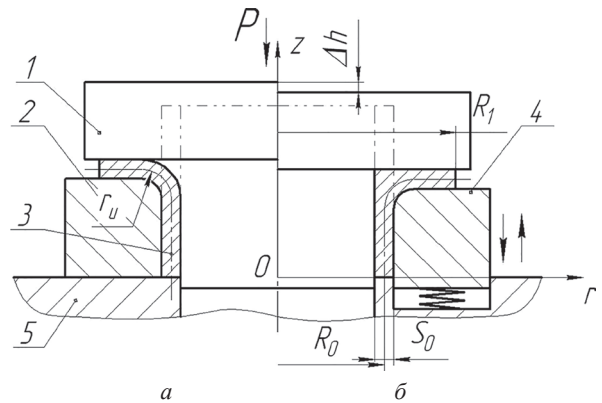


Рис. 1. Схема раздачи (а) и осадки (б) трубной заготовки: 1 – пуансон; 2 – матрица; 3 – заготовка; 4 – матрица подвижная; 5 – плита

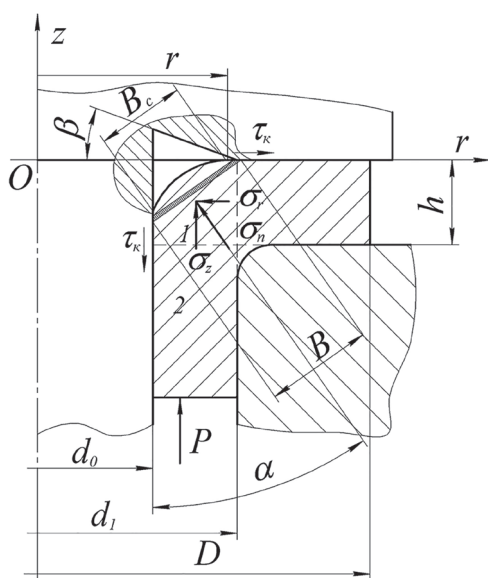


Рис. 2. Схема очага деформации при формоизменении торообразного участка

Теперь будем полагать, что $\sigma_{ny} = \sigma_{ncp}$, т. е. примем равенство между (3) и (4). Искомой величиной в нашем случае является B_c – ширина площадки свободной поверхности:

$$B_c = B / \left[\frac{\cos\left(\frac{\pi}{4} - \frac{\beta}{2}\right) + \sqrt{2} \cos \frac{\beta}{2} \left(1,1 \ln \frac{D}{d_1} + \frac{d_1 - d_0}{4h}\right)}{1 + 1/\delta} + 1 \right]^{1/\delta}. \quad (5)$$

По формуле (5) произведен расчет параметра B_c для разных коэффициентов контактного трения при формообразовании фланца внешним диаметром $D = 380$ мм из трубы, имеющей наружный диаметр $d_1 = 286$ мм и внутренний $d_0 = 254$ мм. Результаты расчета приведены в таблице.

Зависимость расчетных величин от коэффициента трения

f	B , мм	B_c , мм	B_x , мм	B_0 , мм
0,3	19,9	6,65	11,1	-4,45
0,4	19,3	7,6	10,4	-2,8
0,5	18,8	8,6	9,7	-1,1

Как видно из таблицы, с уменьшением коэффициента контактного трения протяженность свободной поверхности B_c в зоне перехода от полости трубы к фланцу уменьшается. Однако этого не достаточно, чтобы удовлетворить условию чертежа, согласно которому величина B_c не должна превышать $2\sqrt{2}$ мм, что соответствует фаске в зоне перехода от цилиндрического отверстия к фланцу, равной $2 \times 45^\circ$.

Вместе с тем, анализируя рис. 2, нетрудно убедиться, что металл при формоизменении переходной зоны частично будет затекать в коническую полость на торце пуансона (рис. 3). Эта часть металла в дальнейшем удаляется механической обработкой. В результате протяженность переходной зоны уменьшится на величину B_x , которую найдем по теореме синусов:

$$B_x = (B - B_c) / 2 \sin \alpha. \quad (6)$$

Теперь искомой будет величина

$$B_0 = B_c - B_x. \quad (7)$$

Результаты расчета по уравнениям (6), (7) соответствующих величин для разных коэффициентов контактного трения приведены в таблице.

Как видно из приведенных данных, выполнение конической полости в торце пуансона обеспечивает возможность формоизменения переходной зоны в соответствии с требованиями чертежа при разных коэффициентах контактного трения. Следовательно, выполняя коническую полость с углом наклона образующей $\beta = \arctg 0,5$, можно заранее обеспечить условия для формообразования в заготовке переходной зоны с заданными геометрическими параметрами без применения подпорного буртика в матрице (рис. 3). В этом случае усилие штамповки может быть рассчитано по [4] при условии, что входящий сюда параметр $x = 0$ из-за отсутствия дополнительного радиального подпора фланца. Для трубы из стали 35 с $\sigma_T = 75$ МПа [23] при температуре штамповки 800°C усилие деформирования составляет 2383 кН, т. е. примерно на 10% меньше, чем в предыдущем варианте формоизменения торовой поверхности фланца. Поэтому, очевидно, целесообразно принять последний вариант формообразования фланца в трубной заготовке с ранее указанными ограничениями на величину переходной зоны от полости трубы к фланцу.

Из представленных данных следует, что для стали 35 при температуре окончанияковки 700°C усилие деформирования составляет порядка 3300 кН. Таким образом, для успешного осуществления описанного процесса требуется пресс усилием не менее 4000 кН.

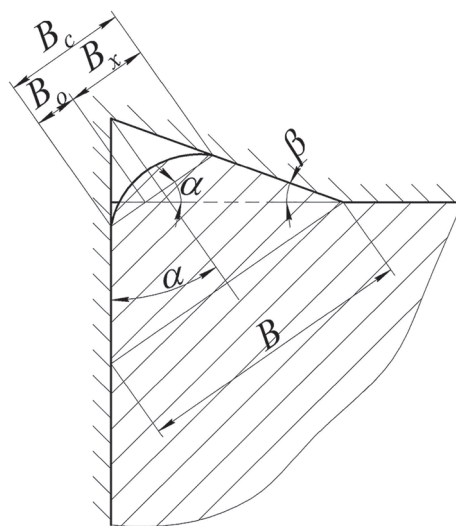


Рис. 3. Схема для расчета глубины заполнения металлом конической полости

Выводы

1. С целью устранения торообразного участка во фланце, образующегося в процессе отбортовки трубы, предложено производить его пластическое формоизменение за счет осадки цилиндрической части заготовки в подвижной матрице.

2. Получены уравнения, позволяющие рассчитывать протяженность свободной поверхности на торообразном участке заготовки при его формоизменении в зависимости от коэффициента контактного трения и наличия радиального подпора фланца, а также рассчитывать усилие деформирования.

3. Предложен вариант формоизменения во фланце торообразного участка в штампе с компенсационной полостью, обеспечивающей снижение технологического усилия. Приведены соответствующие уравнения для расчета усилия деформирования и протяженности свободной поверхности на указанном участке.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Зубцов М. Е.** Листовая штамповка / М. Е. Зубцов. Л.: Машиностроение, 1980. 432 с.
2. **Попов Е. А.** Основы теории листовой штамповки / Е. А. Попов. М.: Машиностроение, 1968. 248 с.
3. **Романовский В. П.** Справочник по холодной штамповке / В. П. Романовский. 6-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1979. 520 с.
4. **Исаевич Л. А.** Расчет усилия деформирования при пластическом формоизменении отбортованного фланца в трубной заготовке / Л. А. Исаевич, М. И. Сидоренко, В. А. Гуринович, А. В. Шиманский // Вестн. БНТУ. 2007. № 3. С. 10–15.
5. **Горбунов М. Н.** Технология заготовительно-штамповочных работ в производстве самолетов / М. Н. Горбунов. М.: Машиностроение, 1981. 224 с.
6. **Абибов А. Л.** Технология самолетостроения / А. Л. Абибов, Н. М. Бирюков, В. В. Бойцов и др. М.: Машиностроение, 1970. 508 с.
7. **Инструмент** для отбортовки концов труб: а. с. 897344 СССР, МКИ В21 D 41/02. / В. А. Каюшин, И. П. Ренне. С. 2.
8. **Пресс** для отбортовки концов труб: а. с. 614848 СССР, МКИ В21 D 19/00. / В. А. Каюшин. С. 3.
9. **Инструмент** для отбортовки концов труб: а. с. 620313 СССР, МКИ В21 D 41/02. / В. А. Каюшин. С. 2.
10. **Инструмент** для отбортовки концов труб: а. с. 770618 СССР, МКИ В21 D 41/02. / В. А. Каюшин. С. 2.
11. **Устройство** для отбортовки труб: а. с. 642049 СССР, МКИ В21 D 19/02. / В. А. Каюшин. С. 3.
12. **Способ** получения плоских фланцев: а. с. 889203 СССР, МКИ В21 D 19/00. / В. А. Каюшин. С. 2.
13. **Исаевич Л. А.** Расчет величины осадки при пластическом формообразовании фланца в трубной заготовке / Л. А. Исаевич, В. А. Гуринович, М. И. Сидоренко, А. В. Шиманский // Республ. межвед. сб. науч. тр. «Машиностроение». Минск: БНТУ, 2007. Вып. 22. С. 363–366.
14. **Гуринович В. А.** Прогрессивные методы обработки заготовок и восстановления деталей / В. А. Гуринович, Л. М. Кожуро, М. И. Сидоренко, Л. А. Исаевич; под ред. Л. М. Кожуро. Минск: БНТУ, 2007. 208 с.
15. **Гуринович В. А.** Кинематика течения металла при формообразовании фланца в трубчатой заготовке с локализацией очага деформации / В. А. Гуринович, Л. А. Исаевич, М. И. Сидоренко, А. В. Шиманский // Материалы 4-й международ. науч.-техн. конф. «Наука – образованию, производству, экономике». Т. 1. Минск: БНТУ, 2006. С. 193–197.
16. **Исаевич Л. А.** Расчет усилия деформирования при пластическом формообразовании фланца в трубной заготовке / Л. А. Исаевич, М. И. Сидоренко, В. А. Гуринович // Литье и металлургия. 2007. № 1. С. 140–145.
17. **Устройство** для формообразования фланца в трубной заготовке: пат. № 4086 Респ. Беларусь, МПК7 В 21 D 41/00 / В. А. Гуринович, Л. А. Исаевич, М. И. Сидоренко, А. В. Шиманский; заявитель РУП «Минский автомобильный завод». № а20070456; заявл. 22.06.2007; опубл. 30.06.05 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. 2005. № 2. С. 47.
18. **Исаевич Л. А.** Особенности формообразования переходной зоны в отбортованном фланце трубной заготовки / Л. А. Исаевич, В. А. Гуринович, М. И. Сидоренко, А. В. Шиманский // Машиностроение и техносфера: Сб. тр. XIV Междунар. науч.-техн. конф. Севастополь, 17–22 сентября, 2007. Т. 1. С. 96–99.
19. **Исаевич Л. А.** Определение технологических параметров процесса формообразования фланца в трубных заготовках / Л. А. Исаевич, А. В. Шиманский, В. А. Гуринович, М. И. Сидоренко // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. материалов III Междунар. науч.-техн. конф. Минск, 15–17 октября 2008 г. / Белорус. нац. техн. ун-т: редкол.: С. А. Астапчик [и др.]. В 4-х кн., кн. 3. Минск, 2008. С. 117–122.
20. **Степаненко А. В.** Прокатка полос переменного профиля / А. В. Степаненко, В. А. Король, Л. А. Смирнова. Гомель: ИММС НАН Беларуси, 2001. 180 с.
21. **Семенов Е. И.** Ковка и штамповка: Справ. в 4-х т. М.: Машиностроение, 1985. Т. 1. Материалы и нагревательное оборудование. Ковка. 568 с.
22. **Грудев А. П.** Внешнее трение при прокатке / А. П. Грудев. М.: Металлургия, 1973. 298 с.
23. **Третьяков А. В.** Механические свойства металлов и сплавов при обработке металлов: Справ. / А. В. Третьяков, А. И. Зюзин. М.: Металлургия, 1973. 224 с.

REFERENCES

1. **Zubcov M. E.** *Listovaja shtampovka* [Sheet stamping]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1980, 432 p.
2. **Popov E. A.** *Osnovy teorii listovoj shtampovki* [Fundamentals of the theory of sheet punching]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1968, 248 p.
3. **Romanovskij V. P.** *Spravochnik po holodnoj shtampovke* [Cold stamping guide]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1979, 520 p.

4. Isaevich L. A., Sidorenko M. I., Gurinovich V. A., Shimanskij A. V. Raschet usilija deformirovaniya pri plasticheskom formoizmenenii otbortovannogo flanca v trubnoj zagotovke [Calculation of the deformation force during the plastic shaping of a flanged flange in a pipe blank]. *Vestnik BNTU = Bulletin of BNTU*, 2007, no. 3, pp. 10–15.
5. Gorbunov M. N. *Tehnologija zagotovitel'no-shtampovочnyh rabot v proizvodstve samoletov* [Technology of blanking and stamping works in the production of aircraft]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981, 224 p.
6. Abibov A. L. *Tehnologija samoletostroenija* [Technology of aircraft construction]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970, 508 p.
7. Kajushin V. A. e. a. *Instrument dlja otbortovki koncov trub* [Tool for flanging of pipe ends]. Patent USSR 897344, pp. 2.
8. Kajushin V. A. e. a. *Press dlja otbortovki koncov trub* [Press for flanging of pipe ends]. Patent USSR 614848, pp. 3.
9. Kajushin V. A. e. a. *Instrument dlja otbortovki koncov trub* [Tool for flanging of pipe ends]. Patent USSR 620313, pp. 2.
10. Kajushin V. A. e. a. *Instrument dlja otbortovki koncov trub* [Tool for flanging of pipe ends]. Patent USSR 770618, pp. 2.
11. Kajushin V. A. e. a. *Ustrojstvo dlja otbortovki trub* [Pipe Flaring Device]. Patent USSR 642049, pp. 3.
12. Kajushin V. A. e. a. *Sposob poluchenija ploskih flancev* [Method for producing flat flanges]. Patent USSR 889203, pp. 2.
13. Isaevich L. A., Gurinovich V. A., Sidorenko M. I., Shimanskij A. V. Raschet velichiny osadki pri plasticheskom formoobrazovanii flanca v trubnoj zagotovke [Calculation of the value of the draft during the plastic shaping of the flange in the pipe blank]. *Respublikanskij mezhdedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov «Mashinostroenie» = The Republican interdepartmental collection of scientific papers «Mechanical Engineering»*, 2007, no. 22, pp. 363–366.
14. Gurinovich V. A. *Progressivnye metody obrabotki zagotovok i vosstanovlenija detalej* [Progressive methods of processing blanks and restoring parts]. Minsk, BNTU Publ., 2007, 208 p.
15. Guringovich V. A., Isaevich L. A., Sidorenko M. I., Shimanskij A. V. Kinematika techenija metalla pri formoobrazovanii flanca v trubchatoj zagotovke s lokalizaciej ochaga deformacii [Kinematics of metal flow during the formation of a flange in a tubular blank with localization of the deformation center]. *«Nauka – obrazovaniju, proizvodstvu, jekonomike» Materialy IV Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii = «Science – Education, Production, Economics» Materials of the IV International Scientific and Technical Conference*. Minsk, 2006, no. 1, pp. 193–197.
16. Isaevich L. A., Sidorenko M. I., Gurinovich V. A. Raschet usilija deformirovaniya pri plasticheskom formoobrazovanii flanca v trubnoj zagotovke [Calculation of the deformation force during the plastic shaping of the flange in the pipe blank]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2007, no. 1, pp. 140–145.
17. Gurinovich V. A. e. a. *Ustrojstvo dlja formoobrazovanija flanca v trubnoj zagotovke* [Device for forming a flange in a pipe blank]. Patent RB 4086, 2005, pp. 47.
18. Isaevich L. A., Guringovich V. A., Sidorenko M. I., Shimanskij A. V. Osobennosti formoobrazovanija perehodnoj zony v otbortovannom flance trubnoj zagotovki [Features of the formation of the transition zone in the flanged tube blank]. *«Mashinostroenie i tehnosfera». Sbornik trudov XIV Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii = «Mechanical engineering and technosphere». Proc. of the XIV International Scientific and Technical Conference*. Sevastopol, 2007, no. 1, pp. 96–99.
19. Isaevich L. A., Shimanskij A. V., Guringovich V. A., Sidorenko M. I. Opredelenie tehnologicheskikh parametrov processa formoobrazovanija flanca v trubnyh zagotovkah [Determination of technological parameters of the process of shaping the flange in tube billets]. *«Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov». Materialy III Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii = «Modern methods and technologies for the creation and processing of materials». Materials of the III International Scientific and Technical Conference*. Minsk, 2008, no. 3, pp. 117–122.
20. Stepanenko A. V. *Prokatka polos peremennogo profilja* [Rolling of strips of variable profile]. Gomel, IMMS NAS of Belarus Publ., 2001, 180 p.
21. Semenov E. I. *Kovka i shtampovka: Spravochnik* [Forging and stamping: Directory]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985, no. 1, 568 p.
22. Grudev A. P. *Vneshnee trenie pri prokatke* [External friction during rolling]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973, 298 p.
23. Tret'jakov A. V. *Mehanicheskie svoystva metallov i splavov pri obrabotke metallov: Spravochnik* [Mechanical properties of metals and alloys in metal processing: Directory]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973, 224 p.



УДК 621.77.04

Поступила 06.02.2018

ПРЯМОЕ ИЗГОТОВЛЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ LOM-ТЕХНОЛОГИИ

Н. К. ТОЛОЧКО, А. А. АНДРУШЕВИЧ, П. С. ЧУГАЕВ, Т. А. БОГДАНОВИЧ, Белорусский
государственный аграрный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 99/2.
E-mail: n.tolochko@hotmail.com, andru49@mail.ru

Приведен краткий обзор основных видов аддитивных технологий, обеспечивающих прямое изготовление деталей из металла. Рассмотрены особенности прямого изготовления металлических деталей с использованием LOM-технологии в сравнении с другими аддитивными технологиями. Выполнен анализ различных способов соединения пакетированных листовых металлов в процессе изготовления LOM-деталей, включая способы механического, клевого, сварного и паяного соединений. Обсуждены достоинства и недостатки каждого из этих способов. Экспериментально продемонстрированы возможности соединения пакетированных листовых металлов посредством сварки и пайки.

Ключевые слова. LOM-технология, аддитивная технология, металлическая деталь, соединение листовых металлов.

DIRECT MANUFACTURING OF METAL PARTS USING LOM-TECHNOLOGY

N. K. TOLOCHKO, A. A. ANDRUSHEVICH, P. S. CHUGAEV, T. A. BOGDANOBICH, Belarusian State
Agrarian Technical University, Minsk, 99/2, Nezavisimosti ave. E-mail: n.tolochko@hotmail.com, andru49@mail.ru

A brief review of the main types of additive technologies providing direct manufacturing of metal parts was carried out. Peculiarities of direct manufacturing of metal parts using LOM-technology (laminated object manufacturing) are compared with other additive technologies. Different methods of juncture stacked sheet metals during fabrication of LOM-parts, including methods of mechanical, adhesive, welded and soldered juncture were analyzed. The advantages and disadvantages of each of these methods were considered. The possibilities of juncture sheet stacked metals by welding and soldering were demonstrated experimentally.

Keywords. LOM-technology (laminated object manufacturing), additive technology, metal part, juncture of sheet metals.

Аддитивные технологии начали интенсивно развиваться на рубеже 80–90-х годов и в настоящее время получили довольно большое распространение во многих странах. С их применением связываются революционные изменения в промышленном производстве [1]. В последние годы они все шире применяются в Беларуси.

Аддитивные технологии – это обобщенное название технологий изготовления трехмерных (3D) изделий по их компьютерным моделям путем последовательного (как правило, послойного) добавления материала – в противоположность традиционным субтрактивным технологиям, предусматривающим достижение требуемой формы изделия путем удаления материала с заготовки в результате ее механической, электроэрозионной и другой обработки [2]. Первоначально эти технологии называли технологиями быстрого прототипирования, поскольку в основном они предназначались для создания прототипов изделий. На сегодняшний день технологии быстрого прототипирования рассматриваются как часть аддитивных технологий, которые позволяют создавать не только прототипы изделий, но и готовые изделия. Часто аддитивные технологии называют технологиями 3D-печати; соответственно устройства, с помощью которых они реализуются, называют 3D-принтерами.

Известно несколько десятков разновидностей аддитивных технологий, которые различаются как особенностями процессов создания 3D-изделий, так и особенностями конструкции и функционирования 3D-принтеров. Кроме того, они имеют разнообразные фирменные названия.

Аддитивные технологии находят большее применение в машиностроении, прежде всего для создания деталей сложных форм. Поскольку большинство деталей машин, а также деталей технологической оснастки являются металлическими, то особый интерес представляют такие аддитивные технологии, которые позволяют напрямую создавать детали из металла. К ним относятся различные виды технологий, основанных на термообработке металлического порошка или проволоки (табл. 1). Среди них наи-

более распространены технологии, в которых нагрев осуществляется лазерным (SLS, SLM, LMD, LENS) или электронным (EBM, EBF) лучом. Меньшее распространение получили технологии, где для термообработки используется плазма (IFF) или электродуговой разряд (GMAW).

Таблица 1. Основные разновидности аддитивных технологий, обеспечивающих прямое изготовление деталей из металла

Название технологии	Краткая характеристика технологии
Selective Laser Sintering (SLS)	Металлический порошок наносится послойно на платформу, каждый слой подвергается селективному спеканию лазерным лучом, сканирующим поверхность порошкового слоя
Selective Laser Melting (SLM)	Металлический порошок наносится послойно на платформу, каждый слой подвергается селективному плавлению лазерным лучом, сканирующим поверхность порошкового слоя
Laser Metal Deposition (LMD)	Металлический порошок или проволока подается непосредственно к месту построения изделия и подвергается лазерной послойной наплавке
Laser Engineered Net Shape (LENS)	Осуществляется по аналогии с LMD, отличие состоит в том, что в зону лазерного плавления могут подаваться не один вид, а два или более видов металлических порошков, в результате получаются изделия с градиентным составом
Electron Beam Melting (EBM)	Осуществляется по аналогии с SLM, отличие состоит в том, что металлический порошок подвергается переплавке под действием электронного, а не лазерного луча
Electron Beam Freeform Fabrication (EBF)	Осуществляется по аналогии с EBM, отличие состоит в том, что металл подается в зону электронно-лучевого плавления в виде проволоки, а не порошка
Ion Fusion Formation (IFF)	Осуществляется по аналогии с EBM, отличие состоит в том, что в качестве источника энергии для плавления порошка используется плазматрон, ионизирующий инертный газ и генерирующий поток плазмы
Gas metal arc welding (GMAW)	Осуществляется по аналогии с EBF, отличие состоит в том, что в качестве источника энергии для плавления проволоки используется электрическая дуга
Laminated Object Manufacturing (LOM)	Металлические листы подвергаются контурному раскрою, полученные листовые выкройки пакетируются и соединяются друг с другом

Указанные технологии имеют характерную особенность, которая состоит в том, что каждый наращиваемый слой создается путем последовательного формирования и пристраивания друг к другу отдельных фрагментов, соответствующих по размерам зонам термообработки расходных материалов – металлического порошка или проволоки. От них принципиально отличается LOM-технология, в которой расходные материалы используются в листовом виде и соответственно наращиваемые слои создаются не последовательно-фрагментарным способом, а сразу же целиком – путем контурного раскроя листов расходных материалов.

Следует однако заметить, что LOM-технология до сих пор применяется в основном для изготовления изделий из бумаги или пластиковой пленки [4]. Такие изделия обычно получают следующим образом. Расходный листовый материал с предварительно нанесенным на его поверхность термоактивным клеем периодически подается из рулона на рабочую платформу, где лучом лазера вырезаются контуры поперечных сечений создаваемого изделия. При этом часть лишнего материала разрезается на мелкие кусочки для последующего удаления. Оставшийся материал скатывается в отработанный рулон и также подлежит удалению. Каждая вновь создаваемая листовая выкройка склеивается с предыдущей за счет прокатки нагретым роликом. В результате получается многослойное изделие определенной конфигурации.

Изготовленные по LOM-технологии бумажные или пластиковые изделия идеально подходят для решения задач, требующих оценки формы и внешнего вида изделий, а также для проверки их собираемости; кроме того, они могут использоваться в качестве разовых выжигаемых моделей в литейном производстве [4].

Что же касается применения LOM-технологии для прямого изготовления изделий из металла, то на сегодняшний день оно не получило широкого распространения, несмотря на то что создание металлических изделий путем пакетирования и соединения листовых металлических выкроек имеет многолетнюю историю. Одной из основных причин этого является до конца не решенная проблема эффективного соединения пакетируемых металлических листовых выкроек, обеспечивающего требуемые эксплуатационные свойства получаемых изделий. Данная статья посвящена краткому рассмотрению современного состояния этой проблемы.

Пожалуй, первым, кто предложил применять LOM-технологию для изготовления металлических деталей сложной формы, в частности штампов для штамповочных прессов и кулачков для кулачковых ме-

ханизмов, был Di Matteo (США) [5], запатентовавший в 1974 г. способ создания 3D-объектов, согласно которому металлические листы разрезают по заданным контурам лазером или фрезой, а полученные выкройки укладывают в стопку и соединяют между собой с помощью болтов.

Болтовые соединения металлических листов отличаются технической простотой реализации и обеспечивают довольно прочное прижатие листов друг к другу. Для осуществления таких соединений в каждой листовой выкройке предварительно просверливаются в определенных местах отверстия, которые, совмещаясь друг с другом при последующем пакетировании выкроек, образуют сквозные отверстия, проходящие через всю стопку. В эти отверстия вставляются болты, на которые навинчиваются гайки.

Характерным примером реализации LOM-технологии на основе использования болтовых соединений металлических листов является работа Alami (Иордания) [6], посвященная получению пресс-форм для формования образцов из глины с целью определения механических свойств глиняных кирпичей. Пресс-формы создавали из стальных листов толщиной 1 и 3 мм, в каждом из которых с помощью станка с ЧПУ вырезали центральное отверстие диаметром 50 мм – для последующего создания формообразующей цилиндрической полости, а также четыре крепежных отверстия диаметром 9 мм – для установки болтов. Кроме того, для обеспечения точной укладки листов в каждом из них делали два выравнивающих отверстия диаметром 8 мм. Стопка листов имела высоту 40 мм.

Walczyk и др. (США) [7–9], исследуя возможности применения LOM-технологии для изготовления металлической формообразующей оснастки, предложили использовать болтовые соединения для жесткой фиксации металлических листовых выкроек в специальной зажимной раме, где обеспечивалась их строго упорядоченная укладка в стопку. Такая групповая фиксация выкроек позволяла проводить их совместную механическую обработку по поверхностям, образованным кромками выкроек. Кроме того, благодаря тому что конструкция стянутых болтами листов являлась разборной, можно было в процессе разработки пресс-форм легко извлекать отдельные листы из стопки для дополнительной доработки или замены на другие листы с целью обновления формообразующих поверхностей пресс-форм.

Несмотря на ряд достоинств, болтовые соединения не получили широкого применения при изготовлении металлических изделий по LOM-технологии. В частности, с помощью таких соединений можно создавать пресс-формы для формования листового металла, но они оказываются непригодными для создания пресс-формы для литья под давлением из-за возможной утечки расплава через зазоры между слоями [7–9].

Еще одним видом соединения металлических листов, который находит применение в LOM-технологии и так же как и болтовые соединения отличается технической простотой реализации, является соединение посредством адгезивов. Так, Zak и Wang (Канада) [10] изготавливали многослойные изделия путем пакетирования стальных листов толщиной 0,12 мм, которые соединяли двухсторонней клейкой пленкой марки Scotch 3M 467MP под действием давления, создаваемого нагретым роликом. Walczyk и Dolar (США) [6] проводили испытания на прочность многослойных изделий, изготовленных из алюминевых пластин, которые соединяли между собой эпоксидным клеем, равномерно распределенным по их поверхности. Испытания показали, что все образцы разрушались по схеме полного или частичного когезионного разрушения, что свидетельствует о высокой прочности клеевого соединения. Имевшее место в ряде случаев частичное когезионное разрушение могло быть связано со следующими причинами: поверхности пластин были недостаточно подготовлены, т. е. не были полностью очищены от загрязнений; зазоры между склеиваемыми поверхностями были неравномерны; в процессе изготовления изделий на поверхность пластин попадали загрязняющие вещества.

К недостаткам клеевых соединений, ограничивающим их применение при изготовлении металлических изделий по LOM-технологии, относятся невысокая теплостойкость и теплопроводность, повышенная горючесть [11].

Анализ исследований в области LOM-технологии показывает, что для соединения металлических листов в основном используются сварка и пайка.

В 1979 г. Nakagawa и др. (Япония) [12–14] начали впервые применять диффузионную сварку для соединения сделанных лазером выкроек из листовой стали при изготовлении ряда формовочных инструментов: вырубных и вытяжных штампов, пресс-форм для прессового и литейного оборудования. Позднее LOM-технология, основанная на использовании диффузионной сварки, получила развитие в работах Yi и др. (Китай) [15, 16], Precht и др. (Германия) [17].

Диффузионно-сварочное соединение пакетированных металлических листов происходит в результате их прессования при высокой температуре в течение определенного времени, достаточного для того,

чтобы листы соединились по всей площади с полным закрытием всех микроскопических пор на границе раздела [14, 17]. При этом может быть достигнута весьма высокая прочность соединения листов, сопоставимая с прочностью самих листов. Так, Nakagawa и др. [13] диффузионно сваривали 55 листов холоднокатаной стали путем их совместного нагревания в вакууме при температуре 1100 °С и последующего прессования при давлении 5,9 МПа в течение 1 ч. В результате обеспечивалось соединение листов без видимых линий раздела с прочностью связи, достигающей до 100% от прочности исходного материала.

Наряду с достоинствами диффузионно-сварочный процесс соединения листовых металлов имеет недостатки [6]. К ним относятся ограниченная применимость процесса к конкретным комбинациям материалов (в основном диффузионной сварке подвергают стальные листы), большая длительность процесса, необходимость специальной подготовки свариваемых поверхностей, потребность в сложном прессовом оборудовании, работающем при высоких температурах (приблизительно 2/3 температуры плавления исходного металла).

В отдельных работах, посвященных LOM-технологии, для соединения металлических листов использовали лазерную сварку [18] и контактную электросварку [19]. В частности, в работе [19] экспериментально показана возможность быстрого соединения с помощью контактной электросварки пакетируемых листов из нержавеющей стали толщиной 0,1 мм при изготовлении литейной формы для инъекционного литья пластмасс.

Соединение металлических листов в LOM-технологии пайкой получило более широкое распространение, чем сваркой. Пайка позволяет соединять листы большой площади, оказывает минимальное влияние на состав основного материала, проявляет более высокую устойчивость к несогласованным поверхностям, чем диффузионная сварка, поскольку припоем заполняются пустоты и зазоры, имеющиеся на границе раздела [6].

В 1998 г. Obikawa (Япония) [20, 21] одним из первых применил пайку для соединения листовых металлов в LOM-технологии. Он осуществлял спаивание стальных листов толщиной 0,2 мм, покрытых с обеих сторон слоем припоя толщиной 40 мкм. Позднее Bryden и Pashby (Великобритания) [21] предложили использовать пайку при изготовлении слоистых инструментов, а Yoon и Na (Южная Корея) [23] показали, что пайка является эффективным средством получения слоистых штампов, работающих при низкой температуре. В настоящее время пайка признана в качестве надежного способа соединения металлических листов, снижающего риски утечки в слоистых изделиях [24], что важно, в частности, при создании пресс-формы для литья под давлением, а также различных деталей, содержащих каналы охлаждения.

Для соединения металлических листов пайкой применяют как твердые, так и мягкие припои [6]. Пайка твердыми припоями проводится при температуре 450 °С и выше и поэтому не рекомендуется для соединения относительно легкоплавких металлов. В основном с ее помощью соединяют стальные листы. Пайка мягкими припоями (например, на основе олова и свинца) проводится по аналогии с пайкой твердыми припоями, но при температуре ниже 450 °С.

В 2016 г. J. Butt и др. (Великобритания) [25] разработали автоматизированную LOM-установку для изготовления деталей из металлических листов, соединяемых пайкой. Она устроена и работает по аналогии с упоминавшейся выше LOM-установкой, предназначенной для изготовления деталей из бумаги или пластиковой пленки. Расходный материал – листовый металл периодически подается из рулона на рабочую платформу, где лазер делает из листов контурные выкройки, дозатор наносит на выкройки паяльную пасту, а ролик разглаживает пасту в равномерный слой. Каждая вновь создаваемая выкройка спаивается с предыдущей за счет прижимания нагретой пластиной. В предварительных экспериментах для изготовления металлических образцов использовали медную фольгу толщиной 100 мкм, которую соединяли с помощью паяльной пасты на основе серебра и олова в рабочем интервале температур 280–380 °С. Паяльную пасту наносили вручную. Стопку листов с нанесенной пастой зажимали между двумя пластинами из нержавеющей стали, снабженными болтами и гайками, и помещали в печь, где листы спаивались, образуя слоистый образец.

С целью демонстрации технических возможностей реализации сварных и паяных соединений листовых металлов при изготовлении изделий по LOM-технологии нами были проведены пробные эксперименты, в ходе которых были получены слоистые металлические образцы (рис. 1, 2).

На рис. 1 показан образец, состоящий из двух алюминиевых пластин, имеющий форму прямоугольника длиной 30 мм, шириной 25 мм и толщиной 1,5 мм. Пластины из алюминия А5 (ГОСТ 1109-01) с исходной толщиной 3 мм совмещали друг с другом и соединяли сваркой давлением методом продольной

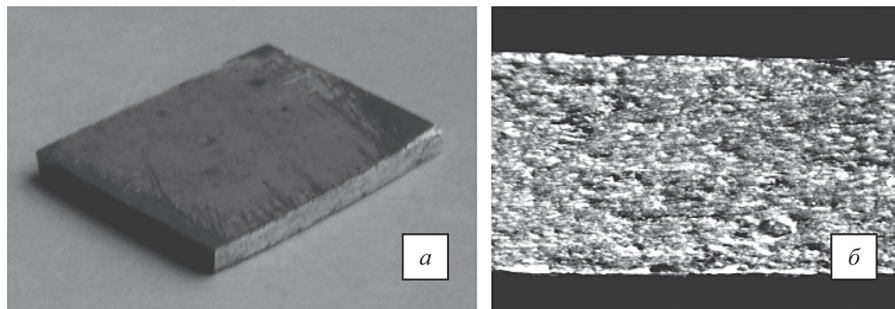


Рис. 1. Двухслойный образец из алюминиевых пластин, соединенных сваркой давлением: *а* – внешний вид; *б* – фрагмент слоистой структуры

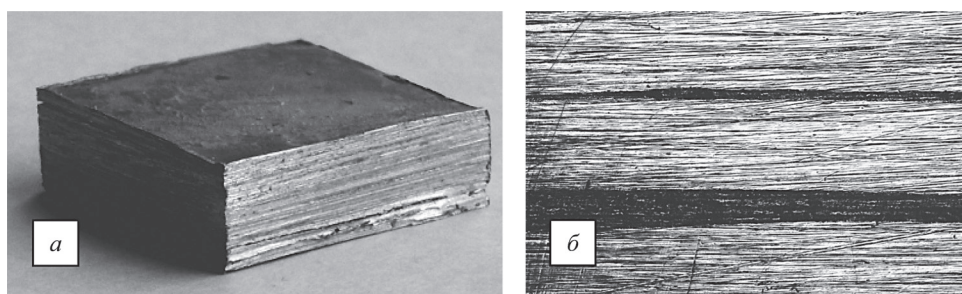


Рис. 2. Многослойный образец из латунных пластин, соединенных пайкой: *а* – внешний вид; *б* – фрагмент слоистой структуры

прокатки с усилием 300 т. Коэффициент вытяжки 4,0. Предварительно пластины подогревали до температуры 190–200 °С. На рис. 1, *а* изображена слабо заметная граница раздела пластин.

На рис. 2 показан образец, состоящий из 10 латунных пластин квадратной формы с длиной стороны 20 мм и толщиной 1 мм. Пластины из латуни Л80 (ГОСТ 931-90) предварительно покрывали слоем оловянно-свинцового припоя ПОС40 путем окунания в расплавленный припой, затем их пакетировали и соединяли пайкой. Процесс соединения проводили следующим образом: пластины, собранные в пакет, зажимали с помощью струбцины и помещали в печь СНОЛ-3.5, где их выдерживали при температуре 270 °С (температура плавления припоя 238 °С), после чего охлаждали вместе с печью. На рис. 2, *а* отчетливо видны соединительные прослойки припоя.

Анализ современного состояния исследований в области LOM-технологии показывает, что эта технология имеет большие потенциальные возможности для прямого изготовления металлических изделий, которые до сих пор остаются невостребованными. Для широкого распространения этой технологии необходимо, с одной стороны, проводить ее дальнейшее совершенствование, а с другой – определять виды металлических изделий, изготовление которых с ее помощью будет наиболее эффективным.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рифкин Дж. Третья промышленная революция: Как горизонтальные взаимодействия меняют энергетику, экономику, мир в целом. М.: Альпина нон-фикшн, 2014. 410 с.
2. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / М. А. Зленко, М. В. Нагайцев, В. М. Довбыш. М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. 220 с.
3. Das S., Bourell D. L., Babu S. S. Metallic materials for 3D printing // MRS Bulletin. 2016. Vol. 41. P. 729–741.
4. Валетов В. А. Аддитивные технологии (состояние и перспективы). СПб.: Ун-т ИТМО, 2015. 63с.
5. Di Matteo P. L. Method of generating and constructing three-dimensional bodies US pat. № 3932923 A. 1976.
6. Alami A. H. Using Laminated Metal Tooling (LMT) in Die Manufacturing For Clay Moulding // Proc. 5th Int. Symp. Mechatronics and its Applications (ISMA08), Amman, Jordan, May 27–29, 2008. 8 p.
7. Walczyk D. F., Dolar N. Y. Bonding Methods for Laminated Tooling // Proc. Solid Freeform Fabrication Symp. Austin, Texas, USA, 1997. P. 211–221.
8. Walczyk D. F., Harde D. E. Recent Developments in Profiled-Edge Lamination Dies for Sheet Metal Forming // Proc. Seventh Solid Freeform Fabrication Symp., Austin, Texas, USA, 1999. P. 215–226.
9. Walczyk D. F., Yoo S. Design and fabrication of a laminated thermoforming tool with enhanced features // J. Manuf. Proc., 2009. Vol.11. P. 8–18.
10. Zak G., Wang W. Adhesive Bonding of Sheet for Laminated Metal Tooling // Proc. Solid Freeform Fabrication Symp., Austin, Texas, USA, 2002. P. 502–509.
11. Емелина О. Ю. Композиционные полимерные материалы, модифицированные дисперсными наполнителями, применяемые в строительстве и при ремонте техники // Вестн. Казан. технолог. ун-та. 2014. Т. 17. Вып. 3. С. 128–130.

12. Nakagawa T. Blanking tool by stacked bainite steel plates // *Press Techn.* 1979. P. 93–101.
13. Kunieda M., Nakagawa T. Development of Laminated Drawing Dies by Laser Cutting // *Bull. JSPE.* 1984. P. 353–54.
14. Nakagawa T., Kunieda M., Liu S. Laser Cut Sheet Laminated Forming Dies by Diffusion Bonding // *Proc 25th MTDR Conf.* 1985. P. 505–510.
15. Yi S. P. [et al]. Connect technique of laminated object manufacturing using metallic materials as modeling materials // *J. Chongqing Univ.* 2002. No 25 (2). P. 1–3.
16. Yi S. [et al]. Study of the key technologies of LOM for functional metal parts // *J. Materials Processing Technology.* 2004. Vol. 150, Is. 1–2. P. 175–181.
17. Precht M., Otto A., Geiger M. Rapid Tooling by Laminated Object Manufacturing of Metal Foil // *Adv. Mater. Res.* 2005. Vol. 6–8. P. 303–312.
18. Himmer T., Techel A., Nowotny S., Beyer E. Recent developments in metal laminated tolling by multiple laser processing // *Solid Freeform Fabrication Symp.* 2002. Proc.: August 5–7, 2002. Austin: Univ. of Texas, 2002. P. 466–473.
19. Cheng R., Wu X., Luo W. Rapid Laminated Manufacturing for Metallic Parts Based on Resistance Welding Double-station LOM // *Adv. Mat. Res.* 2013. Vol. 681. P. 298–303.
20. Obikawa T. Rapid manufacturing system by sheet steel lamination // *Proc. 14th Int. Conf. Computer Aided Production Engineering*, Tokyo, Japan, 1998. P. 265–270.
21. Obikawa T. Yoshino M., Shinozuka J. Sheet steel lamination for rapid manufacturing // *J. Mat. Proc. Tech.* 1999. Vol. 89–90. P. 171–176.
22. Bryden B. G., Pashby I. R. Sequential laminated tooling, joined by brazing, for injection molding // *Rapid Prototyping J.* 1999. Vol. 5, No. 2. P. 89–93.
23. Yoon S. H., Na S. J. Rapid laminated tooling by a brazing and soldering process // *J. Manuf. Proc.* 2003. Vol. 5, No. 2. P. 118–126.
24. Ahari H., Khajepour A., Bedi S. Laminated Injection Mould with Conformal Cooling Channels: Optimization, Fabrication and Testing // *J. Machinery Manufacturing and Automation.* 2013. Vol. 2, Iss.2, P. 16–24.
25. Butt J., Mebrahtu H., Shirvani H. Rapid prototyping by heat diffusion of metal foil and related mechanical testing // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2016. Vol. 84. P. 2357–2366.

REFERENCES

1. Rifkin Dzh. *Tret'ya promyshlennaya revolyucija: Kak gorizontaľ'nye vzaimodejstviya menjajut jenergetiku, jekonomiku i mir v celom* [The Third Industrial Revolution: How to change the horizontal interaction of energy, the economy and the world at large]. Moscow, Al'pina non-fikshin Publ., 2014. 410 p.
2. Zlenko M. A., Nagaitsev M. V., Dovbysh V. M. *Additivnye tehnologii v mashinostroenii: posobie dlya inzhenerov* [Additive technologies in mechanical engineering: a manual]. «NAMI» Publ., 2015. 220 p.
3. Das S., Bourell D. L., Babu S. S. Metallic materials for 3D printing. *MRS Bulletin.* 2016. Vol. 41. P. 729–741.
4. Valetov V. A. *Additivnye tehnologii (sostoyanie i perspektivy)* [Additive Technologies (Status and perspectives)]. SPb., University ITMO Publ., 2015. 63 p.
5. Di Matteo P. L. *Method of generating and constructing three-dimensional bodies.* US pat. № 3932923 A. 1976.
6. Alami A. H. Using Laminated Metal Tooling (LMT) in Die Manufacturing For Clay Moulding. *Proc. 5th Int. Symp. Mechatronics and its Applications (ISMA08).* Amman, Jordan, May 27–29, 2008. 8 p.
7. Walczyk D. F., Dolar N. Y. Bonding Methods for Laminated Tooling. *Proc. Solid Freeform Fabrication Symp.* Austin, Texas, USA, 1997. P. 211–221.
8. Walczyk D. F., Harde D. E. Recent Developments in Profiled-Edge Lamination Dies for Sheet Metal Forming. *Proc. Seventh Solid Freeform Fabrication Symp.*, Austin, Texas, USA, 1999. P. 215–226.
9. Walczyk D. F., Yoo S. Design and fabrication of a laminated thermoforming tool with enhanced features. *J. Manuf. Proc.*, 2009. Vol.11. P. 8–18.
10. Zak G., Wang W. Adhesive Bonding of Sheet for Laminated Metal Tooling. *Proc. Solid Freeform Fabrication Symp.*, Austin, Texas, USA, 2002. P. 502–509.
11. Emelina O. Yu. Kompozitsionnye polimehnie materialy, modifitsirovannye dispersnymi napolnitelyamy, primenyaemymy v stroitel'stve i pri remonte yehniki [Composite polymeric materials modified with dispersed fillers used in construction and in the repair of machinery]. *Vestnik Kazanskogo tehnologicheskogo universiteta = Bulletin of the Kazansky Technological University*, 2014, vol. 17, vyp. 3, pp. 128–130.
12. Nakagawa T. Blanking tool by stacked bainite steel plates. *Press Techn.*, 1979. P. 93–101.
13. Kunieda M., Nakagawa T. Development of Laminated Drawing Dies by Laser Cutting. *Bull. JSPE.* 1984. P. 353–54.
14. Nakagawa T., Kunieda M., Liu S. Laser Cut Sheet Laminated Forming Dies by Diffusion Bonding. *Proc. 25th MTDR Conf.*, 1985. P. 505–510.
15. Yi S. P. [et al]. Connect technique of laminated object manufacturing using metallic materials as modeling materials. *J. Chongqing Univ.*, 2002, no. 25 (2). P. 1–3.
16. Yi S. [et al]. Study of the key technologies of LOM for functional metal parts. *J. Materials Processing Technology*, 2004. Vol. 150, Is. 1–2. P. 175–181.
17. Precht M., Otto A., Geiger M. Rapid Tooling by Laminated Object Manufacturing of Metal Foil. *Adv. Mater. Res.*, 2005. Vol. 6–8. P. 303–312.
18. Himmer T., Techel A., Nowotny S., Beyer E. Recent developments in metal laminated tolling by multiple laser processing. *Solid Freeform Fabrication Symp.*, 2002. Proc.: August 5–7, 2002. Austin: Univ. of Texas, 2002. P. 466–473.
19. Cheng R., Wu X., Luo W. Rapid Laminated Manufacturing for Metallic Parts Based on Resistance Welding Double-station LOM. *Adv. Mat. Res.*, 2013. Vol. 681. P. 298–303.

20. **Obikawa T.** Rapid manufacturing system by sheet steel lamination. *Proc. 14th Int. Conf. Computer Aided Production Engineering*, Tokyo, Japan, 1998. P. 265–270.
21. **Obikawa T., Yoshino M., Shinozuka J.** Sheet steel lamination for rapid manufacturing. *J. Mat. Proc. Tech.*, 1999. Vol. 89–90. P. 171–176.
22. **Bryden B. G., Pashby I. R.** Sequential laminated tooling, joined by brazing, for injection molding. *J. Rapid Prototyping*. 1999. Vol. 5. No. 2. P. 89–93.
23. **Yoon S. H., Na S. J.** Rapid laminated tooling by a brazing and soldering process. *J. Manuf. Proc.* 2003. Vol. 5, No. 2. P. 118–126.
24. **Ahari H., Khajepour A., Bedi S.** Laminated Injection Mould with Conformal Cooling Channels: Optimization, Fabrication and Testing. *J. Machinery Manufacturing and Automation*. 2013. Vol. 2, Iss.2, P. 16–24.
25. **Butt J., Mebrahtu H., Shirvani H.** Rapid prototyping by heat diffusion of metal foil and related mechanical testing. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2016. Vol. 84. P. 2357–2366.



УДК

Поступила 08.02.2018

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА И СХЕМЫ НАНЕСЕНИЯ КАРБОНИТРИРУЮЩЕЙ ОБМАЗКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

В. Н. ФЕДУЛОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65. Тел. + 37529 631 09 85

Положительный эффект от применения нового состава обмазки связан, в первую очередь, с увеличением толщины наносимого слоя обмазки до 20 мм на упрочняемые рабочие поверхности технологической оснастки, введение в ее состав гипса, способствующего повышению технологичности обмазки при нанесении и образованию на поверхности разогретой обмазки корочки, препятствующей выделению газовой фазы из зоны реакции во время нагрева в печи при 520 °С в течение 4–8 ч, а также использование фтористого стронция и увеличение содержания калия железистосинеродистого. За счет отмеченного повышается диффузионная способность процесса насыщения. Применение обмазки нового состава, изменение толщины слоя, а также фиксация температурного режима нагрева обеспечат повышение ресурса работы упрочняемых деталей инструмента в 1,5–2,0 раза.

Ключевые слова. Инструментальная сталь. Карбонитрирование в обмазке. Состав обмазки. Способ нанесения. Пресс-формы литья алюминиевых сплавов. Апробирование в условиях производства инструмента.

OPTIMIZATION OF COMPOSITION AND APPLICATION SCHEME OF CARBONITRIDING COATING FOR INCREASING THE SURFACE PROPERTIES OF TOOL STEELS

V. N. FEDULOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
Tel. + 37529 631 09 85

The positive effect of using a new coating composition is primarily achieved due to the increase of the applied coating layer thickness to 20 mm on the hardened working surfaces of the tooling and due to introduction of gypsum in its composition. These actions improve the machinability of the coating application and the core formation on the surface of the heated coating of the crust, prevent emission of the gas phase from the reaction zone during heating in the furnace at 520 °C for 4 to 8 hours, as well as the use of strontium fluoride and an increase in the ferrocyanic potassium content. The diffusion capacity of the saturation process increases due to these actions. The use of a new composition, the change in the thickness of the layer, and also the fixation of the temperature regime of heating will ensure an increase in the operation life of the hardened tool parts by 1.5–2 times.

Keywords. Tool steel, carbonitriding in the coating, composition of the coating, method of application, die-casting molds of aluminum alloys, testing in the production of tools.

Существенное влияние на стойкость пресс-форм литья под давлением алюминиевых сплавов оказывает структура стали, полученная в результате правильного проведения упрочняющей термической обработки с дополнительным поверхностным упрочнением при химико-термической обработке. Нежелательно присутствие в структуре стали после закалки и отпуска остаточного аустенита, чем хороша сталь 4Х5МФС [1]. На наш взгляд, при закалке еще необходимо добиваться протекания процессов частичной рекристаллизации структуры. Это дает особенно хорошие результаты, когда производится закалка в масле на мартенсит. Образующийся после проведения отпуска мартенсит весьма консервативен к последующим нагревам до высоких температур [2]. Циклическое воздействие температуры в пресс-форме является причиной протекания процессов сфероидизации и коагуляции элементов (фаз) структуры, поэтому лучше иметь пластинчатый тип структуры стали после упрочнения или, например, изготавливать детали матрицы или пуансона из литой заготовки инструментальной стали [3]. По этой причине проведение заключительного отпуска при температуре 550–600 °С, когда происходит образование карбидов Me_2C , нежелательно, так как мелкие и несложные по строению карбиды легко поддаются процессам растворения

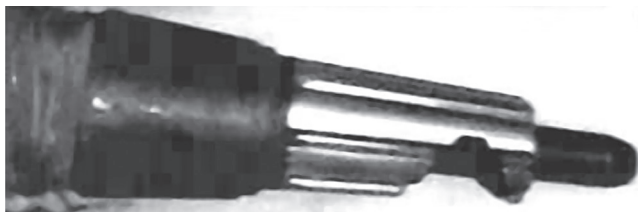


Рис. 1. Общий вид пуансонов из сложнолегированной стали 4X5MFC (впрыск металла происходит в верхнюю канавку пуансона)

или поглощения более крупными карбидами более мелких при последующем нагреве. Нужно максимально возможно повышать температуру закалки в масле до 1150 °С и отпуска до 625–650 °С [4]. В качестве заключительной химико-термической обработки лучше применять карбонитрирование в обмазке при температуре 520 °С, так как это обеспечивает создание теплоустойчивой к последующим нагревам твердорастворной структуры, что является наиболее эффективным способом повыше-

ния стойкости рабочих частей инструмента типа пресс-форм. Проведение карбонитрирования формообразующих поверхностей инструмента – это кардинальное изменение химического состава, структурного состояния и свойств инструментальной стали на поверхности инструмента при его изготовлении или восстановлении при ремонте. В результате наблюдений работниками предприятий за поведением пресс-форм в производстве до их выбраковки представится возможным зафиксировать количество теплосмен их работы (полученных годных деталей), а также проследить за кинетикой их постепенного выхода из строя, обеспечить повышение поверхностных свойств при ремонте за счет специальной обработки и выявить характер разрушения при окончании эксплуатации. Наблюдение должно вестись и при пересменке и ремонтных работах [5].

Задачей исследования являлась оптимизация процесса проведения технологического процесса карбонитрирования в обмазке для повышения стойкости деталей рабочих частей из стали 4X5MFC пресс-форм литья алюминиевых сплавов.

Методическая часть работы состояла первоначально в сравнении трех составов обмазок для карбонитрирования по их эффективности поверхностного упрочнения посредством сравнения стойкости пуансонов при проведении восстановительных работ ранее эксплуатируемых пресс-форм. На втором этапе проводили оптимизацию лучшего состава обмазки и технологии ее нанесения на упрочняемые поверхности.

При проведении исследований в литейном цехе ОАО «Амкодор-Белвар» выяснилось, что работники ремонтной службы цеха после того как отливка корпуса большой электромясорубки из алюминиевого сплава начинала застревать на поверхности пуансона из стали 4X5MFC, снимали форму и производили их ремонтную полировку. Застревание отливки происходило на одной из граней пуансона в виде прямоугольной ложбины именно там, куда производился впрыск жидкого металла (рис. 1). После дополнительной ремонтной операции полировки ложбин пуансонов их вновь устанавливали в пресс-форму. После ремонтной стойкость пресс-форм до очередного «застревания» детали на пуансоне в том же месте составляла от 800 до 1000 шт. деталей, снимаемых с двух гнезд (табл. 1, п. 1).

Решение вопроса повышения стойкости пресс-форм в данном случае оказалось довольно простым. После проведения операции ремонтного полирования поверхности всех используемых в пресс-форме пуансонов, особенно в ложбинах и наиболее разогреваемых при работе местах, провели полное поверхностное упрочнение с помощью карбонитрирования в обмазках при температуре нагрева в печи 520 °С в течение 5 ч. Составы обмазок были разработаны автором ранее или в процессе выполнения предварительных лабораторных исследований (табл. 1, п. 2–4).

Схема применения обмазки была следующая. На поддон предварительно смоченная водой обмазка наносится равномерным слоем толщиной 30–40 мм, чтобы выбрать разницу в сечениях пуансонов при их укладке. Затем сверху наносится еще слой смоченной обмазки, чтобы закрыть упрочняемые поверхности деталей (рис. 2). Дается 20 мин на стекание лишней воды за счет уклона, а затем поддон с деталями помещается в предварительно разогретую до температуры 520 °С камерную электропечь и производится нагрев.



Рис. 2. Нанесение обмазки на рабочую часть всех пуансонов пресс-формы для корпуса мясорубки при проведении операции карбонитрирования

Таблица 1. Повышение стойкости двухместной пресс-формы за счет проведения операции карбонитрирования рабочих поверхностей всех пуансонов

№ п.п.	Состав обмазки для карбонитрирования при температуре 520 °С в течение 4 ч после полировки рабочих поверхностей пуансонов при плановом ремонте пресс-формы	Количество деталей, изготовленных после ремонта двухместной пресс-формы, шт.
1	Карбонитрирование не проводилось	800–1000
2	Железистосинеродистый калий – 50%, оксид кремния – 33%, натрий хлористый – 12%, гипс – 5%; слой обмазки толщиной – 12 мм	4000
3	Железистосинеродистый калий – 50%, оксид кремния – 40%, натрий хлористый – 5%, стронций фтористый – 5%; слой – 16 мм	8000
4	Железистосинеродистый калий – 55%, оксид кремния – 27%, натрий хлористый – 7%, стронций фтористый – 6%, гипс – 5%; слой – 20 мм [6]	11000

Проведенных манипуляций оказалось достаточно, чтобы повысить стойкость пресс-форм после ремонта в несколько раз (табл. 1). Наиболее производительным оказался состав обмазки, содержащий в качестве компонентов железистосинеродистый калий – 55%, оксид кремния – 27%, натрий хлористый – 7%, стронций фтористый – 6%, гипс – 5%. Исходя из этих полученных результатов, в дальнейшем и производили подбор нового оптимизированного количественного состава обмазки для обеспечения стойкости пресс-форм литья изделий из алюминиевых сплавов для сталей типа 4Х5МФС за счет карбонитрирования.

Таблица 2. Оптимизированный состав обмазки для карбонитрирования

Номер состава	Состав обмазки для диффузионного карбонитрирования для режима нагрева при температуре 520 °С и различное время проведения нагрева в печи при нанесении на рабочие поверхности слоя водной суспензии из неё толщиной 20 мм для образцов стали 4Х5МФС	Характеристики диффузионного слоя		
		глубина, мм	микротвердость, ГПа	
			основного слоя	переходного слоя
1	Калий железистосинеродистый – 60%, оксид кремния – 23%, натрий хлористый – 5%, стронций фтористый – 7%, гипс – 5%; время – 4 ч	0,10	11,5	8,2
2	Калий железистосинеродистый – 55%, оксид кремния – 28%, натрий хлористый – 7%, стронций фтористый – 6%, гипс – 4%; время – 6 ч	0,12	12,0	8,3
3	Калий железистосинеродистый – 50%, оксид кремния – 36%, натрий хлористый – 6%, стронций фтористый – 5%, гипс – 3%; время – 8 ч	0,13	10,0	8,1

В табл. 2 приведены результаты апробирования нового количественного состава обмазки для диффузионного карбонитрирования изделий из стали сложного химического состава типа 4Х5МФС при фиксированном температурном режиме и толщине слоя смеси. В данном случае переменными величинами были именно количественный состав обмазки и время проведения процесса. Из таблицы видно, что выбранный количественный состав обмазки и время нагрева при температуре в электропечи 520 °С в течение 4–8 ч должны обеспечивать повышение стойкости рабочей поверхности матриц и пуансонов из этой сложнолегированной инструментальной стали за счет образования поверхностного диффузионного слоя толщиной 0,1–0,13 мм с микротвердостью на поверхности 10–12 ГПа и в переходном слое 8,1–8,3 ГПа.

Изначально планировалось обеспечить необходимое качество диффузионного упрочнения поверхности пуансонов и матриц пресс-форм для литья алюминиевых сплавов. Это удалось выполнить с помощью нового состава обмазки, приготавливаемой на водной основе: калий железистосинеродистый – 50–60%, оксид кремния – 23–36, натрий хлористый – 6–7, стронций фтористый – 6–7 и гипс – 3–5%. Введение фтористого стронция и гипса и увеличение содержания калия железистосинеродистого повышают диффузионную способность обмазки. Взаимодействие компонентов слоя обмазки толщиной 20 мм при температуре насыщения приводит к образованию в ее составе «каркаса», который не позволяет растекаться обмазке по упрочняемой поверхности. Гипс способствует получению коллоидной составляющей в обмазке и обеспечивает ее более плотное прилегание к упрочняемой поверхности при нанесении и совместно с другими компонентами образованию газонепроницаемой корочки на поверхности слоя обмазки при нагреве в воздушной среде. Введение в состав обмазки 50–60% калия железистосинеродистого способствует образованию необходимого количества атомарного азота и углерода и совместно с фтористым стронцием, хлористым натрием и гипсом также обеспечивает протекание всего процесса диффузионного насыщения в течение 4–8 ч.

Новый состав обмазки в разных сочетаниях использовали на ОАО «КЗТШ» (г. Жодино) при изготовлении рабочих частей штампов из стали 4Х5МФС на общую сумму около 18 тыс. руб. На ОАО «Амкор-Белвар» проведено восстановление свойств рабочих поверхностей ранее наиболее нагруженных пуансонов пресс-форм литья изделий из алюминиевых сплавов, что позволило дополнительно отлить

продукции в количестве 23 тыс. шт. на общую сумму 1275 руб. только при учете изготовления деталей по операции литья для корпуса большой электромясорубки.

Таким образом, были разработаны и опробованы новый состав обмазки и схема ее нанесения для диффузионного насыщения поверхности стальных изделий при карбонитрировании. Состав обмазки может быть использован при проведении упрочнения поверхности деталей из сложнолегированных инструментальных сталей для рабочих частей пресс-форм и штампов горячего и холодного (для деталей из стали типа 5Х5Н2МФС) формообразования в целях придания ей более высокой твердости и теплостойкости по сравнению с сердцевинной. В результате диффузионного насыщения полированной поверхности одновременно азотом и углеродом образуется более твердый поверхностный слой, что не способствует появлению дополнительного количества границ новых зерен во время эксплуатации. Известно, чем меньше протяженность границ зерен, выходящих на поверхность, тем меньше вероятность появления разгарных трещин.

Выводы

1. Значительный положительный эффект связан с применением нового состава обмазки и увеличением толщины наносимого слоя на упрочняемые рабочие поверхности технологической оснастки до 20 мм.
2. Введение в состав порошкообразного гипса позволяет улучшить прилипание водной суспензии обмазки к стальной поверхности при ее нанесении и способствует образованию на поверхности разогретой обмазки плотной корочки, препятствующей выделению газовой фазы из зоны реакции во время нагрева в печи при 520 °С в течение от 4 до 8 ч.
3. Введение в состав фтористого стронция и одновременное увеличение содержания калия железистосинеродистого до 50–60% повышают диффузионную способность обмазки.
4. Для всех известных марок стали типа 4Х5МФС и других легированных хромом, молибденом, ванадием и вольфрамом инструментальных сталей должно применяться поверхностное упрочнение инструмента с использованием технологического процесса карбонитрирования в обмазке, что является способом замедления возникновения разгарных трещин и повышения ресурса работы пресс-форм литья изделий из алюминиевых сплавов и штампов горячего и даже холодного формообразования.
5. Применение обмазки нового состава и нанесения слоя толщиной до 20 мм при проведении процесса диффузионного упрочнения с температурой нагрева 520 °С в течение 4–8 ч обеспечит повышение ресурса работы упрочняемых деталей инструмента в 1,5–2,0 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. 5-е изд. М.: Металлургия, 1983. С. 19.
2. Федулов В. Н. Пути повышения стойкости высоконагруженного инструмента горячей высадки головок болтов / В. Н. Федулов // Литье и металлургия. 2016. № 1. С. 120–129.
3. Федулов В. Н. Влияние условий охлаждения и размера заготовки при литье инструментальной стали на способность к последующему термическому упрочнению поверхности / В. Н. Федулов // Литье и металлургия. 2016. № 3. С. 117–127.
4. Федулов В. Н. Оптимизация температурного режима закалки для повышения теплостойкости инструментальной стали 4Х5МФ1С в различных заготовках. Ч. 2. Выбор режима закалки стали 4Х5МФ1С для повышения твердости и теплостойкости после отпуска / В. Н. Федулов // Литье и металлургия. 2017. № 3. С. 70–77.
5. Федулов В. Н. Повышение стойкости пресс-форм для литья алюминиевых сплавов в процессе эксплуатации / В. Н. Федулов. Республ. межв. сб. науч. тр. «Металлургия». 2013. Вып. 34. Ч. 1. С. 180–187.
6. Обмазка для диффузионного карбонитрирования стальных изделий. – Заявка на изобретение РБ, №а 20160204 от 03.06. 2016 г. / В. Н. Федулов. Заявитель – БНТУ. 6 с.

REFERENCES

1. Geller Ju. A. *Instrumental'nye stali* [Tool steels]. Moscow, Metallurgija Publ., 1983, p. 19.
2. Fedulov V. N. Puti povysheniya stojkosti vysokonagruzhennogo instrumenta gorjachej vysadki golovok boltov [Ways to increase the durability of a high-loaded tool for hot disembarkation of bolt heads]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 1, pp. 120–129.
3. Fedulov V. N. Vlijanie uslovij ohlazhdenija i razmera zagotovki pri lit'e instrumental'noj stali na sposobnost' k posledujushemu termicheskomu uprochneniju poverhnosti [Influence of the cooling conditions and the size of the workpiece upon casting of tool steel on the ability to subsequently harden the surface]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 3, pp. 117–127.
4. Fedulov V. N. Optimizacija temperaturnogo rezhima zakalki dlja povysheniya teplostojkosti instrumental'noj stali 4H5MF1S v razlichnyh zagotovkah. Chaš' 2. Vybór rezhima zakalki stali 4H5MF1S dlja povysheniya tverdošti i teplostojkosti posle otpuska [Optimization of the temperature regime of quenching for increasing the heat resistance of 4X5MФ1С tool steel in various blanks. Part 2. Choosing the quenching regime for 4X5MФ1С steel to increase hardness and heat resistance after tempering]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 3, pp. 70–77.
5. Fedulov V. N. Povyshenie stojkosti press-form dlja lit'ja aljuminievych splavov v processe jekspluatacii [Increasing the durability of molds for casting aluminum alloys during operation]. Respublikanskij mezhvedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov «Metallurgija» [The Republican interdepartmental collection of scientific works «Metallurgy»]. 2013, Vol. 34, pp. 180–187.



ИНФОРМАЦИЯ О КОНФЕРЕНЦИИ В НАБЕРЕЖНЫХ ЧЕЛНАХ

Чугун с вермикулярным графитом (ЧВГ) является перспективным материалом автомобилестроения благодаря высокому комплексу физико-механических свойств. Расширение применения ЧВГ требует не только разработки методов его получения, но и методов контроля структуры, поскольку высокие свойства ЧВГ связаны со специфической формой графита. В отношении методов контроля структуры в настоящее время можно выделить ряд проблем: несоблюдение химического состава, наличие нерегламентированных примесей и т. п., что зачастую связано с низкой культурой производства и недобросовестностью поставщиков. Имеются также проблемы с системой добровольной сертификации, когда выдавались сертификаты на несуществующие марки материалов. В настоящее время ГОСТ на основные параметры структуры металлов и сплавов морально устарели, так как изменились технологии получения литых материалов. Структура ЧВГ регламентируется ГОСТ 3443.87. Иллюстративного материала, представленного в данном ГОСТ, по современным представлениям, явно недостаточно. Требуется несколько большее количество эталонных структур иного качества и при большем увеличении, поскольку увеличение 100 уже не позволяет адекватно анализировать структуру. Необходимо также уделить больше внимания компьютерным методам обработки и контроля изображений, на основе которых возможна разработка автоматических методов контроля структуры.

Задачами являются:

- Выработка дополнительных критериев анализа структуры металлов и сплавов из-за появления принципиально новых материалов и ужесточения требований к уже существующим.
- Разработка новых принципов анализа на основе компьютерной обработки изображений.
- Создание системы контроля за сертификатами на металлы и сплавы.

Для решения этого спектра задач 16–19 октября 2017 г. в Набережных Челнах состоялась научно-техническая конференция «Детали машиностроения из чугуна с вермикулярным графитом. Свойства. Технология. Контроль».

В конференции приняли участие российские и зарубежные ученые, представители предприятий-изготовителей изделий из чугуна и модификаторов чугуна, а также специалисты по контролю и стандартизации.

Конференция позволила провести широкое профессиональное обсуждение следующих проблем изготовления и расширения сферы применения отливок из ЧВГ:

- технология получения отливок из ЧВГ;
- оборудование и методы контроля структуры и состава;
- нормативная база металлографии и цифровой микроскопии.

Предлагаем читателям журнала ознакомиться с полным текстом решения конференции.



РЕШЕНИЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ «ДЕТАЛИ МАШИНОСТРОЕНИЯ ИЗ ЧУГУНА С ВЕРМИКУЛЯРНЫМ ГРАФИТОМ. СВОЙСТВА. ТЕХНОЛОГИЯ. КОНТРОЛЬ» (НАБЕРЕЖНЫЕ ЧЕЛНЫ, 16–19 ОКТЯБРЯ 2017 ГОДА)

А. Г. АНИСОВИЧ, Физико-технический институт НАН Беларуси

Международная научно-техническая конференция «Детали машиностроения из чугуна с вермикулярным графитом. Свойства. Технология, Контроль», состоявшаяся в Набережночелнинском филиале Казанского федерального университета с 16 по 19 октября 2017 г., позволила провести широкое профессиональное обсуждение проблем изготовления и расширения сферы применения отливок из ЧВГ.

В конференции приняли участие российские и зарубежные ученые (более 40 чел.), представители предприятий-изготовителей изделий из чугуна (более 60 чел.) и модификаторов чугуна (20 чел.), а также специалисты по контролю и стандартизации (17 чел.).

Участники конференции отметили, что теория формирования графита определенной формы продолжает отставать от практики литейного производства, требуется ее дальнейшее развитие.

Разработка технологии модифицирования чугуна предполагает обязательный учет ряда обстоятельств. Во-первых, основными элементами, контролирующими форму графита при кристаллизации в чугуне, являются поверхностно-активные (S, O, Mg, PЗМ, ЩЗМ, Bi, Te, ...), их следует учитывать в микросоставе чугуна. Также следует учитывать все элементы, обладающие высоким к ним сродством, в частности, микропримесь азота, особенно при выплавке чугуна в дуговой печи. При длительной выдержке чугуна в печи с кислой футеровкой происходит накопление взвешенных в расплаве и трудно удаляемых из расплава оксидов кремния, повышающих содержание кислорода. Во-вторых, вермикулярный, так же как и шаровидный графит, может образовываться в чугуне при кристаллизации без специального модифицирования веществами (модификаторами). Условиями для реализации такой ситуации могут быть высокие скорости охлаждения при кристаллизации, низкие и короткие перегревы расплава, полученного из шихты, содержащей шаровидный и вермикулярный графит, и, наоборот, длительный высокотемпературный контакт расплава с магнезитовой футеровкой в дуговой печи с естественным рафинированием расплава и восстановлением магния из футеровки.

Выделяются следующие факторы, влияющие на структуру и свойства отливок из ЧВГ: наследственное структурное состояние расплава перед модифицированием (оцениваемая по жидкотекучести, склонности к отбелу и т. п.), условия модифицирования (температура, метод, размер и конструкция ковша, элементный, фазовый и фракционный составы сфероидизирующих и графитизирующих модификаторов), условия кристаллизации (материал и масса формы, конструкция литниково-питающей системы, характеристические сечения, разностенность и длинномерность отливок). Для получения стабильной структуры и свойств отливок необходимо стабилизировать параметры металлургического процесса на каждой операции либо использовать термический анализ предварительно модифицированного расплава с возможностью последующей домодифицирующей корректировки по результатам термоанализа.

Мировой опыт позволяет получить отливки из ЧВГ практически в любых условиях чугунолитейного производства, в том числе с приготовлением расплава в вагранках. Однако в последнем случае необходимо строже обычного учитывать качество используемого в технологическом процессе кокса.

Современные приборы дают возможность качественно и количественно оценивать неметаллические включения в сталях и чугунах методом оптической спектрометрии. Для развития теории кристаллизации чугуна представляет интерес исследование взаимосвязи качественного и количественного состава неметаллических включений с параметрами микроструктуры графита в ЧВГ.

Количественный химический анализ (КХА) чугунов с неотбеленной структурой с достаточной для литейного производства точностью принципиально возможен, в частности, методом индуктивно-свя-

занной плазмы. Экспресс-КХА методом оптической спектрометрии также возможен путем применения специальных электрических режимов, однако такой контроль современными методами может дать результат лишь с погрешностью, превышающей требования литейного производства, и может в перспективе рассматриваться как полуколичественный экспресс-метод. Для реализации перечисленных методов требуется продолжение исследований и разработка соответствующих методик и стандартных образцов.

ЧВГ могут иметь в ближайшем будущем широкие перспективы, по крайней мере, в двух направлениях их применения. Во-первых, для производства деталей, требующих его уникальных свойств, получаемых при высокой доле (более 80%) графита вермикулярной формы, особенно для высоконагруженных деталей, работающих в условиях термоциклического нагружения, даже при возрастающей при этом себестоимости 1 кг изделия. Во-вторых, для увеличения эксплуатационного ресурса, снижения массы, улучшения обрабатываемости, демпфирующей способности деталей, традиционно изготавливаемых из серых чугунов высоких марок, литые заготовки которых не склонны к литейной усадке при более высоком содержании в структуре ЧВГ графита шаровидной формы до 40% и более, что значительно расширяет технологическое окно литейного процесса, уменьшает количество брака отливок из ЧВГ и незначительно меняет себестоимость 1 кг изделия. По мере накопления опыта и совершенствования технологии модифицирования ЧВГ, обеспечивающей стабильность процесса, в дальнейшем возможен выход на качественно новый уровень отечественного машиностроения и станкостроения за счет массового применения деталей из ЧВГ.

Отечественный ГОСТ 28394-89 в отличие от всех остальных мировых стандартов на отливки из ЧВГ, разработанных в аналогичный период времени, не подвергался модернизации с момента его создания и в настоящее время не отвечает современным требованиям. Необходимо его существенная переработка, в том числе с учетом проработанных на конференции решений.

Отечественный ГОСТ 3443-87 в части шкал для контроля микроструктуры ЧВГ также сильно устарел. Для объективной оценки микроструктуры ЧВГ его применять нельзя. При переработке стандарта необходимо учитывать последние достижения в области металлографии, в частности, цифровой микроскопии, которая дает возможность получения и обработки площади микрошлифа заданного размера и измерений большего количества параметров микроструктур.

По модификаторам чугуна не существует стандартов ни на их классификацию, ни на их терминологию, ни, тем более, на их марки, составы и свойства. Как следствие, не существует объективной отечественной нормативной документации как на модификаторы для ЧВГ, так и на стандартные образцы модификаторов, а также методики контроля параметров их качества. При этом методики КХА литых модификаторов физическими методами должны разрабатываться с учетом закономерностей явления структурной наследственности литых изделий. С применением метода индуктивно-связанной плазмы для КХА модификаторов можно избежать необходимости учета в методиках контроля особенностей структуры модификаторов, изготовленных различными методами. Однако для подтверждения этого вывода требуются дальнейшие исследования.

Несмотря на возможность перехода отечественного машиностроения на качественно новый уровень за счет массового освоения ЧВГ, проблема развития производства изделий из этого материала в России является достаточно сложной. Для решения ее ключевых аспектов требуются инвестиции, время, квалифицированные кадры. Полностью и быстро решить эту проблему без поддержки государства, по всей видимости, не удастся.

По результатам обсуждения пленарных и секционных докладов участниками конференции приняты следующие решения:

1. Распространить материалы по итогам работы конференции, в том числе по согласованию с редакциями опубликовать основные доклады участников в виде статей в журналах «Литейное производство» и «Литейщик России», а также издать монографию по современной теории и практике получения изделий из ЧВГ, для написания которой сформировать творческий коллектив из числа участников конференции в следующем составе: д-ра техн. наук – А. Г. Панов, В. В. Андреев, С. В. Давыдов, Д. А. Болдырев, канд. техн. наук – С. П. Королев, В. В. Степановских, В. А. Иванова, нач. отд. ООО НПП «Технология» А. А. Токарев, Dr. S. Dowson. При подготовке монографии принимать и учитывать предложения всех желающих принять участие в ее написании.

2. Разработать изменения в стандарт ГОСТ 28394-89 с целью его актуализации, в том числе с учетом результатов исследований влияния термической обработки на свойства ЧВГ, для чего сформировать рабочую группу из числа участников конференции в следующем составе: канд. техн. наук В. А. Иванова.

ва, д-ра техн. наук – А. Г. Панов, В. В., Андреев Д. А. Болдырев, С. В. Давыдов, инж. Д. А. Гуртовой, И. А. Мухоморов. Разработку вести в сотрудничестве со всеми желающими предприятиями, в том числе ПАО «КАМАЗ», ПАО «ГАЗ», ПАО «АВТОВАЗ», ООО «ФЛАКС», ООО «ФЕНИКС».

3. Разработать изменения в стандарт ГОСТ 3443-87 с целью его актуализации в части контроля микроструктуры чугуна с вермикулярным графитом, для чего сформировать рабочую группу из числа участников конференции в следующем составе: канд. техн. наук В. А. Иванова, д-ра техн. наук – А. Г. Панов, В. В. Андреев, вед. инж. ООО «СИАМС» Т. А. Сивкова, вед. инж. ООО «СИАМС» А. О. Гусев, д-р физ.-мат. наук А. Г. Анисович. Разработку вести в сотрудничестве со всеми желающими предприятиями, в том числе ПАО «КАМАЗ», ПАО «АВТОВАЗ», ООО «СИАМС».

4. С целью развития цифровой микроскопии в практическом металловедении в части анализа размеров и морфологии структурных составляющих НЧИ К(П)ФУ организовать специализированную конференцию (секцию конференции) по этому направлению. Основными вопросами конференции определить разработку стандартов для оценки структуры методами цифровой микроскопии.

5. Изучить международный опыт в области стандартизации модификаторов чугуна, для чего сформировать рабочую группу из числа участников конференции в следующем составе: канд. техн. наук В. А. Иванова, д-р техн. наук А. Г. Панов, управляющий ООО НПП «Технология» А. Я. Дынин. Разработку вести в сотрудничестве со всеми желающими предприятиями.

6. Изучить возможность применения и разработать методики КХА и стандартные образцы неотбеленных образцов ЧВГ, литых модификаторов на железокремниевой и железоникелевой основах, а также модификаторов на основе карбонатов щелочноземельных металлов, для чего сформировать рабочую группу из числа участников конференции в следующем составе: канд. техн. наук В. В. Степановских, канд. хим. наук Г. Л. Бухбиндер, нач. лаб. ПАО «Северсталь» В. И. Тюренкова. Разработку вести в сотрудничестве со всеми желающими предприятиями, в том числе ПАО «КАМАЗ», ПАО «ГАЗ», ПАО «АВТОВАЗ», ООО «НПП Технология», ОАО «НИИМ», ООО «МеталлТехноПром», ООО «Металлург», ООО «Фортуна».

7. Для стабилизации технологии модифицирования ЧВГ:

- 1) на этапе приготовления расплава – рекомендовать его обработку карбонатами щелочноземельных металлов с целью повышения его структурной стабильности;
- 2) на этапе модифицирования – рекомендовать для ковшевого модифицирования лигатуры на железо-никелевой основе с целью стабилизации усвоения магния и РЗМ;
- 3) изучить практический опыт экспресс-метода корректировки модифицирования SinterCast проволокой по результатам термоанализа как перспективный для особо ответственных деталей (головка блока цилиндра, тормозные диски электропоездов, тормозные барабаны грузовых автомобилей и т. п.);
- 4) максимально ограничить термовременную нагрузку на расплав при использовании печей с кислой футеровкой, как плавильных, так и ожидания, т. е. не допускать перегревов, передержек и т. д.;
- 5) изучить влияние размеров реакционной камеры и качества покровного материала при ковшевом модифицировании по сэндвич-процессу лигатурами на железо-кремниевой основе.

8. Продолжить исследования возможности повышения эксплуатационных свойств ЧВГ методом термической обработки, в том числе изотермической закалки.

9. Рекомендовать для улучшения обрабатываемости деталей из ЧВГ за счет исключения витой стружки увеличивать долю перлита в структуре его матрицы.

10. НЧИ К(П)ФУ изучить статистику производства на предприятиях России и СНГ отливок из чугуна с вермикулярной формой графита за последние пять лет, изучить потребность отечественных предприятий в объемах исследований и возможность получения грантов РФФИ по теме конференции, изучить возможность создания независимой лаборатории по контролю модификаторов, изучить возможность возобновления выпуска экспресс-информации и качественных переводов статей иностранных журналов по теме конференции.

11. Результаты работы по принятым решениям обсудить на следующей конференции в октябре 2018 г.



- Комплексные проекты по созданию новых и модернизации действующих литейных предприятий и цехов
- Технологии и оборудование для производства отливок из цветных и железоуглеродистых сплавов
- Смесеприготовительное оборудование
- Технологии и оборудование для производства песчаных стержней
- Формовочное оборудование
- Проектирование и изготовление литейной технологической оснастки

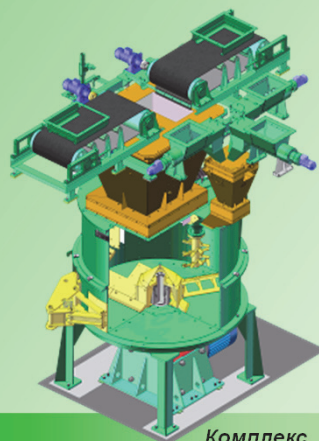
Оборудование для производства стержней



Машина стержневая



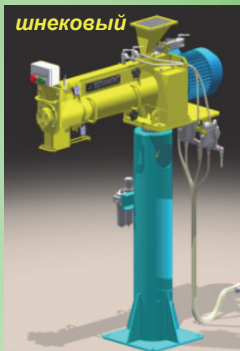
Комплекс стержневой



Комплекс
смесеприготовительный

Смесители для приготовления
песчано-смоляных смесей

шнековый



скребковый



Комплекс оборудования
для изготовления форм и
стержней из ХТС

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г. Минск, ул. Машиностроителей, 28
Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322
E-mail: belniiilit@gmail.com; niiilit@mail.belpak.by
www.belniiilit.by

Оборудование для производства отливок гильз цилиндров



Машина центробежная карусельная



Комплекс оборудования

Оборудование для производства отливок в кокиль



Машина кокильная карусельная



Комплекс кокильный

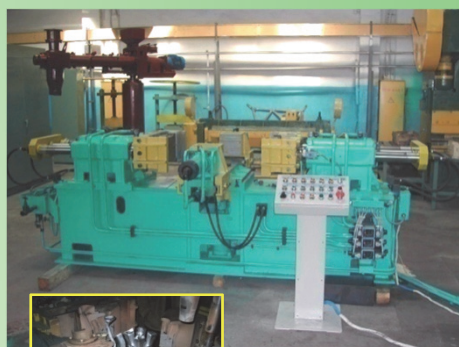


Машина кокильная
однопозиционная специальная

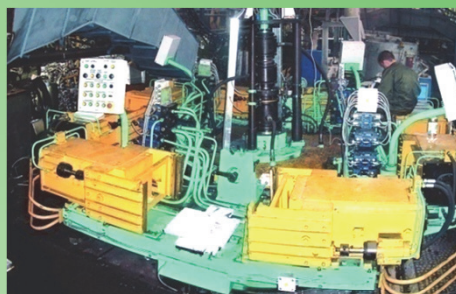
Оборудование для производства отливок в кокиль



Машины кокильные специальные



однопозиционная



карусельная (4-х позиционная)



однопозиционная



Машины кокильные однопозиционные специальные (наклонные)

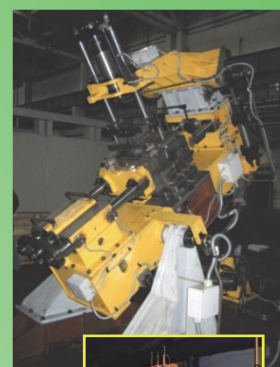


Метод заливки – **самозаполнение**.

При повороте кокиля создаются условия направленности питания и кристаллизации отливки.

Основные преимущества метода:

1. Снижение массы литниково-питающей системы примерно в 2...3 раза.
2. Высокая производительность процесса.
3. Простота управления процессом заполнения кокиля и наладки технологии.
4. Уменьшение влияния человеческого фактора на процесс литья.



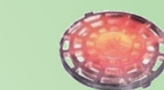
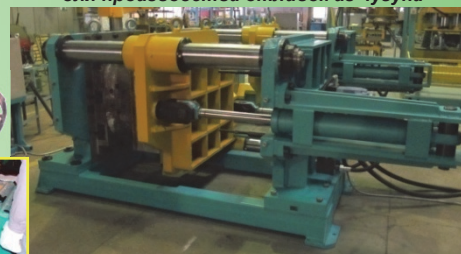
Комплексы кокильные специальные

для литья поршней



Комплекс позволяет изготавливать все типы поршней диаметром до 160 мм бензиновых и дизельных двигателей с нирезиновой вставкой или без нее, моноклинного или многоклинного исполнения.

для производства отливок из чугуна



Комплекс предназначен для получения отливок среднего развеса из чугуна методом литья в кокиль с вертикальной плоскостью разреза.

Комплекс состоит из 2-х кокильных однопозиционных специальных машин с автономными системами управления и одной гидростанции.

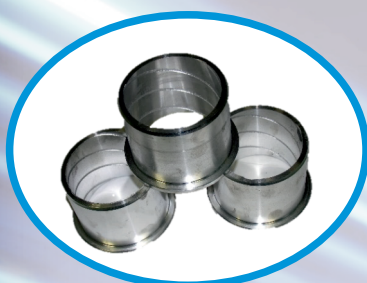
ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28
Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322
E-mail: belniilit@gmail.com; niilit@mail.belpak.by
www.belniilit.by

Антифрикционный силумин

В Институте разработан (пат. BY 17697, RU 2504595) антифрикционный силумин (АС) – новый, относительно легкий и износостойкий сплав на основе алюминия, с высокими механическими и триботехническими свойствами. Применяется **для замены бронз, латуней и баббитов** при изготовлении деталей, работающих в условиях трения скольжения.

Детали из антифрикционного силумина по механическим свойствам и износостойкости превосходят бронзовые в 2-6 раз.



- направляющие втулок;
- подшипники скольжения;
- вкладыши;
- шестерни червячных колес;
- поршни гидроцилиндров;
- другие детали, работающие в условиях трения скольжения.



Твердость НВ.....	110-150
Временное сопротивление разрыву, МПа.....	300-450
Относительное удлинение, %.....	1-5
Допустимая нагрузка (по результатам испытаний), кН	1250
Коэффициент трения скольжения со смазкой	0,05-0,1
Коэффициент трения скольжения при сухом трении	0,12-0,2

Специальная термическая обработка заготовок по ускоренному режиму позволяет получить глобулярные кристаллы кремния и повысить механические и триботехнические свойства деталей. АС обладает высокой коррозионной стойкостью и малочувствителен к нефти, газовому конденсату, бензину, керосину, воде и атмосферным загрязнениям. АС не применяется в щелочных средах, соляной и серной кислотах.

Отливки из медных сплавов



Высокая плотность металла, отсутствие раковин, шлаковых и неметаллических включений.

Наружный диаметр, мм до 350
Масса отливки, кг..... до 150

Применяются для изготовления втулок, подшипников скольжения, ходовых гаек, зубчатых венцов и других деталей, используемых в машиностроении и химической промышленности.

Биметаллические втулки "сталь-медный сплав"

Снижение расхода медных сплавов. Увеличение ресурса работы.



Внутренний диаметр, мм..... более 20
Длина заготовки, мм до 300
Толщина наплавленного слоя, мм..... не менее 0,25
Припуск на механическую обработку, мм..... 0,5-1,0
Масса отливки, кг..... до 150

ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ Национальной академии наук Беларуси

Беларусь, 212030, г. Могилев, ул. Бялыницкого-Бирули, 11
Факс +375 222 28 01 49 Тел. +375 222 28 86 47
info@itm.by <http://www.itm.by>

Непрерывно-циклическое литье намораживанием



Жидкий металл из разливочного ковша через металлопровод (1) и соединительный стакан (2) подают в водоохлаждаемый кристаллизатор (3). Образовавшуюся трубную отливку (5) циклически извлекают вверх при помощи подвижной части кристаллизатора (4).

Отличительная особенность - сифонный подвод металла в

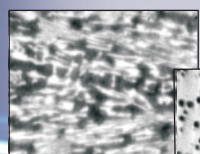
Область применения

Гильзы цилиндров, седла клапанов, кольца поршневые и уплотнительные для двигателей внутреннего сгорания, компрессоров, турбокомпрессоров и др.

Преимущества

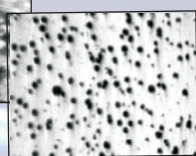
Технология позволяет в непрерывно-циклическом режиме получать отливки с заранее заданными структурой и физико-механическими свойствами за счет направленного затвердевания и термообработки, объединенных в единый технологический процесс.

Чугун белый



High-chromium white cast iron

Чугун с шаровидным графитом

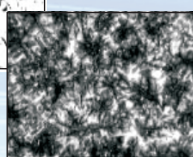


Nodular cast iron



Gray cast iron

Чугун серый



Advantages

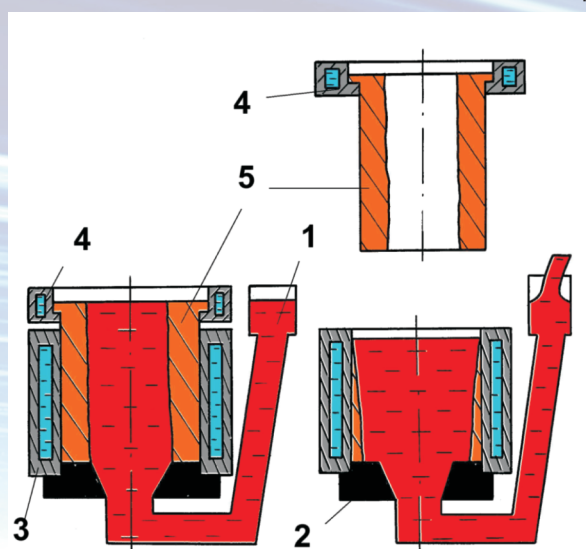
The technology makes it possible to produce castings with the preset structure and physical&mechanical properties in a continuous-iterative mode at the expense of directional solidification and heat treatment combined in a united production process.

Application area

Cylinder sleeves, valve seats, piston and gasket rings for internal combustion engines, compressor, turbo-compressors, and so on.

Liquid metal comes from the ladle through the feeder (1) and connecting sleeve (2) into the water-cooled mold (3). The formed round casting (5) is cyclically extracted upward by the movable section (4) of the mold.

The main features of this scheme are the following: the siphon feeding of metal to the mold, directional solidification, and the absence of a core.



Технические характеристики

Размеры заготовок:

- наружный диаметр, мм ..50-185
- толщина стенки, мм10-15
- высота, мм150-300

- производительность, отливок/час100-240
- выход годного, %90-95

Твердость чугуна:

- серого, HB229...255
- высокопрочного с шаровидным графитом, HB255...277
- белого высокохромистого, HRC64...66

Main characteristics

Billet dimensions:

- outer diameter50-185 mm
- wall thickness10-15 mm
- height150-300 mm

Output100-240 castings/h

Ingots-to-product yield.....90-95 %

Hardness of:

- gray cast iron.....229...255 H Br
- high-duty cast iron with globular graphite255...277 H Br
- white high-chromium cast iron64...66 HRC



Continuously-iterative casting by freezing-up

212030 Bialynitskaga-Biruli. 11. Mogilev. Belarus

Fax. +375 222 28 01 49 Tel.+ 375 222 28 86 47

Info@itm.by <http://www.itm.by>

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ И РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Разрешение растрового файла в цветовой модели RGB и CMYK (форматы TIFF, PSD, JPEG) должно быть 300 dpi. Если графические данные представлены в модели Grayscale, Bitmap (серый, черно-белый), то их разрешение не должно быть менее 600 точек на дюйм. Не рекомендуется использование не предназначенных для полиграфии форматов файлов типа BMP, GIF, TGA и других.

Формат растрового файла при верно заданном разрешении в точках на дюйм должен на 100 процентов соответствовать тому формату, с которым будет проводиться его печать. Различные масштабирования и трансформации в программах обычно дают худшие результаты (и при злоупотреблении это обычно является признаком «дурного» тона). Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости картинки. Формат журнала 210×297 мм до реза. Если фон рисунка должен полностью заполнять страницу журнала, то размер его должен быть не менее данного размера. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190×277 мм.

Должны отсутствовать заказные цвета. Если вы переходите из цветовой модели RGB в CMYK, то обычно не следует использовать общее количество краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр Total ink).

Если около краев изображения имеются практически бесцветные области, такие, как, например, яркие светлые облака или солнечные блики, то рекомендуется заключать все изображение в тонкую «технологическую» рамочку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы, например, тонкие линии толщиной около 0,1 пункта и меньше или размещать текстовые блоки с использованием кегля для текста размером менее 8 пунктов, с использованием в печати двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать «вывороткой», т.е. белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (Illustrator, CorelDraw) желательно преобразовывать в кривые или предоставить использовать в работе шрифты.

Желательно использование «кроющего» 100%-го черного цвета при условии, что они визуальны непрозрачны. Проверьте атрибуты «Overprint Fill/Stroke» и при необходимости установите их во включенное положение.

Величина треппинга в общем случае должна составлять 0,15–0,3 pt.

Реклама: Обложка. 1-я стр. – ширина 215 мм, высота 225 мм; 4-я стр. – ширина 215 мм, высота 283 мм; внутри – ширина 215 мм, высота 300 мм. **Реклама внутри журнала.** Ширина 210 мм, высота 297 мм до обреза. Края журнала под обрез учитывается 5 мм. Отодвигайте информативные элементы рекламы от края реза еще как минимум на 5 мм!!! Не принимаются рекламные модули в случае, если они были сделаны в программах типа Microsoft Word/Excel/Powerpoint. Реклама может быть предоставлена и в формате InDesign, но предварительно ее нужно собрать вместе, «упаковать» средствами самой программы. Рекомендуемые форматы для хранения векторных данных – AI, PS/EPS, а также PDF.

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок, не опубликованные и не предназначенные для публикации в других изданиях. Тематика предоставляемого материала должна соответствовать рубрикам журнала (литейное производство, металлургия, САПР, охрана труда, материаловедение).

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотацию на русском и английском языках (3–5 предложений).

В 2015 г. редакция журнала «Литье и металлургия» подготавливает журналы к предоставлению для включения в зарубежные индексы цитирования SCIVERSE SCOPUS. В связи с этим **изменились основные требования к оформлению статей (см. <http://alimrb.by>)**.

Необходимо представить экспертное заключение о возможности опубликования материалов в открытой печати.

Рукопись представляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на листах формата А4 в одну колонку без абзацного отступа (красная строка), между символами допускается не более одного пробела, шрифт 12 пунктов, интервал одиночный. Поля справа, слева, сверху и снизу не менее 1,5 см, страницы должны быть пронумерованы. Объем не должен превышать 8 страниц машинописного текста (шрифт Times New Roman). Электронный вариант должен быть набран в Word под Windows, для формул – формульный редактор Word или Mathtape. Формульным редактором в Word пользоваться только для набора сложных формул. Вставку символов выполнять через меню «Вставка/символ». Выключку вверх и вниз (C^2 , C_2) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный» (выключка вверх или вниз). При наборе греческих символов и математических знаков использовать только гарнитуру «Symbol» прямым начертанием, латинские буквы набираются курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд в круглых скобках. Нумеровать рекомендуется те формулы, на которые имеются ссылки в последующем тексте. Если при наборе встречаются символы гарнитуры, установленной отдельно в вашу операционную систему, то она должна быть предоставлена вместе с текстовым материалом. Гарнитура должна быть в формате Unicode (восприниматься Word не ниже версии 8). Правильно набирать «10 °C», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» нулем (0), знак градуса нулем (0). Не отбиваются кавычки и скобки от находящегося в них текста. Если заключенный в кавычки текст набран курсивом или полужирным выделением, то кавычки набираются тем же начертанием. Скобки набираются начертанием основного текста. Рисунки представляются в виде отдельных файлов в формате TIF, PSD, JPEG с разрешением 600 точек на дюйм для черно-белых иллюстраций и 300 – для цветных. Текст на рисунках должен быть набран гарнитурой «Arial», светлый курсив. Размер кегля должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9-й кегль). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в Word и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать. Представленный электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному. В случае расхождений правильным считается бумажный вариант. Таблицы располагаются непосредственно в тексте статьи и не должны дублироваться графики. Каждая таблица имеет заголовок. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

Статьи могут быть предоставлены и в формате InDesign, но предварительно их нужно собрать вместе, «упаковать» средствами самой программы.

Авторы несут ответственность за направление в редакцию статей ранее уже опубликованных или принятых к печати другими изданиями.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются и возвращаются авторам. Датой поступления считается день получения редакцией первоначального варианта текста.

Редакция предоставляет возможность первоочередного опубликования статей лицам, осуществляющим послевузовское обучение (аспирантура, докторантура, соискательство), в год завершения обучения; не взимает плату с авторов за опубликование научных статей; оставляет за собой право производить редакторские правки, не искажающие основное содержание статьи.