

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2024 г., №2

Ежеквартальный научно-производственный журнал.
Выпускается на русском, с аннотацией на английском языке.
Издается с января 1997 г.
Выходит 4 раза в год

УЧРЕДИТЕЛИ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин
Ассоциация литейщиков и металлургов, г. Минск
ОАО «БЕЛНИИЛИТ», г. Минск
ОАО «Гомельский литейный завод «ЦЕНТРОЛИТ», г. Гомель
ОАО «Могилевский металлургический завод», г. Могилев
ОАО «Речицкий метизный завод», г. Речица
ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

Корчик Д. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Хрусталева Б. М., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., Беларусь
Николайчик Ю. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, Беларусь
Самончик В. Г., ОАО «Речицкий метизный завод», Беларусь
Душко С. О., ОАО «Гомельский литейный завод «ЦЕНТРОЛИТ», Беларусь

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В., редактор, БНТУ, Беларусь
Жвирко О. И., редактор, БНТУ, Беларусь
Лебедев М. Н., компьютерная верстка, дизайн, БНТУ, Беларусь
Голосюк Н. В., технический редактор, БНТУ, Беларусь
Высоцкая М. С., перевод, Ассоциация литейщиков и металлургов, Беларусь

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И., главный редактор, акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., г. Могилев, Беларусь
Николайчик Ю. А., зам. главного редактора по литейному производству, канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Анелкин Н. И., зам. главного редактора по металлургии, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь
Анисович А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф., ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь
Дибров И. А., д-р техн. наук, проф., Российская ассоциация литейщиков, г. Москва, Россия
Иванов И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Константинов В. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Крамер Олаф. М., Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH, Германия
Немененок Б. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Никитин К. В., д-р техн. наук, проф., г. Самара, Россия
Нифал А., проф., Центральный научно-исследовательский металлургический институт, г. Каир, Египет
Пантелеенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Поддубный А. Н., д-р техн. наук, г. Москва, Россия
Прушак В. Я., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ЗАО «Солигорский институт проблем ресурсосбережения с опытным производством», г. Солигорск, Беларусь
Рубаник В. В., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь
Садоха М. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Стеценко В. Ю., д-р техн. наук, г. Могилев, Беларусь
Терлецкий С. В., канд. техн. наук, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь
Томило В. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Трусова И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Хань Юйсинь, Ассоциация литейщиков Китая, Китай
Чандл П., Furtenbach, Австрия
Чой Ки-Йонг, проф., Республика Корея

АДРЕС РЕДАКЦИИ

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

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

2024, no. 2

Quarterly Journal
Issued in Russian with annotations in English.
The Journal has been published since January 1997.
Issued four times a year.

FOUNDERS

Belarusian National Technical University, Minsk
OJSC «BSW – Management Company of «BMC» Holding», Zhlobin
Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk
OJSC «BELNIIIT», Minsk
OJSC «Gomel Foundry Plant «TSENTROLIT», Gomel
OJSC «Mogilev Metallurgical Works», Mogilev
OJSC «Rechitsa Metizny Plant», Rechitsa
OJSC «Minsk Tractor Works», Minsk

PUBLISHER

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

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

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

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

EDITORIAL COUNCIL

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

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

Nikalaichyk Yu. A., PhD in Technical Sciences, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

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

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

CHIEF EDITOR

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

EDITORIAL STAFF

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

Zhvirko V. I., Editor, BNTU, Minsk, Belarus

Lebedev M. N., Computer layout, Design, BNTU, Minsk, Belarus

Halasiuk N. V., Technical editor, BNTU, Minsk, Belarus

Vysotskaya M. S., Association of Foundrymen and Metallurgists, Belarus

FOUNDER OF THE JOURNAL

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

EDITORIAL BOARD

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

Nikalaichyk Yu. A., Deputy Chief Editor for Foundry, PhD in Technical Sciences, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

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

Anisovitch A. G., Dr. of Physical-Math. Sciences, Professor, Institute of Applied Physics of NAS of Belarus, Minsk, Belarus

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

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

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

Kramer Olaf M., Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH, Germany

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

Nikitin K. V., Dr. of Engineering Sciences, Professor, Samara, Russia

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

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

Poddubnij A. N., Dr. of Engineering Sciences, Moscow, Russia

Pruschak V. Ya., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, CJSC «Soligorsk Institute of Problems of Resource Saving with Pilot Production», Soligorsk, Belarus

Rubanik V. V., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus

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

Stetsenko V. Yu., Dr. of Engineering Sciences, Mogilev, Belarus

Terletsky S. V., PhD in Technical Sciences, OJSC «BSW – Management Company of «BMC» Holding», Zhlobin, Belarus

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

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

Han Yuxin, China Foundry Association, China

Tschandl P., Furtenbach, Austria

Choi Ki-Jong, Professor, Republic of Korea

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

Nezavisimosti ave., 65, 220013, Minsk
Tel.: (017) 292-74-75, Tel./fax (017) 331-11-16.
E-mail: limrb@bntu.by Web: www.alimrb.by, www.lim.bntu.by

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

С ЮБИЛЕЕМ

Рубаник В.В. (к 75-летию со дня рождения)	8
Николайчик Ю.А. (к 40-летию со дня рождения)	10

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А.В., МОУВО «Белорусско-Российский университет» О термодинамическом равновесии тепловых литейных процессов	12
Чечуха В.И., ОАО «ММЗ им.С.И.Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО», Садоха М.А., Коренюгин С.В., БНТУ Практика использования чилвент в конструкции форм литья под давлением	17
Муравьев Ю.Н., Трещалин А.В., ООО «Родонит», г. Санкт-Петербург, Россия Современное российское оборудование для процессов холоднотвердеющих смесей	23
Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А.В., МОУВО «Белорусско-Российский университет» Структурная устойчивость при переплавке литейных бинарных сплавов	29
Куликов С.А., ОАО «Минский тракторный завод», Рудницкий Ф.И., БНТУ, Шумигай В.А., ОАО «Минский тракторный завод» Совместное использование каолиновых и бентонитовых формовочных глин	32
Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А.В., МОУВО «Белорусско-Российский университет» Механизм перекристаллизации бинарных алюминиевых и оловянных бронз	36

МЕТАЛЛУРГИЯ

Стрельченко А.В., Авдеев С.В., Щеглов А.Г., Ком О.И., Якуш В.И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Совершенствование технологии производства бесшовных горячекатаных труб из нержавеющей стали L80 тип 13Сг в условиях трубопрокатного цеха	40
Дятлова Е.М., БГТУ, Пантелеенко Ф.И., БНТУ, Попов Р.Ю., Шиманская А.Н., Каврус И.В., Самсонова А.С., БГТУ, Дьяконов О.М., БНТУ Процессы, протекающие при синтезе волластонитсодержащего огнеприпаса, применяющегося в цветной металлургии ..	44
Ходосовская О.Ю., Овсяникова Л.В., Гапеев Т.В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Изготовление волок-заготовок из твердосплавной гранулированной смеси и влияние химического состава смеси на технологические свойства твердосплавных волок-заготовок	49
Фетисов В.П., г. Орел. Российская Федерация Влияние диспергирования структуры при многократном волочении на пластичность низкоуглеродистой стали	54

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Баранов Д.А., Щедрин Е.Ю., ПАО «ОДК-Кузнецов», г. Самара, Россия, Жаткин С.С., Никитин К.В., Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия Анализ структуры и прочностных свойств жаропрочного железохромоникелевого (Inconel 718) сплава, полученного с использованием вторичной металлопорошковой композиции при прямом лазерном выращивании	57
--	----

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

Подписано в печать 00.00.2024. Выход в свет 00.00.2024. Формат 60×84%. Цена свободная

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 20,9. Уч.-изд. л. 11,6. Тираж 150 экз. Заказ 000000

Отпечатано в БНТУ. Лицензия ЛП № 38200000006896 от 03.03.2014. 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65

Редакция не несет ответственности за содержание рекламных объявлений.

Перепечатка материалов, публикуемых в журнале «Литье и металлургия», осуществляется только с разрешения редакции.

Журнал «Литье и металлургия» включен в Перечень научных изданий Республики Беларусь, DOAJ, РИНЦ.

Мацинов С. А., Калининченко В. А., БНТУ, Андрушевич А. А., БГАТУ, Перспективы применения покрытий для улучшения поверхностных свойств литых композиционных материалов	63
Дьяконов О. М., Середа В. Ю., БНТУ Технология пламенно-индукционного нагрева стружки черных металлов в установках горячего брикетирования	72
Анисович А. Г., ИПФ НАН Беларуси, Маркевич М. И., Акула И. П., Чекан Н. М., ФТИ НАН Беларуси, Щербакова Е. Н., БНТУ Исследование влияния низких температур на поверхность композиционного материала Ti-C -смесовая ткань	82
Изобелло А. Ю., Басалай А. В., Биленко Э. Г., Петренко В. В., Апишев В. В., ФТИ НАН Беларуси Исследование микроструктуры и механических свойств образцов стали 45Х2НМФБА после термического воздействия	88
Калининченко М. Л., Немененок Б. М., БНТУ Исследование технологических параметров, влияющих на качество обработки клеевого шва в элементах литейных модельных комплектов и оценка его эксплуатационных свойств в жидких и влажных средах	96
Покровский А. И., ФТИ НАН Беларуси, Григорьев С. В., БНТУ Особенности распределения химических элементов во включениях графита в литом и деформированном высокопрочном чугуна	106
Немененок Б. М., Девойно О. Г., Лущик П. Е., Рафальский И. В., Руленков А. Д., БНТУ, Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник» Лазерное осаждение сплавов на основе алюминия и магния для ремонта и восстановления поверхности деталей	117
Калининченко М. Л., БНТУ Исследование склеенных элементов модельных комплектов в условиях атмосферных воздействий и при контакте с формовочными смесями	125
Лущик П. Е., БНТУ, Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», Покровский А. И., ФТИ НАН Беларуси, Рафальский И. В., Руленков А. Д., БНТУ, Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно- технологический парк БНТУ «Политехник» Влияние обработки давлением на структуру высокопрочного аустенитного чугуна	134
Верещагин М. Н., Черниченко Ю. Д., Шишков С. В., ГГТУ им. П. О. Сухого О движении сферической полости в расплаве	141
ОХРАНА ТРУДА	
Лазаренков А. М., Иванов И. А., Садоха М. А., Новик А. А., БНТУ Анализ производственного травматизма работающих в литейных цехах	146
Ушакова И. Н., Свистун А. Л., БНТУ Адаптация норм пожарной безопасности на предприятии	154
ЭКОЛОГИЯ	
Панасюгин А. С., Марцева С. В., БНТУ, Машерова Н. П., БГТУ Степень воздействия выбросов в атмосферу, образующихся при применении лакокрасочной продукции в машиностроительном производстве	158
ДИСКУССИЯ	
Стеценко В. Ю., г. Могилев, Беларусь Термодинамика вещественной Вселенной	167
Улитенок А. О., г. Могилев, Беларусь Расчет энергии аэродинамического звукового воздействия на атомы кристаллической решетки	170
Памяти Белявина К. Е.	176

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Rubanik V. V. (to the the 75 th birthday anniversary)	8
Nicolaichik Yu. A. (to the 40 th birthday anniversary)	10

FOUNDRY

Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V. , Belarusian-Russian University On the thermodynamic equilibrium of thermal casting processes	12
Chechukha V. I. , OJSC "Minsk Mechanical Works named after S. I. Vavilov – Management Company of Holding BelOMO", Sadokha M. A., Kareniuhin S. V. , BNTU The practice of using chill vents in construction injection molding forms	17
Muravyov Yu. N., Treshalin A. V. , Rodonit Company, St. Petersburg, Russia Modern russian equipment for No-Bake processes	23
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V. , Belarusian-Russian University Structural stability during remelting of foundry binary alloys	29
Kulikov S. A. , OJSC "Minsk Tractor Works", Rudnickij F. I. , BNTU, Shumigaj V. A. , OJSC "Minsk Tractor Works" Combined use of kaolin and bentonite molding clays	32
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V. , Belarusian-Russian University The mechanism of recrystallization of binary aluminum and tin bronzes	36

METALLURGY

Strelchenko A. V., Avdeev S. V., Shcheglov A. G., Kom O. I., Yakush V. I. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" Improving the technology of producing seamless hot-rolled pipes from stainless steel 180 type 13Cr in the tube rolling workshop	40
Dyatlova E. M. , Belarusian State Technological University, Panteleenko F. I. , BNTU, Popov R. Ju., Shimanskaya A. N., Kavrus I. V., Samsonova A. S. , Belarusian State Technological University, Diakonov O. M. , BNTU Processes occurring during the synthesis of wollastonite-containing refractory used in non-ferrous metallurgy	44
Khodosovskaya O. Yu., Ovsyanikova L. V., Gapeenko T. V. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" Manufacturing of die blanks from hard alloy granulated mixture and influence of chemical composition of the mixture on technological properties of hard alloy die blanks	49
Fetisov V. P. , Orel, Russian Federation The influence of dispersing structure in multiple drawing on the plasticity of low-carbon steel	54

SCIENCE OF MATERIALS

Baranov D. A., Shchedrin E. Yu. , PJSC «OEK-Kuznetsov», Samara, Russia, Zhatkin S. S., Nikitin K. V. , Samara State Technical University, Samara, Russia Analysis of structure and strength properties of heat-resistant iron-chromium-nickel (Inconel 718) alloy obtained using secondary metal powder composition in direct laser deposition	57
---	----

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

Format 60×84%. Free price. Offset paper. Digital printing. Base print pages 20,9. Account. publ. pages 11,6.

Circulation 150 copies. Order . Printed in BNTU. Permit LP 38200000006896 dated 03.03.2014. 65, Nezavisimosti ave., Minsk, 220013

The Editorial Board is not responsible for the advertisements' content. Reprint of materials published
in the journal "Foundry production and metallurgy" is carried out only with the permission of the Editorial Board.

The journal "Foundry production and metallurgy" is included in the list
of scientific publications of the Republic of Belarus, DOAJ, RSCI.

Matsinov S.A., Kalinichenko V.A., BNTU, Andrushevich A.A., Belarusian State Agrarian Technical University Prospects of coating application for improving surface properties of cast composite materials	63
Dyakonov O.M., Sereda V. Ju., BNTU Technology of flame-induction heating of ferrous metal shavings in hot briquetting installations	72
Anisovich A.G., Institute of Applied Physics NAS of Belarus, Markevich M.I., Akula I.P., Chekan N.M., Physical-Technical Institute NAS of Belarus, Shcherbakova E.N., BNTU Investigation of low temperature effects on the surface of TI-C composite material – textile blend	82
Izobello A. Yu., Basalay A.V., Bilenko E.G., Petrenko V.V., Apishev V.V., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Investigation of microstructure and mechanical properties of 45KH2NMFBA steel samples after thermal exposure	88
Kalinichenko M.L., Nemenenok B.M., BNTU Research on technological parameters affecting the quality of adhesive joints in casting model assemblies and assessment of their operational properties in liquid and humid environments	96
Pokrovsky A.I., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Grigor'ev S.V., BNTU Specific of distribution of chemical elements in graphite inclusions in as-cast and deformed ductile cast iron	106
Nemenenok B.M., Devoino O.G., Lushchik P.E., Rafalski I.V., Rulenkov A.D., BNTU, State Unitary Innovative Enterprise “Science and Technology Park of BNTU “Polytechnic” Laser deposition of aluminum and magnesium-based alloys for repair and surface restoration of components	117
Kalinichenko M.L., BNTU Study of glued elements of model kits under atmospheric conditions and contact with molding mixtures	125
Lushchik P.E., State Unitary Innovative Enterprise “Science and Technology Park of BNTU “Polytechnic”, Pokrovsky A.I., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Rafalski I.V., Rulenkov A.D., State Unitary Innovative Enterprise “Science and Technology Park of BNTU “Polytechnic” The pressure treatment effect on the high-strength austempered ductile iron structure	134
Vereshchagin M.N., Chernichenko Yu. D., Shishkov S.V., P.O. Sukhoi Gomel State Technical University On the motion of a spherical cavity in a melt	141

PROTECTION OF LABOUR

Lazarenkov A.M., Ivanov I.A., Sadokha M.A., Novik A.A., BNTU Analysis of occupational injuries among workers in foundry workshops	146
Ushakova I.N., Svistun A.L., BNTU Adaptation of fire safety norms at an enterprise	154

ECOLOGY

Panasyugin A.S., Martseva S.V., BNTU, Masheroval N.P. BSTU Determining the degree of atmospheric emissions impact generated during the paint and varnish products use in machine-building production	158
--	-----

DISCUSSION

Stetsenko V. Yu., Mogilev, Belarus Thermodynamics of the substantial universe	167
Ulitenok A.O., Mogilev, Belarus Energy calculation aerodynamic sound impact on the atoms of the crystal lattice	170
In memory of Belyavin K.E.	176

С юбилеем!

Василий Васильевич РУБАНИК

(к 75-летию со дня рождения)



9 мая 2024 г. исполнилось 75 лет известному ученому в области ультразвуковой обработки материалов, члену-корреспонденту НАН Беларуси, доктору технических наук, профессору Василию Васильевичу Рубанику.

Василий Васильевич родился в 1949 г. в д. Бутово, Витебской области. В 1971 г. окончил Минский радиотехнический институт (в настоящее время Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники). После окончания служил на Краснознаменном Тихоокеанском флоте в центре спутниковой связи. Уже в эти годы проявилось его стремление к исследовательской работе. И вот уже более 40 лет он работает в НАН Беларуси, где прошел путь от старшего инженера до директора института! В 1978 г. был приглашен на работу в филиал Института физики твердого тела и полупроводников, созданный в конце 1975 г. (с 1994 г. Институт технической акустики НАН Беларуси), в котором работал в качестве руководителя группы, младшего научного сотрудника, старшего научного сотрудника, ведущего научного сотрудника, заведующего лабораторией, заместителя директора по научной работе, директора института.

В 1984 г. успешно защитил кандидатскую, в 2005 г. – диссертацию на соискание ученой степени доктора технических наук. В 2014 г. был избран членом-корреспондентом НАН Беларуси.

В. В. Рубаник является известным ученым в области физического материаловедения, ультразвуковой обработки материалов. Им создана научная школа по термоупругим фазовым превращениям при внешних высокоэнергетических воздействиях. Исследования термомеханического поведения сплавов с эффектом памяти формы при ультразвуковом воздействии позволили обнаружить «аномальный» эффект Блага-Лангенекера и впервые осуществить инициирование эффектов памяти формы с помощью ультразвуковых колебаний. Под его руководством исследованы и разработаны новые способы генерации реактивных механических напряжений и задания памяти формы с помощью ультразвуковых колебаний. Фундаментальные исследования легли в основу для разработки передовых технологий обработки сплавов никелида титана, позволяющих получать полуфабрикаты для изготовления изделий технического и медицинского назначения. Созданы научные основы и методы использования мощного ультразвука в различных технологических процессах: пластического деформирования, термической обработки, прессования порошковых материалов, сварки различных материалов и др.

За время научной деятельности В. В. Рубаником опубликовано более 800 научных работ, в том числе 20 монографий, 9 учебных пособий, 80 авторских свидетельств и патентов. Под его научным руководством защищены одна докторская, пять кандидатских и 15 магистерских диссертаций. Является членом Общего собрания НАН Беларуси, членом научного совета БРФФИ, членом экспертного совета ВАК, членом редакционной коллегии ряда материаловедческих журналов Беларуси и России, членом редколлегии научно-производственного журнала «Литье и металлургия».

В. В. Рубаник – заместитель председателя и руководитель по Беларуси Межгосударственного координационного Совета (МКС) по физике прочности и пластичности материалов, под эгидой которого ежегодно выступает председателем организационного комитета проводимых на базе ИТА НАН Беларуси научно-технических мероприятий: Международной конференции «Актуальные проблемы прочности»; Международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии»; Международной научной конференции «Сплавы с эффектом памяти формы»; Международной научной конференции «Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы».

В. В. Рубаник является руководителем ряда научных тем, выполняемых в рамках государственных программ научных исследований, БРФФИ и хозяйственных договоров. Их выполнение обеспечивает создание новых производств на действующих предприятиях, способствует технологическому обновлению предприятий, активизации их инновационной деятельности, а также расширению участия академической, вузовской и отраслевой науки.

В 2014 г. за многолетний плодотворный труд, достижение высоких творческих показателей, значительный личный вклад в развитие научной деятельности В. В. Рубаник был награжден медалью Франциска Скорины, в 2019 г. – Нагрудным знаком отличия имени В. М. Игнатовского НАН Беларуси. Василий Васильевич – лауреат премии НАН Беларуси (2008 и 2017 гг.), международной премии РАН и НАН Беларуси (2021), награжден Почетной грамотой Совета Министров Республики Беларусь, памятным знаком «В честь основания Национальной академии наук Беларуси», Почетной грамотой НАН Беларуси, Почетными грамотами различных министерств и ведомств, Дипломом Международного Алфёровского фонда поддержки образования и науки. В 2018 г. стал первым белорусом, награжденным Почетной медалью им. академика Г. В. Курдюмова.

Редакция журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, коллеги и друзья поздравляют Василия Васильевича с замечательной датой, искренне желают ему крепкого здоровья, неиссякаемого запаса душевных и физических сил, и конечно, не терять набранной жизненной высоты! Пусть Вас радуют Ваши родные, а дома всегда царят гармония, уют и достаток! Мира и счастья Вам и всем Вашим близким!

Известно, что в деревне он родился.
И продолжая свой старинный род,
Рубаник каждый сей фамилией гордился,
Что почитает важным наш народ.
Всегда везде успешно он учился,
Окончив школу, РТИ потом.
Достиг немало, многого добился,
В единой связке – спутник, ультразвук с полупроводником.
Служил на флоте в далях океанских,
Еще до принятых врагом развальных мер.
Недалеко от берегов американских
Великой Родине с названьем СССР.
Служил и служит Родине, науке,
Семье любимой, дорогим друзьям.
И многочисленные в том его заслуги
Все перечислить не сумеет даже сам.
Он член-корреспондент и доктор и профессор
И обладатель премий НАН и РАН.
А если надо, дома он и слесарь.
Здоровья, новых творческих побед желаем Вам!!!

С юбилеем!

Юрий Александрович НИКОЛАЙЧИК

(к 40-летию со дня рождения)



15 апреля исполнилось 40 лет со дня рождения проректору по учебной работе БНТУ, кандидату технических наук, доценту Юрию Александровичу Николайчику.

Юрий Александрович Николайчик родился в городе Киеве. После переезда родителей в Беларусь и окончания средней школы в городе Солигорске в 2001 г. поступил в Белорусский национальный технический университет на специальность «Технология, оборудование и автоматизация обработки материалов» (специализация «Машины и технология литейного производства»). С 2004 г. параллельно с основным обучением заочно учился в Институте повышения квалификации и переподготовки кадров по новым направлениям развития техники, технологии и экономики БНТУ по специальности «Экономика и управление на предприятии» и в 2006 г. успешно завершил обучение с присвоением квалификации экономист-менеджер.

В 2006–2007 гг. обучался в магистратуре, в 2007–2010 гг. – аспирантуре БНТУ. В 2013 г. успешно защитил кандидатскую диссертацию на тему «Технологии приготовления и использования модифицированных наноструктурированными материалами противопопригарных покрытий» по специальности 05.16. 04 – «Литейное производство».

С 2010 г. Ю. А. Николайчик на преподавательской работе: 2010–2011 гг. – ассистент, 2011–2013 гг. – доцент, с 2013 г. на руководящей работе, совмещаемой с преподавательской: 2013–2016 гг. – заместитель декана механико-технологического факультета, 2016–2018 гг. – заведующий кафедрой «Машины и технология литейного производства», с 30 марта 2018 г. по настоящее время – проректор БНТУ по учебной работе.

Юрий Александрович координирует работу университета по вопросам международного сотрудничества в БНТУ, работу по созданию и внедрению информационных технологий, автоматизированных информационных систем, электронных средств обучения и иных средств информатизации. На уровне заместителя председателя приемной комиссии участвует в организации приемной комиссии БНТУ.

За время работы в университете зарекомендовал себя ответственным руководителем и самостоятельным ученым, способным выдвигать и практически доказывать научные гипотезы, планировать и проводить научные исследования, доводя научные идеи до практической реализации.

Ю. А. Николайчик автор более 110 научных работ, имеет патенты на изобретения в Республике Беларусь и Российской Федерации. Его научная деятельность связана с изучением высокотемпературных процессов и выявлением механизмов структурообразования в литейных материалах, модифицированных наноструктурированными добавками, с целью создания технологий, позволяющих управлять их структурой, физико-механическими и эксплуатационными свойствами в процессе получения высококачественных отливок. Он активно участвует в крупных международных конференциях, в том числе выступил с докладом на 74-м Всемирном конгрессе литейщиков (Южная Корея, Пуссан, 16.10.2022). Является лауреатом премии Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь в номинациях «Молодой ученый»

(2010, 2012), в 2011 и 2015 гг. удостоен дипломов II степени (с вручением серебряной медали) и I степени (с вручением золотой медали) соответственно конкурса «Лучший инновационный проект и лучшая научно-техническая разработка года» в рамках Петербургской технической ярмарки в номинации «Лучший молодежный инновационный проект». Ю. А. Николайчик – заместитель председателя Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь, организующей ежегодно специализированный международный форум в области литейного производства и металлургии, заместитель главного редактора и член редакционного совета научно-производственного журнала «Литье и металлургия», включенного в Перечень изданий ВАК РБ, член экспертного совета Министерства промышленности Республики Беларусь, лауреат стипендии Президента Республики Беларусь талантливым молодым ученым (2014), делегат Второго съезда ученых Республики Беларусь. За успехи в работе он награжден Грамотой и Почетной Грамотой Министерства образования Республики Беларусь (2018, 2023), Грамотой Минского городского управления МЧС Республики Беларусь, Благодарностью Министерства промышленности Республики Беларусь (2020).

Он постоянно повышает свой профессиональный уровень, отличается широтой и разносторонностью интересов, свободно владеет английским языком, компьютерными технологиями, ведет учебные занятия по ряду дисциплин, руководит иностранным аспирантом и дипломным проектированием, активно участвует в научных исследованиях.

Ю. А. Николайчик отличается широтой и разносторонностью интересов. Ответственность, интеллектность, творческий подход к любому делу, отзывчивость в отношениях с людьми снискали ему авторитет и уважение коллег и обучающихся.

Редакция журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, коллеги механико-технологического факультета БНТУ от всей души поздравляют Юрия Александровича с 40-летием и желают крепкого здоровья, благополучия, дальнейших творческих успехов!

Анализ поколений разных взятый
Являет положительный пример
Судьбы родившихся в восьмидесятых
Страны тогда еще СССР.

Окончив БПИ с двумя дипломами,
С квалификацией литейщик и экономист,
Пытливый ум повел путями новыми,
Другой бы молвил – только ты держись.

Доцент, и зам. декана, и зав.кафедрой –
Ступени эти он успешно одолел.
Предложили команду всеми кадрами,
И ректору перечить он не смел.

Владение свободное английским
Открыло путь в международный мир.
Отсюда доступ и контакт не только с вузом близким,
В делах международных Юрий - командир,

И пусть во всех делах ему удача будет,
В семье, в работе, в творчестве его.
И новые успехи он добудет
На благо наше коллектива своего!



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-12-16>
УДК 621.745.35

Поступила 20.03.2024
Received 20.03.2024

О ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОМ РАВНОВЕСИИ ТЕПЛОВЫХ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь,
г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43

На основании термодинамических расчетов показано, что нагрев и охлаждение металлов и сплавов являются обратимыми, равновесными процессами. На основании термодинамических расчетов показано, что плавление и кристаллизация металлов и сплавов являются также обратимыми, равновесными процессами. С увеличением скорости охлаждения металла температура его равновесной кристаллизации снижается. При большой скорости охлаждения металла наблюдается кратковременный начальный процесс неравновесной кристаллизации, который быстро переходит в основную стадию равновесной кристаллизации.

Ключевые слова. Термодинамическое равновесие, металлы, сплавы, охлаждение, нагрев, плавление, кристаллизация, температура.

Для цитирования. Марукович, Е.И. О термодинамическом равновесии тепловых литейных процессов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 12–16. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-12-16>.

ON THE THERMODYNAMIC EQUILIBRIUM OF THERMAL CASTING PROCESSES

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus,
Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

Based on thermodynamic calculations, it is shown that heating and cooling of metals and alloys are reversible, equilibrium processes. Based on thermodynamic calculations, it is shown that melting and crystallization of metals and alloys are also reversible, equilibrium processes. With an increase in the cooling rate of the metal, the temperature of its equilibrium crystallization decreases. At a high rate of metal cooling, a short-term initial process of nonequilibrium crystallization is observed, which quickly passes into the main stage of equilibrium crystallization.

Keywords. Thermodynamic equilibrium, metals, alloys, cooling, heating, melting, crystallization, temperature.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. On the thermodynamic equilibrium of thermal casting processes. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 12–16. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-12-16>.

Критерием термодинамического равновесия тепловых литейных процессов является изменение энергии Гиббса (dG) этих процессов. При их равновесии $dG = 0$ [1]. Основными тепловыми литейными процессами являются нагрев, охлаждение, плавление, кристаллизация металлов и сплавов.

Энергия Гиббса металла или сплава (G) при температуре T определяется следующим уравнением [1]:

$$G = H - TS + \Pi, \quad (1)$$

где H , S , Π – соответственно энтальпия, энтропия и поверхностная энергия металла или сплава.

Энтропия металла или сплава определяется следующим уравнением [1]:

$$S = \frac{H}{T}. \quad (2)$$

Продифференцировав уравнение (2), получим значение величины dS :

$$dS = \frac{TdH - HdT}{T^2}. \quad (3)$$

С учетом уравнения (2) значение dS будет определяться уравнением:

$$dS = \frac{dH}{T} - \frac{SdT}{T}. \quad (4)$$

При нагреве металла или сплава на величину dT значения dT , dH , dS будут больше нуля. Поэтому изменение энергии Гиббса нагрева металла или сплава (dG_1) будет определяться уравнением:

$$dG_1 = dH - TdS - SdT + d\Pi. \quad (5)$$

При нагреве металла или сплава на величину dT их поверхностная энергия практически не изменится, поскольку удельная поверхностная энергия металла или сплава слабо зависит от температуры. Поэтому принимаем $d\Pi = 0$. Подставляя это значение и величину dS (уравнение (4)) в уравнение (5), получаем $dG_1 = 0$. Это означает, что нагрев металла или сплава является равновесным процессом.

При охлаждении металла или сплава на величину dT значения dT , dH , dS будут меньше нуля. Поэтому изменение энергии Гиббса охлаждения металла или сплава (dG_2) будет определяться уравнением:

$$dG_2 = -dH + TdS + SdT + d\Pi. \quad (6)$$

При охлаждении металла или сплава на величину dT его поверхностная энергия также практически не изменится. Поэтому принимаем $d\Pi = 0$. Подставляя это значение и величину dS (уравнение (4)) в уравнение (6), получаем $dG_2 = 0$. Это означает, что охлаждение металла или сплава является равновесным процессом.

Нагрев и охлаждение металлов и сплавов являются обратимыми процессами:

$$\text{Нагрев} \rightleftharpoons \text{Охлаждение}. \quad (7)$$

Уравнение (7) выражает условие термодинамического равновесия: если процессы обратимы, то они являются равновесными [1].

При плавлении металла или сплава энергия Гиббса этого процесса (G_3) выражается уравнением [1]:

$$G_3 = H_1 - T_1 S_1 + \Pi_1, \quad (8)$$

где H_1 , T_1 , S_1 , Π_1 – соответственно энтальпия, температура, энтропия и поверхностная энергия плавления металла или сплава.

В общем процесс плавления металла или сплава заключается в том, что их микрокристаллы распадаются на нанокристаллы [2, 3] (рис. 1).

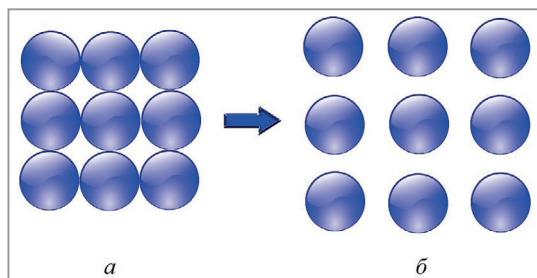


Рис. 1. Схема процесса плавления металла или сплава: а – микрокристалл; б – нанокристаллы

Пусть микрокристалл состоит из n нанокристаллов, каждый из которых имеет поверхностную энергию Π_n . Тогда из рисунка следует, что $\Pi_1 = 0$.

Дифференцируя уравнение (8), получаем, что изменение энергии Гиббса процесса плавления металла или сплава (dG_3) определяется следующим уравнением:

$$dG_3 = dH_1 - T_1 dS_1 - S_1 dT_1 + d\Pi_1. \quad (9)$$

При плавлении металла $H_1 = \text{const}$, $T_1 = \text{const}$, $S_1 = \text{const}$, $\Pi_1 = 0$. Тогда из уравнения (9) следует, что $dG_3 = 0$. Это означает, что плавление металлов является равновесным процессом.

Энтальпия, энтропия и температура плавления эвтектики сплава являются постоянными величинами. Поэтому по аналогии с плавлением металла следует считать, что плавление эвтектического сплава также является равновесным процессом, при котором $dG_3 = 0$.

Остальные сплавы плавятся при постоянной температуре, причем значения dH_1 , dS_1 , dT_1 больше нуля. Поэтому значение dG_3 этих сплавов будет определяться уравнением (9). Энтропия плавления таких сплавов определяется уравнением:

$$S_1 = \frac{H_1}{T_1}. \quad (10)$$

Тогда значение dS_1 будет определяться уравнением:

$$dS_1 = \frac{dH_1}{T_1} - \frac{S_1 dT_1}{T_1}. \quad (11)$$

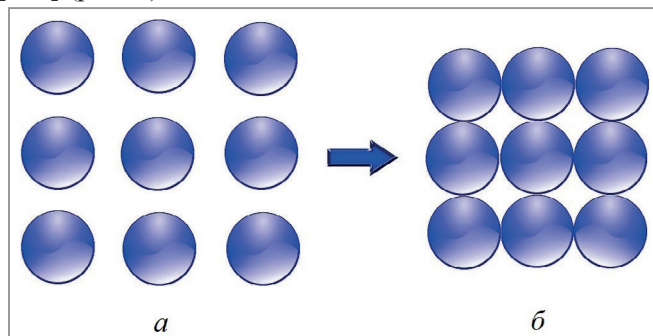
Подставляя dS_1 в уравнение (9) с учетом $d\Pi_1 = 0$, получаем $dG_3 = 0$. Это означает, что плавление сплавов является равновесным процессом.

При кристаллизации металла или сплава энергия Гиббса этого процесса (G_4) выражается уравнением [1]:

$$G_4 = H_2 - T_2 S_2 + \Pi_2, \quad (12)$$

где H_2 , T_2 , S_2 , Π_2 – соответственно энтальпия, температура, энтропия и поверхностная энергия при кристаллизации металла или сплава.

В общем процесс кристаллизации металла или сплава состоит в том, что из нанокристаллов формируются микрокристаллы [4–6] (рис. 2).



. Рис. 2. Схема процесса кристаллизации металла или сплава: а – нанокристаллы; б – микрокристалл

Пусть из n нанокристаллов с поверхностной энергией Π_n каждый формируется микрокристалл. Тогда из рисунка следует, что $\Pi_2 = 0$.

Дифференцируя уравнение (12), получаем, что изменение энергии Гиббса процесса кристаллизации металла или сплава (dG_4) определяется уравнением:

$$dG_4 = dH_2 - T_2 dS_2 - S_2 dT_2 + d\Pi_2. \quad (13)$$

При кристаллизации металла $H_2 = \text{const}$, $T_2 = \text{const}$, $S_2 = \text{const}$, $\Pi_2 = 0$. Поэтому из уравнения (13) следует, что $dG_4 = 0$. Это означает, что кристаллизация металлов является равновесным процессом.

Энтальпия, энтропия и температура кристаллизации эвтектики сплава являются постоянными величинами. Поэтому по аналогии с кристаллизацией металлов следует считать, что кристаллизация эвтектических сплавов также является равновесным процессом, при котором $dG_4 = 0$.

Остальные сплавы кристаллизуются не при постоянной температуре, причем значения dH_2 , dS_2 , dT_2 меньше нуля. Поэтому значение dG_4 этих сплавов будет определяться уравнением:

$$dG_4 = -dH_2 + T_2 dS_2 + S_2 dT_2 + d\Pi_2. \quad (14)$$

Энтропия кристаллизации таких сплавов определяется уравнением:

$$S_2 = \frac{H_2}{T_2}. \quad (15)$$

Тогда значение dS_2 будет определяться уравнением:

$$dS_2 = \frac{dH_2}{T_2} - \frac{S_2 dT_2}{T_2}. \quad (16)$$

Подставляя dS_2 в уравнение (14) с учетом $d\Pi_2 = 0$, получаем $dG_4 = 0$. Это означает, что кристаллизация сплавов является равновесным процессом.

Плавление и кристаллизация металлов и сплавов являются обратимыми процессами:

$$\text{Плавление} \rightleftharpoons \text{Кристаллизация}. \quad (17)$$

Уравнение (17) выражает условие термодинамического равновесия: если процессы обратимы, то они являются равновесными [1].

Известно, что кристаллизация металла зависит от скорости его охлаждения [7–10] (рис. 3).

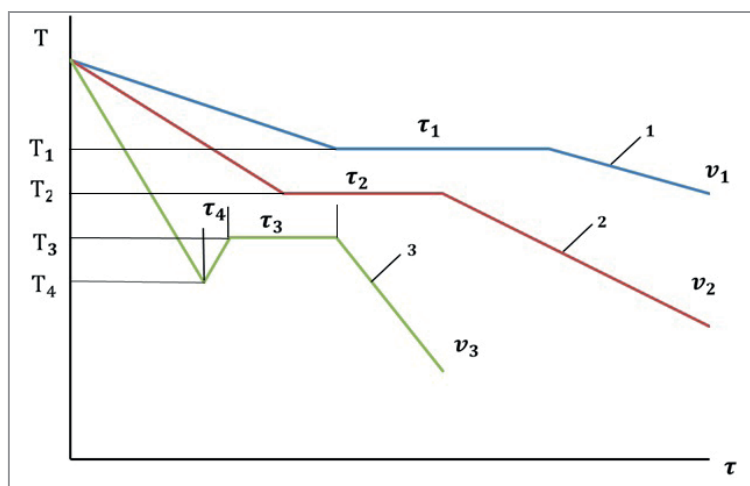


Рис. 3. Температурно-временные зависимости охлаждения металла от скоростей его охлаждения: $v_1 < v_2 < v_3$

Из рисунка следует, что равновесная температура кристаллизации металла снижается при увеличении скорости его охлаждения: $T_1 < T_2 < T_3$. При этом уменьшается продолжительность равновесной кристаллизации: $\tau_1 < \tau_2 < \tau_3$. На кривой 3 τ_4 – продолжительность неравновесной кристаллизации, причем $\tau_4 < \tau_3$. Температурный интервал $T_n = T_3 - T_4$ является интервалом неравновесной кристаллизации или переохлаждения при кристаллизации металла. Кристаллизация металла является равновесным процессом, который быстро восстанавливается, устраняя неравновесную кристаллизацию.

Объяснить процесс снижения равновесной температуры кристаллизации металла при увеличении скорости его охлаждения можно, используя формулу Томсона [11]:

$$\Delta T = \frac{2\sigma M T_0}{r L \rho}, \quad (18)$$

где T_0 – температура плавления металла; $\Delta T = T_0 - T$ – снижение равновесной температуры кристаллизации при уменьшении радиуса кристалла от конечного (микрокристалл) r_k до исходного (центр кристаллизации микрокристалла) r , где $r \ll r_k$; M и ρ – молекулярный (атомный) вес и плотность металла; σ – средняя удельная межфазная поверхностная энергия кристалла, равная половине удельной межфазной поверхностной энергии микрокристалла; L – молярная теплота плавления металла.

Формула Томсона выводится из условия равенства изменений энергий Гиббса твердой фазы (dG_T) и жидкой фазы (dG_J) [12]. Из этой формулы следует, что с увеличением скорости охлаждения металла величина r уменьшается, поэтому ΔT увеличивается, а температура равновесной кристаллизации снижается.

Принято считать, что процесс кристаллизации металлических расплавов не может происходить при равновесной температуре кристаллизации [7–10]. Но термодинамика разрешает равновесный процесс кристаллизации металлов и сплавов, поскольку этот процесс соответствует второму закону термодинамики: процесс термодинамически возможен и происходит, если изменение энергии Гиббса (dG) меньше или равно нулю [1]. Если $dG < 0$, то процесс является неравновесным. Проведенные термодинамические расчеты показывают, что кристаллизация металлов и сплавов является равновесным процессом. Это подтверждают температурно-временные кривые охлаждения металла, которые показывают, что процесс кристаллизации происходит при постоянной температуре. Аналогичные результаты получаются при кристаллизации эвтектических сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Жуховицкий, А. А. Физическая химия / А. А. Жуховицкий, Л. А. Шварцман. – М.: Металлургия, 2001. – 688 с.
2. Марукович Е. И. Термодинамические основы плавления металлов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 1. – С. 14–17.
3. Марукович, Е. И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
4. Марукович, Е. И. Термодинамические основы кристаллизации металлов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2020. – № 2. – С. 8–11.
5. Марукович, Е. И. Наноструктурная кристаллизация металлов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2021. – № 2. – С. 23–26.

6. **Марукович, Е.И.** Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2022. – № 3. – С. 13–19.
7. **Гуляев, А.П.** Металловедение: учеб. для вузов / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
8. **Лившиц, Б.Г.** Металлография: учеб. для вузов / Б.Г. Лившиц. – М.: Металлургия, 1990. – 236 с.
9. **Лахтин, Ю.М.** Материаловедение: учеб. для вузов / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
10. **Новиков, И.И.** Металловедение: учеб. Т. 1 / И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. – 496 с.
11. **Русанов, А.И.** Фазовые равновесия и поверхностные явления / А.И. Русанов. – Л.: Химия, 1967. – 388 с.
12. **Марукович, Е.И.** Модифицирование сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко. – Минск: Беларус. навука, 2009. – 192 с.

REFERENCES

1. **Zhuhovickij A.A., Shvarcman L.A.** *Fizicheskaya himiya* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 688 p.
2. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu.** Termodinamicheskie osnovy plavleniya metallov [Thermodynamic bases of metals melting]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 14–17.
3. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu.** Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov [Nanostructural theory of metallic melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
4. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu.** Termodinamicheskie osnovy kristallizacii metallov [Thermodynamic foundations of metal crystallization]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 8–11.
5. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V.** Nanostrukturnaya kristallizaciya metallov [Nanostructured crystallization of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 23–26.
6. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V.** Nanostrukturnaya kristallizaciya litejnyh splavov [Nanostructural crystallization of foundry alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.
7. **Gulyaev A.P.** *Metallovedenie* [Metallurgy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 544 p.
8. **Livshic B.G.** *Metallografiya* [Metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990, 236 p.
9. **Lahtin Yu. M., Leont'eva V.P.** *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Mashinostroenie Publ, 1990, 528 p.
10. **Novikov I.I., Zolotorevskij V.S., Portnoj V.K.** *Metallovedenie* [Metallurgy]. Moscow, Izd. Dom. MISiS Publ., 2009, vol. 1, 496 p.
11. **Rusanov A.I.** *Fazovye ravnovesiya i poverhnostnye yavleniya* [Phase equilibria and surface phenomena]. Leningrad, Himiya Publ., 1967, 388 p.
12. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu.** *Modificirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009, 192 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-17-22>
УДК 621.74

Поступила 15.04.2024
Received 15.04.2024

ПРАКТИКА ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЧИЛВЕНТ В КОНСТРУКЦИИ ФОРМ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

*В. И. ЧЕЧУХА, ОАО «ММЗ имени С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО»,
г. Минск, Беларусь, ул. Макаенка, 23
М. А. САДОХА, С. В. КОРЕНЮГИН, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: cadoxa@rambler.ru*

Рассмотрены варианты повышения качества отливок при литье под давлением. Представлены варианты исполнения и размещения чилвент в пресс-форме. Описан практический опыт применения чилвент в целях совершенствования вентиляционной системы пресс-формы для обеспечения снижения дефектности отливок по газовым раковинам и пористости.

Ключевые слова. *Литье под высоким давлением, отливка, дефекты отливки, газовые раковины, газовая пористость, качество литья, пресс-форма, проектирование пресс-форм, вентиляционная система пресс-формы, САПР.*

Для цитирования. *Чечуха, В. И. Практика использования чилвент в конструкции форм литья под давлением / В. И. Чечуха, М. А. Садоха, С. В. Коренюгин // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 17–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-17-22>.*

THE PRACTICE OF USING CHILL VENTS IN CONSTRUCTION INJECTION MOLDING FORMS

*V. I. CHECHUKHA, OJSC “Minsk Mechanical Works named after S. I. Vavilov – Management Company of Holding BelOMO”, Minsk, Belarus, 23, Makaenka str.
M. A. SADOKHA, S. V. KARENIUHIN, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: cadoxa@rambler.ru*

Options for improving the quality of castings during injection molding are considered. The variants of the design and placement of the chill vents in the mold are presented. The practical experience of using chill vents in order to improve the ventilation system of the mold to ensure a reduction in the defect of the gas sink molds and porosity is described.

Keywords. *High-pressure casting, casting, casting defects, gas sinks, gas porosity, casting quality, mold, mold design, mold ventilation system, CAD.*

For citation. *Chechukha V. I., Sadokha M. A., Kareniuhin S. V. The practice of using chill vents in construction injection molding forms. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 17–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-17-22>.*

Известно, что литье под высоким давлением (ЛПД) отличается от других способов литья, прежде всего, высокой скоростью заполнения полости пресс-формы расплавом, а также воздействием высокого давления на затвердевающую отливку.

Важнейшую роль в обеспечении качества получаемых отливок играет пресс-форма, а именно грамотно спроектированные и рассчитанные литниковая и вентиляционная системы и, что немаловажно, система регулирования температуры пресс-формы и отдельных ее частей.

Формообразующие части пресс-формы изготавливаются из инструментальных сталей (часто используется сталь 4Х5МФС), остальные элементы – из более дешевых сталей (например, из стали 45). Срок службы пресс-формы зависит от многих факторов, однако в среднем пресс-формы для простых отливок с одной плоскостью разреза выдерживают до 100 000 съемов, средней сложности – 60 000 съемов, а повышенной сложности – до 45 000 съемов.

Большое влияние на стойкость оснастки также оказывает температурный режим работы ее формообразующих элементов, который обеспечивается термостатированием. Как правило, элементы оснастки, испытывающие повышенный перегрев (литниковая втулка, рассекатель, область вставок ползунов в местах расположения канала питателя, отдельные вставки и знаки), подвергаются интенсивному охлаждению.

Процесс получения отливки при ЛПД заключается в следующем: под действием пресс-поршня расплав из камеры прессования через щелевой питатель поступает в сомкнутую полость пресс-формы со скоростью 2,5–4,5 м/с. Затем отливку выдерживают под высоким давлением порядка 750 бар в течение всего времени кристаллизации. После этого пресс-форму раскрывают и отливку выталкивают из подвижной полуформы.

Основными видами дефектов отливок при ЛПД являются газовая пористость и газовые раковины. Это связано с тем, что при заполнении пресс-формы расплав запрессовывается в рабочую полость с очень высокой скоростью (полное заполнение отливки происходит в большинстве случаев за доли секунды). При этом воздух и продукты разложения смазочных материалов из наполнительной камеры и полости формы могут захватываться расплавом или из-за сложной конфигурации отливки не успеть выйти из рабочей полости пресс-формы через каналы вентиляционной системы.

Часто встречаются отливки с наличием «глухих» мест, когда технически очень сложно или вообще невозможно выполнить промывники и вентиляционные каналы. В таких случаях для снижения вероятности образования газовых дефектов в отливках ответственного назначения, испытываемых на герметичность, эффективно применяется метод ЛПД с вакуумированием полости формы и камеры прессования. Это значительно повышает себестоимость выпускаемой продукции и снижает производительность процесса литья.

Альтернативный вариант снижения дефектности отливки по газовым дефектам – увеличение пропускной способности вентиляционных каналов пресс-формы путем применения специальных конструктивных элементов – чилвент (Chill vents), выполняемых в виде соответствующих вставок (рис. 1).

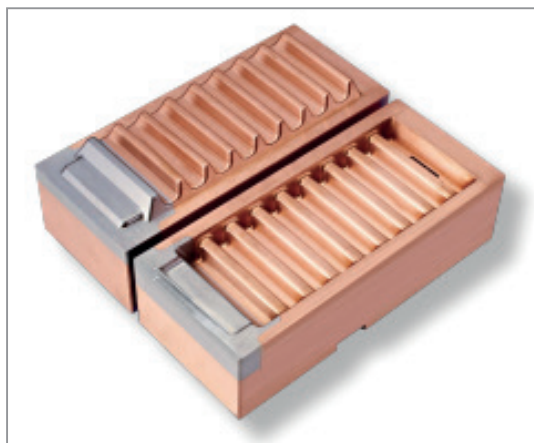


Рис. 1. Чилвента

Принцип работы чилвент основан на том, что быстрое охлаждение и кристаллизация расплава при входе его в вентиляционный канал, образуемый чилвентой, позволяет исключить вероятность выхода расплава за пределы пресс-формы в процессе литья при одновременном увеличении сечения вентиляционного канала. Чилвента состоит из двух половин, одна располагается в подвижной половине пресс-формы, вторая, ответная, в неподвижной.

В большинстве случаев чилвенты изготавливают из бериллиевой бронзы. Высокая теплопроводность материала и специальная конфигурация канала в виде гребенки позволяют выполнить сечения вентиляционных каналов толще, чем при классическом исполнении, что значительно повышает возможность удаления газов из полости формы.

Чилвенты могут быть изготовлены также из инструментальной стали, но при этом необходимо обеспечить их дополнительное охлаждение через свой собственный контур путем подключения к системе охлаждения.

В серийном производстве ОАО «ММЗ им. С.И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО» изготавливают отливки ответственного назначения повышенной сложности «Корпус», используемые в изделии регулятор давления с адсорбером, предназначенный для установки в пневмосистеме грузовых автомобилей, автобусов, троллейбусов. Он обеспечивает осушку воздуха, нагнетаемого компрессором в пневмосистему транспортного средства и поддерживает давление в системе в заданных пределах. Поэтому к отливке предъявляются высокие требования как к поверхностям после механической обработки, так и к герметичности (подвергается испытанию при давлении сжатого воздуха 1,6 МПа).

В процессе производства данной отливки имеется ряд проблем с наличием дефектов в виде газовых раковин и пористости, вскрываемых при механической обработке.

С целью повышения качества изготовления отливок была создана экспериментальная пресс-форма, конструкция которой существенно отличается от ранее используемой: радикальному изменению подверглись литниковая и вентиляционная системы, системы термостатирования и охлаждения.

На рис. 2 показаны 3D-модели отливок «Корпус» с литниковой системой, получаемые на серийной пресс-форме и экспериментальной с усовершенствованной конструкцией.

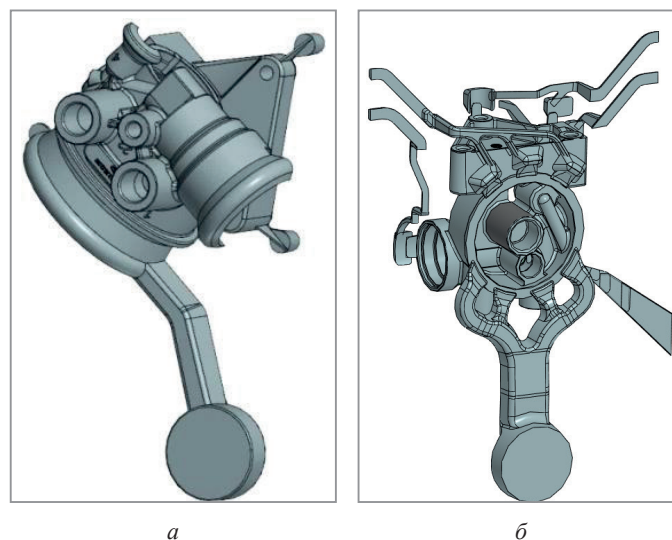


Рис. 2. 3D-модель отливки «Корпус» с литниковой системой с применением пресс-формы: а — серийной конструкции; б — экспериментальной с усовершенствованной конструкцией литниковой и вентиляционной системы

Основная цель экспериментальных работ — определение эффективности использования чилвент при создании тяжелой оснастки. В случае положительного результата предполагается внедрение эффективных решений в производство при получении однотипной номенклатуры ответственных отливок повышенной сложности.

На рис. 3 показана разработанная 3D-модель пресс-формы с применением в конструкции двух чилвент.

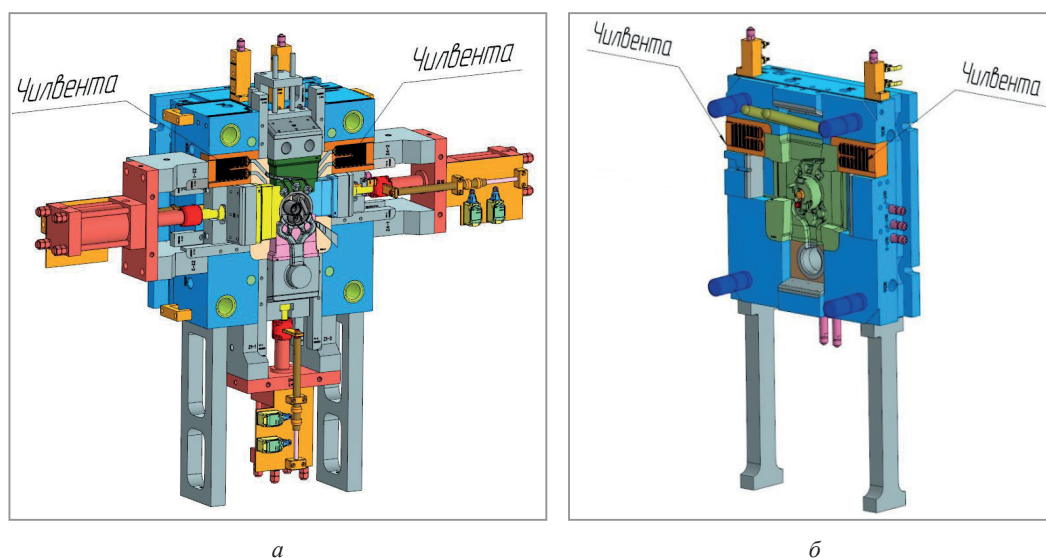


Рис. 3. Пресс-форма с применением в конструкции двух чилвент: а, б — соответственно подвижная и неподвижная половина пресс-формы

В пресс-форме предусмотрены отдельные контуры термостатирования таким образом, чтобы в определенных зонах матрицы и пуансона с разным перегревом (в месте подвода литниковой системы, в зоне формообразования отливки) была возможность минимизировать градиент температур. Система термостатирования и водяного охлаждения показана на рис. 4.

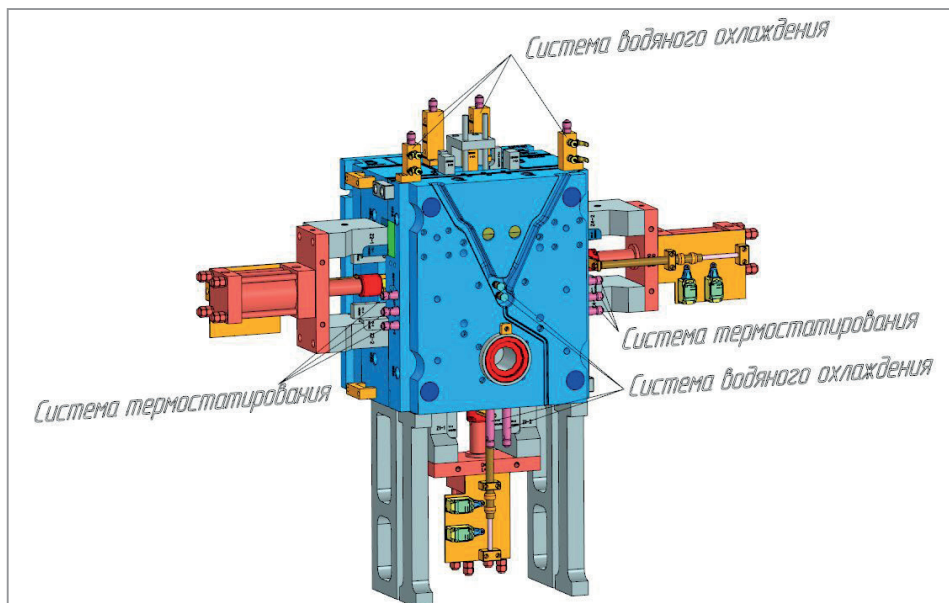


Рис. 4. Система термостатирования и водяного охлаждения пресс-формы.
Общий вид пресс-формы без неподвижной плиты крепления

Кроме охлаждения формообразующих частей ползунов, предусмотрено отдельное охлаждение двух знаков через их внутренние полости (рис. 5), позволяющее эффективно снизить перегрев в тепловых узлах отливки. Охлаждение знаков также способствует получению плотной структуры в поверхностном слое отливки на большую глубину, чем без охлаждения.

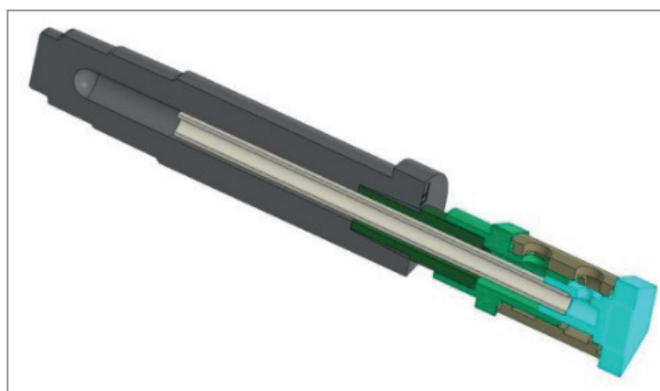


Рис. 5. Система внутреннего охлаждения знака

Охлаждение литниковой втулки позволяет минимизировать вероятность подклинивания поршня и вместе с тем сократить время производства отливки «Корпус».

Для перемещения ползунов в конструкции экспериментальной пресс-формы предусмотрены гидроцилиндры вместо наклонных клиньев. Данное решение обеспечивает более стабильную работу оснастки и снижение вероятности ее выхода из строя.

На рис. 6 показана отливка с литниковой и вентиляционной системой, полученная на экспериментальной пресс-форме.

Заполнение сплавом полости в экспериментальной пресс-форме производится через четыре питателя, что обеспечивает возможность удаления литника методом обломки вместо обрезки полуколлекторного на ленточнопильном станке при серийной технологии. Операция обломки литника является более производительной. Количество промывников в экспериментальной пресс-форме увеличено с 4 до 8 шт. на отливку, что способствует повышению качества литья за счет полного удаления загрязненной порции сплава из формообразующей части полости пресс-формы.

Эффективность применения чилвент можно объяснить увеличенным сечением вентиляционного канала. На рис. 7 показано сравнение толщины каналов при классической конструкции вентиляционной системы пресс-формы и с применением чилвент.

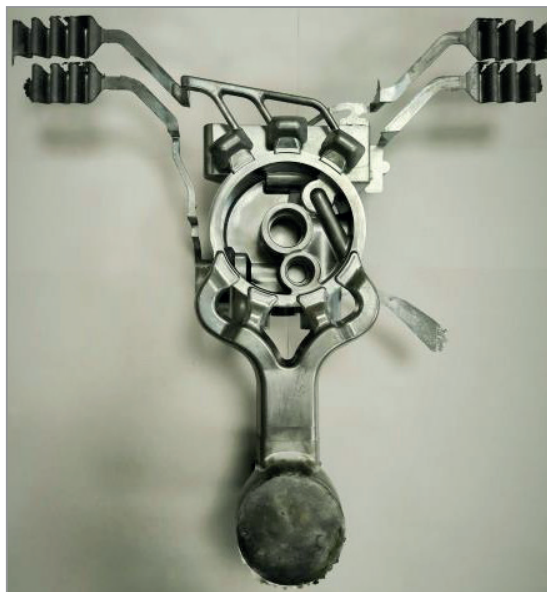


Рис. 6. Отливка «Корпус» с литниковой и вентиляционной системой, полученная на экспериментальной пресс-форме

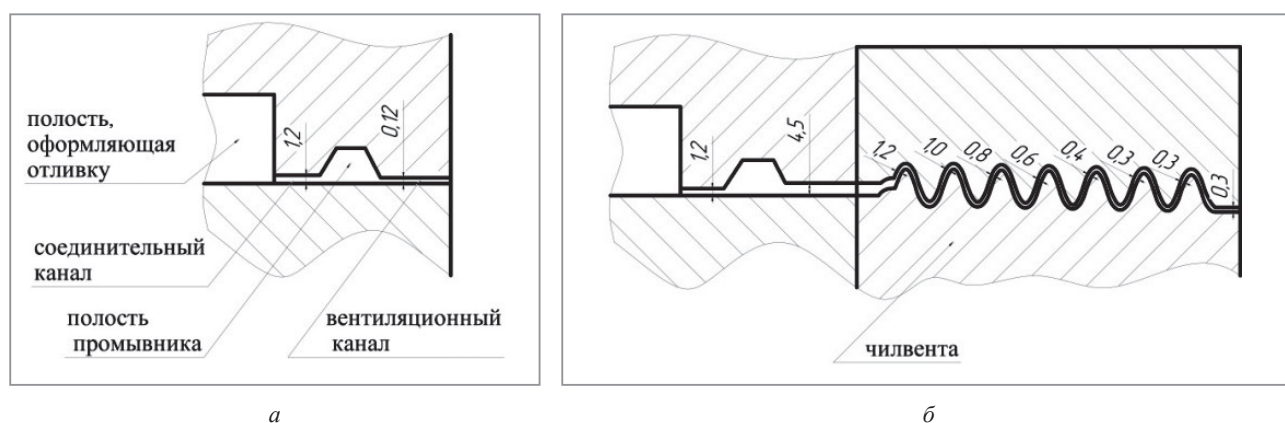


Рис. 7. Толщина вентиляционных каналов при классической конструкции вентиляционной системы пресс-формы (а); с применением чиллент (б)

Суммарная площадь поперечных сечений вентиляционных каналов при конструкции пресс-формы без чиллент составляет $18,75 \text{ мм}^2$, с применением чиллент – $53,66 \text{ мм}^2$. Использование чиллент позволяет получить суммарную площадь поперечного сечения вентиляционных каналов на 35 % больше, чем при классическом исполнении, что оказывает положительное влияние на ее пропускную способность и повышение эффективности вывода газов.

При разработке технологии литья и создании экспериментальной оснастки проведено моделирование процесса заполнения полости экспериментальной пресс-формы сплавом в системе компьютерного моделирования литейных процессов «ПолигонСофт». Установлено, что в утолщенных местах, на двух бобышках, возможно образование усадочной пористости (рис. 8). Это обусловлено конфигурацией самой отливки, так как имеются резкие переходы от тонкого сечения стенки отливки к толстым. Кроме того, бобышки расположены удаленно от питателей, что не позволяет в полной мере создать условия для передачи усилия подпрессовки к этим массивам. Адекватность модели подтверждается реальной отливкой (рис. 9). Однако реальная усадочная пористость небольшая и находится вне припуска под механическую обработку, профиль после нарезки резьбы в бобышках получается полным. Это не отражается на качестве отливки в целом.

В результате внедрения в производство экспериментальной пресс-формы снижен процент брака по газовым дефектам за счет совершенствования литниковой и вентиляционной системы, а также системы термостатирования и охлаждения оснастки с 4,6 до 0,5 %. Это позволяет расширить примененные технологические приемы на создание тяжелой оснастки для получения и других отливок ответственного назначения повышенной сложности, испытываемых на герметичность.

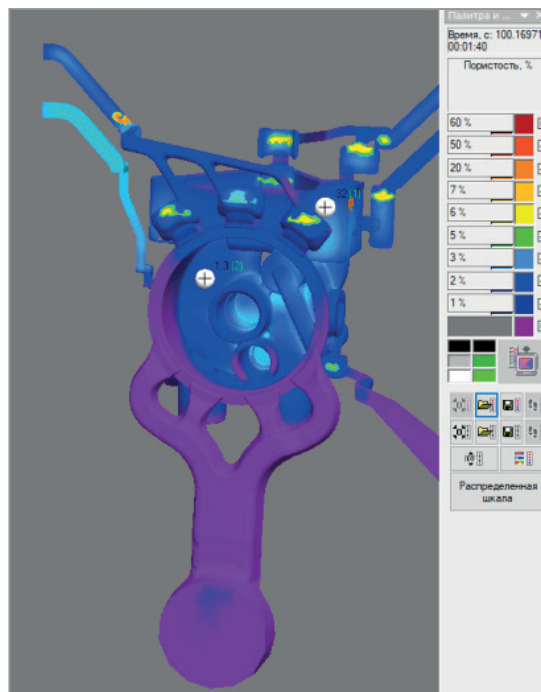


Рис. 8. Распределение пористости в отливке после охлаждения

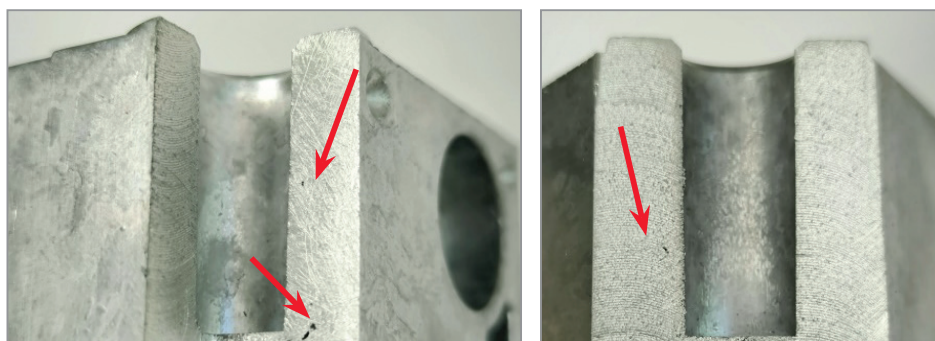


Рис. 9. Местные разрезы отливки

ЛИТЕРАТУРА

1. **Михальцов, А.М.** Технология литейной формы: учеб.-метод. пособие / А.М. Михальцов. – Минск: БНТУ, 2011. – 109 с.
2. **Сенопальников, В.М.** Технология специальных видов литья: учеб. пособие / В.М. Сенопальников, В.Л. Сивков, М.А. Гейко. – Н. Новгород: НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2014. – 155 с.
3. **Скворцов, В.А.** Конструирование и расчет деталей пресс-форм литья под давлением: учеб.-метод. пособие / В.А. Скворцов, Ю.А. Николайчик. – Минск: БНТУ, 2019. – 50 с.
4. **Волочко, А.Т.** Алюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий / А.Т. Волочко, М.А. Садох. – Минск: Беларуская навука, 2011. – 387 с.

REFERENCES

1. **Mikhailtsov A.M.** *Tekhnologiya litejnoj formy: ucheb.-metod. posobie* [Foundry mold technology: educational manual]. Minsk, BNTU Publ., 2011, 109 p.
2. **Senopalnikov V.M., Sivkov V.L., Geiko M.A.** *Tekhnologiya special'nyh vidov lit'ya: ucheb. posobie* [Technology of special types of casting: textbook manual]. Nizhnij Novgorod, NNSTU named after R. E. Alekseev Publ., 2014, 155 p.
3. **Skvortsov V.A., Nikolaychik Yu.A.** *Konstruirovaniye i raschet detalej press-form lit'ya pod davleniem: ucheb.-metod. posobie* [Design and calculation of parts of injection molds: educational manual]. Minsk, BNTU Publ., 2019, 50 p.
4. **Volochko A.T., Sadoha M.A.** *Alyuminij: tekhnologii i oborudovanie dlya polucheniya lityh izdelij* [Aluminum: technologies and equipment for producing cast products]. Minsk, Belaruskaya navuka, 2011, 387 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-23-28>
УДК 621.79

Поступила 27.02.2024
Received 27.02.2024

СОВРЕМЕННОЕ РОССИЙСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРОЦЕССОВ ХОЛОДНОТВЕРДЕЮЩИХ СМЕСЕЙ

Ю. Н. МУРАВЬЕВ, А. В. ТРЕЩАЛИН, ООО «Родонит», г. Санкт-Петербург, Россия, Волго-Донской пр. 1.
E-mail: y.muravyev@rodonit.spb.ru

В статье показана динамика увеличения применения технологии ХТС на литейных предприятиях России, приведены преимущества технологии и используемое оборудование. Проведен анализ сложившейся ситуации на рынке поставок литейного оборудования и даны примеры современного российского оборудования, выпускаемого компанией ООО «Родонит» (Санкт-Петербург).

Ключевые слова. Технология ХТС, формовочное оборудование, системы регенерации, пневмотранспорт.

Для цитирования. Муравьев, Ю. Н. Современное российское оборудование для процессов холоднотвердеющих смесей / Ю. Н. Муравьев, А. В. Трещалин // *Литье и металлургия*. 2024. № 2. С. 23–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-23-28>.

MODERN RUSSIAN EQUIPMENT FOR NO-BAKE PROCESSES

Yu. N. MURAVYOV, A. V. TRESCHALIN, Rodonit Company, St. Petersburg, Russia, 1, Volga-Donskoj ave.
E-mail: y.muravyev@rodonit.spb.ru

The article demonstrates the increasing trend of implementing the CHM technology in Russian foundries, highlighting the advantages of this technology and the equipment utilized. An analysis of the current market situation for foundry equipment supply is conducted, along with examples of modern Russian equipment produced by Rodonit company (St. Petersburg).

Keywords. No-bake process, molding equipment, regeneration systems, pneumatic transport.

For citation. Muravyov Yu. N., Treschalin A. V. Modern russian equipment for No-bake processes. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 23–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-23-28>.

Литейное производство является основной заготовительной базой машиностроительного комплекса. Доля литых деталей в автомобилях, тракторах, комбайнах, самолетах и других машинах составляет 40–50 %, а в металлорежущих станках и кузнечно-прессовом оборудовании доходит до 80 %. Литейное производство выгодно отличается от других заготовительных производств (поковки, штамповки, сварки) тем, что методом литья возможно изготавливать заготовки, максимально приближенные по геометрии к самым сложным деталям машин. Литые детали несут высокие нагрузки в машинах и механизмах и определяют их эксплуатационную надежность, точность и долговечность. К качеству отливок предъявляются повышенные требования: прочностные и эксплуатационные характеристики, геометрическая и размерная точность, чистота поверхности, товарный вид, минимальные припуски на механическую обработку. Качество получаемых отливок определяется качеством расплавленного металла и качеством формы. Среди всех применяемых технологических процессов получения отливок (литье в кокиль, литье под давлением, центробежное литье, ЛГМ, ЛВМ и др.) наиболее широкое распространение получил метод литья в разовые формы из сырых песчано-глинистых смесей (ПГС) или сухих холоднотвердеющих смесей (ХТС). На их долю приходится почти 80 % всех получаемых отливок и на протяжении последних 20 лет этот показатель существенно не меняется. Но существенно изменилось соотношение использования ПГС и ХТС. Это хорошо прослеживается на примере российских литейных предприятий. Если в 2005 г. в самом начале активного внедрения процессов ХТС на литейных участках России на формы из ПГС приходилось 88 %, а на ХТС всего лишь 12 % выпуска литья [1], то к 2022 г. соотношение изменилось кардинальным образом: ПГС – 40 %, ХТС – 60 % (рис. 1) [2]. Аналогичная динамика характерна и для литейных предприятий Беларуси.

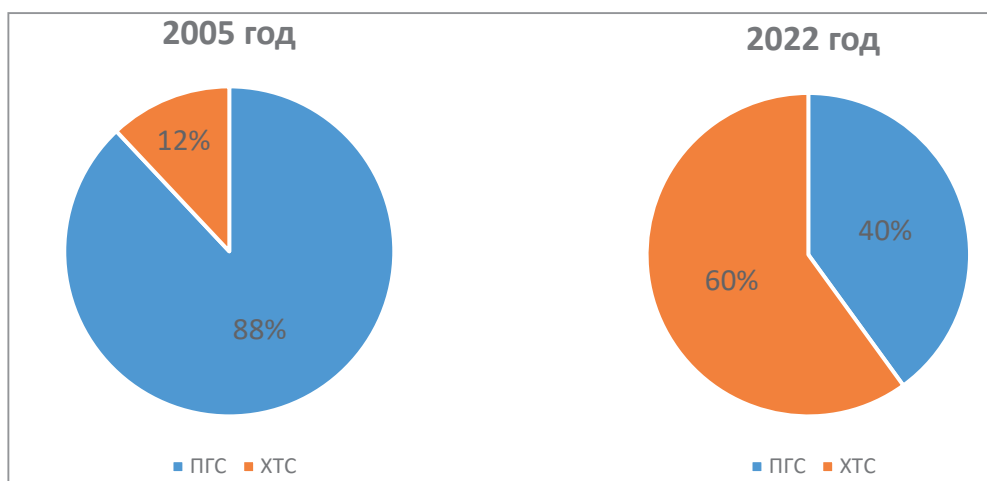


Рис. 1. Динамика изменения применения ПГС и ХТС на литейных предприятиях РФ

Такой бурный рост применения холоднотвердеющих смесей в стержневых и формовочных отделениях литейных цехов объясняется преимуществами как самой технологии ХТС, так и применяемым оборудованием.

Технологические преимущества процесса ХТС:

- применение для изготовления форм и стержней единых компонентов (песок, связующее, отвердитель/катализатор);
- приготовление смеси и подача ее в опоки (стержневые ящики) осуществляется одним устройством – смесителем;
- достигаются высокая геометрическая точность и прочность стержней и форм;
- возможность длительного хранения форм и стержней до момента заливки металла;
- стержни легко удаляются из внутренних полостей отливки, возможность ухода от пригара;
- выбитая формовочная смесь поддается механической регенерации с повторным использованием регенерата.

Оборудование для ХТС весьма компактно, не потребляет большого количества энергии (кроме термической регенерации), практически не требует организации приямков и усиленных фундаментов, простое в управлении и техническом обслуживании. Для начала работы формовочного (стержневого) участка достаточно изготовить бункер для хранения песка и установить высокоскоростной смеситель для перемешивания кварцевого (иногда хромитового) песка с необходимыми химическими компонентами. Для улучшения качества получаемых форм, снижения трудоемкости их изготовления и увеличения количества выпускаемых форм, максимального ухода от человеческого фактора и повторного использования песка возможно дальнейшее комплектование уже действующего участка следующим оборудованием: вибростол, манипулятор форм, установка нанесения противопригарной краски, формовочные линии (Карусель, Fast-Loop, Челнок), кантователь форм, протяжной стол, сборщик форм, автоматические или ручные линии заливки/охлаждения, выбивные решетки, установки механической и термической регенерации, системы пневмотранспортировки свежего и регенерированного песка. Поэтапное внедрение технологического оборудования позволяет литейному предприятию плавно нарастить свое производство с 1–2 до 6–8 форм в час с максимальной механизацией и автоматизацией производства.

Активное внедрение технологии ХТС в отечественных литейных цехах привело к активному росту компаний, занимающихся производством оборудования, материалов и услуг для данной технологии. И если поставщиками химических компонентов и обогащенных кварцевых песков являются в основном отечественные компании, то в поставках оборудования до последнего времени наблюдалась совсем иная ситуация. До 2022 г. основными поставщиками оборудования для процессов ХТС выступали европейские компании из Великобритании, Италии и Германии. Иногда поставлялось оборудование из КНР и Турции. Начало СВО и последовавшее вслед за этим введение санкций закрыло доступ на рынок России и Беларуси европейского и североамериканского оборудования, произошло почти мгновенное обрушение деловых связей, складывавшихся на протяжении многих десятилетий. Техническая поддержка, поставка запасных частей, проведение взаимных платежей, двусторонние контакты были заморожены. На рынке оборудования для ХТС процессов, как и на многих других направлениях, мгновенно

образовался дефицит предложения качественного оборудования, который необходимо было восполнить в кратчайшие сроки и, по возможности, силами отечественного производителя. Одним из таких предприятий выступила компания ООО «Родонит» (Санкт-Петербург), с 1993 г. занимающаяся научно-техническим обеспечением деятельности промышленных предприятий в литейной промышленности. С начала 2000-х годов сотрудники компании активно занимались вопросами внедрения различных процессов ХТС (жидкостекольный, альфа-сет, фуран-процесс, пеп-сет, фоскон) на заводах России, Беларуси, Казахстана и Украины. Совместно с мировыми лидерами в производстве оборудования для процессов ХТС (британскими компаниями FTL и Omega Sinto Foundry Machinery) были реализованы более 200 проектов начиная от небольших формовочных участков с одним смесителем до комплектного цеха с замкнутым циклом пескооборота (смесеприготовление, формообразование, автоматические линии заливки и охлаждения, выбивка и механическая регенерация, пневмотранспорт песка). Поставляя иностранное оборудование на российский рынок, встал вопрос о возможности его комплектования позициями собственного изготовления с целью удешевления конечной продукции для отечественного клиента. Начиная с 2007 г. компания ООО «Родонит» приступила к реализации проекта по разработке и изготовлению собственного оборудования для процессов ХТС. Первым шагом была разработка и изготовление собственными силами системы пневмотранспортировки кварцевого песка, включающая пневмобаллон, поворотные колена, устройство распределения подачи в два и более приемных бункера, автоматизация процесса. Преимущества использования пневмотранспортировки песка взамен традиционного ленточного транспорта:

- простота конструкции и ее компактность;
- возможность полной автоматизации процесса пневмотранспортировки;
- минимальные потери песка вследствие герметичности системы;
- гибкость трассы, возможность прокладывать трубы в горизонтальном и вертикальном положении;
- высокая маневренность, возможность доставки песка из одной точки в несколько;
- санитарно-гигиенический эффект, отсутствие пыли и просыпей;
- высокая надежность системы и простота в эксплуатации.

Проведенные испытания показали высокую надежность разработанного оборудования и нашли применение на десятках литейных предприятий, осуществляя пневмотранспортировку как свежего, так и регенерированного песка. Изготавливаемое оборудование соответствует требованиям ТР ТС 032/2013 «О безопасности оборудования, работающего под избыточным давлением», и позволяет транспортировать до 20 т песка в зависимости от протяженности трассы. Пример изготавливаемого оборудования показан на рис. 2.



Рис. 2. Пневмобаллон перед отгрузкой

При пневмотранспортировке песка необходимо очищать выходящий из системы в атмосферу цеха воздух от пыли. Для этих целей используются различные по объему и исполнению фильтры сухой очистки воздуха. В 2010 г. было подписано лицензионное соглашение с компанией DCE (Великобритания) на установку, а затем и на производство напольных фильтров для улавливания пыли от систем регенерации и пневмотранспорта с вытяжным вентилятором и без него. Сегодня такие напольные фильтры ООО «Родонит» изготавливает производительностью по очищаемому воздуху от 1000 до 15000 $\text{м}^3/\text{ч}$, площадь фильтрующей поверхности составляет от 18 до 300 м^2 . Очистка фильтрующей поверхности всех фильтров осуществляется за счет обратной продувки сжатым воздухом. Частота продувки задается с интерфейса системы управления. Сменные картриджи для данных фильтров также изготавливаются в России (рис. 3).



Рис. 3. Напольный фильтр пылеочистки

В 2016 г. ООО «Родонит» начал разработку смесителя производительностью до 12 т/ч. В 2017 г. произошло то, что нередко случается с западными компаниями: не выдержав жесткой конкуренции на рынке производителей литейного оборудования, британский партнер компании, фирма FTL, обанкротилась и не смогла выполнить принятых ею обязательств по поставкам уже оплаченного оборудования в Россию. В ходе совместных переговоров была достигнута договоренность о выкупе у британской компании FTL части разработанной технической документации для изготовления оборудования в России силами ООО «Родонит». В кратчайшие сроки английская документация была переработана под российские стандарты, материалы, технические условия. Благодаря оперативности принятых решений в кратчайшие сроки был освоен выпуск широкой номенклатуры оборудования для данных процессов. Смеситель (рис. 4) является основным рабочим органом технологии ХТС, «сердцем» этого процесса. От его бесперебойной работы и качества перемешивания кварцевого песка (или других наполнителей) с химическими компонентами (смола, отвердитель/катализатор) зависит количество и качество получаемых форм и стержней.

Первым изготовленным смесителем был однорукавный вариант производительностью 10 т формовочной смеси в час. В дальнейшем специалистами компании были разработаны и внедрены на различных литейных предприятиях смесители разных типов (одно- и двухрукавные с радиусом рабочей зоны до 5 м), производительности (от 1–3 до 20–30 т формовочной смеси в час) и для разных процессов (жидкостекольный, альфа-сет, резол, фуран-процесс, пеп-сет, фоскон). Конструкция смесителей позволяет использовать несколько процессов ХТС, например, альфа-сет для изготовления форм и пеп-сет для изготовления стержней. Для облегчения перемещения рукавов двухрукавных смесителей оборудование может быть снабжено механическим приводом поворота рукавов.

В том же 2016 г. компания ООО «Родонит» изготовила и внедрила первое оборудование для механической регенерации использованной смеси. Как известно, одним из недостатков процесса ХТС является более высокая стоимость формовочной смеси по сравнению с технологиями песчано-глинистой формовки, литья по газифицируемым моделям или вакуумно-пленочной формовкой. Высокая стоимость смеси складывается из стоимости связующего, отвердителя/катализатора, сухого обогащенного кварцевого песка. К этой стоимости также добавляется стоимость доставки кварцевого песка до предприятия, вывоз использованной формовочной смеси и сборы за ее утилизацию (стоимость энергетических затрат



Рис. 4. Смеситель непрерывного действия CMP20

на смесеприготовление мала и ею можно пренебречь). В зависимости от процесса ХТС, количества и качества используемых химических компонентов доля их стоимости в стоимости 1 т формовочной смеси может существенно отличаться и составлять 20–65 % от общей стоимости смеси. И эта доля стоимости смеси является безвозвратно теряемой, так как часть химических компонентов выгорит при соприкосновении с расплавленным металлом, а часть останется в виде пленок связующего на зернах кварцевого песка. Что касается затрат на кварцевый песок, то их можно уменьшить, проведя регенерацию использованной формовочной смеси. Основная цель процесса регенерации формовочной смеси при ХТС-процессах – восстановление зернового состава песка и удаление пленок связующего с зерен кварцевого песка. В большинстве случаев предприятиями используется механическая регенерация, некоторые внедряли дополнительную термическую регенерацию. При **механической регенерации** происходит удаление пленок связующего от кварцевых песчинок за счет механического перетирания смеси. Пленки связующего разрушаются с образованием пыли, удаляемой системами пылеотсоса. Большой процент повторного использования регенерата (до 90 % при фуран-процессе, до 70 % при альфа-сет-процессе), компактность установок и высокая производительность сделали процесс наиболее востребованным. Технологическая схема механической регенерации включает в себя процессы выбивки формы, дробления спекшихся кусков смеси, механического перетирания смеси, охлаждения регенерата, пылеудаления. Дальнейшее увеличение процента возврата регенерированного песка (почти до 100 %) возможно при использовании термических систем регенерации. При **термической регенерации** происходит дополнительный нагрев смеси до температуры 750–800 °С с выгоранием пленок органических веществ с поверхности зерен кварцевого песка. Несмотря на высокую эффективность процесса, термическая регенерация пока не получила широкого распространения на отечественных заводах из-за следующих факторов:

- большие первоначальные инвестиции для покупки оборудования;
- сложность в обслуживании установки (газовое и электрическое хозяйство);
- необходимость использования дорогого ингибитора при регенерации песков по альфа-сет-процессу;
- большой расход тепловой энергии.

Для оценки перспективности применения данной технологии на литейных предприятиях России и Беларуси надо учитывать, какой процесс ХТС получил более широкое применение. Для Республики Беларусь наиболее характерен фуран-процесс с возможностью повторного использования до 90 % механически регенерированного песка, а в Российской Федерации – альфа-сет-процесс с возможностью повторного использования до 70 % механически регенерированного песка. Поэтому можно предположить, что с дальнейшим увеличением стоимости вывоза и утилизации отходов формовочных смесей и уменьшением стоимости применяемого ингибитора термическая регенерация будет находить все большее применение именно на российских предприятиях, использующих альфа-сет-процесс.

Таким образом, внедрение систем регенерации (механической и термической) позволяет сократить расходы на приобретение свежего кварцевого песка, транспортные расходы и утилизацию использованных песков. Современные установки регенерации весьма разнообразны и позволяют учитывать индивидуальную специфику литейных производств.

Первой установкой механической регенерации (рис. 5), изготовленной нашими специалистами, была совмещенная система (выбивная решетка + оттирочные сита) напольного типа, позволяющая

выбивать формы размерами до 1500x1500 мм и грузоподъемностью до 1500 кг, охлаждать и обеспыливать формовочную смесь и транспортировать готовый регенерат в приемный бункер посредством пневмотранспорта.



Рис. 5. Компактная установка механической регенерации

В дальнейшем линейка установок для механической регенерации была существенно расширена. Для небольших предприятий предназначена самая маленькая установка с размерами выбивной деки 1000x950 мм, грузоподъемностью 750 кг и производительностью до 3 т регенерированного песка, а самая большая напольная установка имеет размер выбивной деки 3000x2500, грузоподъемность до 4,5 т и производительность до 10 т.

К февралю 2022 г. уже был накоплен серьезный опыт по конструированию, изготовлению и внедрению разнообразных технологических устройств: высокоскоростные одно- и двухрукавные смесители, вибростолы с рольгангами и плоской столешницей, установки по нанесению противопопригарной краски, компактные установки для выбивки и механической регенерации формовочной смеси, охладители-обеспыливатели.

События 2022 г. кардинальным образом повлияли на сложившийся в России и Беларуси рынок литейного оборудования и послужили мощным импульсом для активизации инженерной и производственной деятельности компании ООО «Родонит». Не будем перечислять все сложности при переходе с выпуска, по сути, опытных образцов на промышленные объемы, особенно в условиях исчезновения с российского рынка качественных, проверенных временем, комплектующих хорошо известных марок. С этим столкнулись практически все отечественные производители оборудования. Главное, что было достигнуто – это сохранение качества выпускаемой продукции при увеличении объема выпуска и предлагаемого ассортимента. И произошло это благодаря накопленному опыту и слаженной кропотливой работе всего коллектива ООО «Родонит». Специалисты компании обладают необходимыми знаниями, квалификацией, опытом работы и способны решить разнообразные задачи, возникающие при реализации проектов. Сервисная служба оказывает услуги по пусконаладке оборудования и тренингу обслуживающего персонала, гарантийному и постгарантийному обслуживанию поставляемого оборудования.

Обращайтесь к нам и мы постараемся помочь вашему производству!

ЛИТЕРАТУРА

1. **Петров, А.Ю.** Состояние и перспективы литейного производства России / А.Ю. Петров // Литейное производство. – 2007. – № 2.
2. **Дибров, А.И.** Состояние и перспективы развития литейного производства России / А.И. Дибров // Доклады I Национального форума промышленной кооперации и системного инжиниринга. – М., 2023.

REFERENCES

1. **Petrov A. Yu.** Sostoyanie i perspektivy litejnogo proizvodstva Rossii [State and prospects of foundry production in Russia]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2007, iss. 2.
2. **Dibrov I.A.** Sostoyanie i perspektivy razvitiya litejnogo proizvodstva Rossii = State and prospects development of foundry production in Russia. *Doklady I Nacional'nogo foruma promyshlennoj kooperacii i sistemnogo inzhiniringa = Reports of the 1st National Forum of Industrial Cooperation and System Engineering*. Moscow, 2023.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-29-31>
УДК 621.745.35

Поступила 20.03.2024
Received 20.03.2024

СТРУКТУРНАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ПРИ ПЕРЕПЛАВКЕ ЛИТЕЙНЫХ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь,
г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43

Разработан наноструктурный механизм структурной устойчивости при переплавке литейных бинарных сплавов. Этот механизм определяется устойчивостью центров кристаллизации микрокристаллов α - и β -фаз. Показано, что эта устойчивость зависит от концентрации адсорбированных атомов водорода и кислорода. Чем выше эти концентрации, тем менее устойчивы центры кристаллизации микрокристаллов α - и β -фаз в расплавах литейных бинарных сплавов и наоборот. При увеличении перегревов и (или) времен выдержки расплавов литейных бинарных сплавов в них повышаются концентрации адсорбированных атомов водорода и кислорода. В результате снижается структурная устойчивость при переплавке литейных бинарных сплавов.

Ключевые слова. Структурная устойчивость, бинарные сплавы, переплавка, нанокристаллы, центры кристаллизации, адсорбция.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Структурная устойчивость при переплавке литейных бинарных сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 29–31. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-29-31>.

STRUCTURAL STABILITY DURING REMELTING OF FOUNDRY BINARY ALLOYS

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus,
Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

A nanostructural mechanism of structural stability during remelting of foundry binary alloys has been developed. This mechanism is determined by the stability of the centers of crystallization of microcrystals of α -phases and β -phases. It is shown that this stability depends on the concentration of adsorbed hydrogen and oxygen atoms. The higher these concentrations, the less stable the centers of crystallization of α -phase and β -phase microcrystals in melts of foundry binary alloys, and vice versa. With an increase in overheating and (or) the holding time of melts of foundry binary alloys, the concentrations of adsorbed hydrogen and oxygen atoms in them increase. As a result, structural stability decreases during the remelting of foundry binary alloys.

Keywords. Structural stability, binary alloys, remelting, nanocrystals, crystallization centers, adsorption.

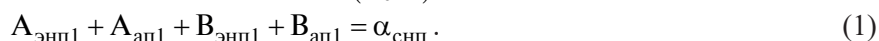
For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Structural stability during remelting of foundry binary alloys. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 29–31. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-29-31>.

При невысоких перегревах и (или) малых временах выдержки расплавов литейных сплавов наблюдается эффект структурной наследственности между получаемыми и шихтовыми переплавляемыми отливками [1, 2]. Эффективность структурной наследственности при литье сплавов определяется концентрацией центров кристаллизации, которые сохраняют стабильность при температурах выше температур ликвидуса [2, 3]. Эта стабильность определяет структурную устойчивость при переплавке литейных сплавов.

Будем рассматривать бинарные сплавы, состоящие из компонентов А и В. Бинарные литейные сплавы (БЛС) в основном кристаллизуются с образованием эвтектики. При этом основными структурными составляющими БЛС являются первичные микрокристаллы α -фазы ($\alpha_{\text{МКП}}$) и β -фазы ($\beta_{\text{МКП}}$), эвтектические микрокристаллы α -фазы ($\alpha_{\text{МКЭ}}$) и β -фазы ($\beta_{\text{МКЭ}}$).

При плавлении, больших перегревах и временах выдержки расплавов БЛС $\alpha_{\text{МКП}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы компонента А ($A_{\text{ЭНП}}$) и компонента В ($B_{\text{ЭНП}}$), свободные атомы компонента А ($A_{\text{ан1}}$) и компонента В ($B_{\text{ан1}}$) [4].

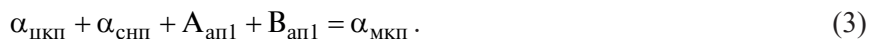
Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МКП}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [5]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{\text{СНП}}$) по реакции:



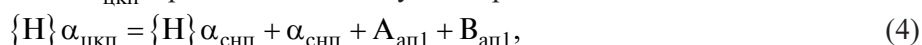
Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{ЦКП}}$) по реакции:



Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МКП}}$ по реакции:

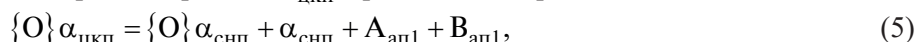


При невысоких перегревах и (или) малых временах выдержки расплавов БЛС $\alpha_{\text{МКП}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (3). При увеличении перегревов и (или) времен выдержки расплавов БЛС в них повышаются концентрации атомов водорода и (или) кислорода [6]. Растворенные в расплавах БЛС атомы водорода и (или) кислорода адсорбируются $\alpha_{\text{ЦКП}}$ до определенной, критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\alpha_{\text{ЦКП}}$ по эффекту Ребиндера. При этом если адсорбируются атомы водорода, то распад $\alpha_{\text{ЦКП}}$ происходит по следующей реакции:



где $\{H\}$ – адсорбированные атомы водорода.

Если адсорбируются атомы кислорода, то распад $\alpha_{\text{ЦКП}}$ происходит по реакции:



где $\{O\}$ – адсорбированные атомы кислорода.

При плавлении, больших перегревах и временах выдержки расплавов БЛС $\alpha_{\text{МКЭ}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы компонента А ($A_{\text{ЭНЭ1}}$) и компонента В ($B_{\text{ЭНЭ1}}$), свободные атомы компонента А ($A_{\text{аЭ1}}$) и компонента В ($B_{\text{аЭ1}}$) [4].

Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МКЭ}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [5]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{\text{СНЭ}}$) по реакции:



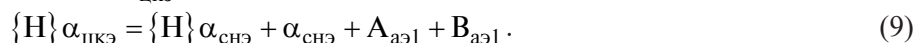
Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{ЦКЭ}}$) по реакции:



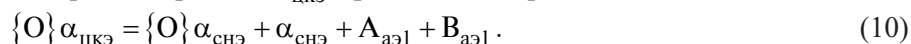
Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МКЭ}}$ по реакции:



При невысоких перегревах и (или) малых временах выдержки расплавов БЛС $\alpha_{\text{МКЭ}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (8). При увеличении перегревов и (или) времен выдержки расплавов БЛС в них повышаются концентрации атомарного водорода и (или) кислорода [6]. Растворенные в расплавах БЛС атомы водорода и (или) кислорода адсорбируются $\alpha_{\text{ЦКЭ}}$ до определенной, критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\alpha_{\text{ЦКЭ}}$ по эффекту Ребиндера. При этом если адсорбируются атомы водорода, то распад $\alpha_{\text{ЦКЭ}}$ происходит по реакции:



Если адсорбируются атомы кислорода, то распад $\alpha_{\text{ЦКЭ}}$ происходит по реакции:



При плавлении, больших перегревах и временах выдержки расплавов БЛС $\beta_{\text{МКЭ}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы компонента А ($A_{\text{ЭНЭ2}}$) и компонента В ($B_{\text{ЭНЭ2}}$), свободные атомы компонента А ($A_{\text{аЭ2}}$) и компонента В ($B_{\text{аЭ2}}$) [4].

Процесс кристаллизации $\beta_{\text{МКЭ}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [5]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\beta_{\text{СНЭ}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\beta_{\text{ЦКЭ}}$) по реакции:



Заканчивается процесс кристаллизации $\beta_{\text{МКЭ}}$ по реакции:



При невысоких перегревах и (или) малых временах выдержки расплавов БЛС $\beta_{\text{МКЭ}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (13). При увеличении перегревов и (или) времен выдержки расплавов БЛС в них повышаются концентрации атомов водорода и (или) кислорода [6]. Растворенные в расплавах БЛС атомы водорода и (или) кислорода адсорбируются $\beta_{\text{МКЭ}}$ до определенной, критической концентрации. При ее повышении происходит распад $\beta_{\text{МКЭ}}$ по эффекту Ребиндера. При этом если адсорбируются атомы водорода, то распад $\beta_{\text{МКЭ}}$ происходит по реакции:

$$\{H\}\beta_{\text{МКЭ}} = \{H\}\beta_{\text{СНЭ}} + \beta_{\text{СНЭ}} + A_{\text{аэ2}} + B_{\text{аэ2}}. \quad (14)$$

Если адсорбируются атомы кислорода, то распад $\beta_{\text{МКЭ}}$ происходит по реакции:

$$\{O\}\beta_{\text{МКЭ}} = \{O\}\beta_{\text{СНЭ}} + \beta_{\text{СНЭ}} + A_{\text{аэ2}} + B_{\text{аэ2}}. \quad (15)$$

При плавлении, больших перегревах и временах выдержки расплавов БЛС $\beta_{\text{МКП}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы компонента А ($A_{\text{ЭНП2}}$) и компонента В ($B_{\text{ЭНП2}}$), свободные атомы компонента А ($A_{\text{ап2}}$) и компонента В ($B_{\text{ап2}}$) [4].

Процесс кристаллизации $\beta_{\text{МКП}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [5]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\beta_{\text{СНП}}$) по реакции:

$$A_{\text{ЭНП2}} + A_{\text{ап2}} + B_{\text{ЭНП2}} + B_{\text{ап2}} = \beta_{\text{СНП}}. \quad (16)$$

Затем образуются центры кристаллизации ($\beta_{\text{ЦКП}}$) по реакции:

$$\beta_{\text{СНП}} + A_{\text{ап2}} + B_{\text{ап2}} = \beta_{\text{ЦКП}}. \quad (17)$$

Заканчивается процесс кристаллизации $\beta_{\text{МКП}}$ по реакции:

$$\beta_{\text{ЦКП}} + \beta_{\text{СНП}} + A_{\text{ап2}} + B_{\text{ап2}} = \beta_{\text{МКП}}. \quad (18)$$

При невысоких перегревах и (или) малых временах выдержки расплавов БЛС $\beta_{\text{МКП}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (18). При увеличении перегревов и (или) времен выдержки расплавов БЛС в них повышаются концентрации атомов водорода и (или) кислорода [6]. Растворенные в расплавах БЛС атомы водорода и (или) кислорода адсорбируются $\beta_{\text{МКП}}$ до определенной, критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\beta_{\text{МКП}}$ по эффекту Ребиндера. При этом если адсорбируются атомы водорода, то распад $\beta_{\text{МКП}}$ происходит по реакции:

$$\{H\}\beta_{\text{МКП}} = \{H\}\beta_{\text{СНП}} + \beta_{\text{СНП}} + A_{\text{ап2}} + B_{\text{ап2}}. \quad (19)$$

Если адсорбируются атомы кислорода, то распад $\beta_{\text{МКП}}$ происходит по реакции:

$$\{O\}\beta_{\text{МКП}} = \{O\}\beta_{\text{СНП}} + \beta_{\text{СНП}} + A_{\text{ап2}} + B_{\text{ап2}}. \quad (20)$$

Таким образом, структурная устойчивость при переплавке бинарных литейных сплавов определяется устойчивостью центров кристаллизации микрокристаллов α - и β -фаз, которая зависит от концентрации адсорбированных атомов водорода и (или) кислорода.

ЛИТЕРАТУРА

1. Никитин, В. И. Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
2. Марукович, Е. И. Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. – Минск: Беларуская навука, 2009. – 192 с.
3. Марукович, Е. И. Пути решения проблемы структурной наследственности сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2019. – № 1. – С. 21–23.
4. Марукович, Е. И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
5. Марукович, Е. И. Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 13–19.
6. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учеб. / А. В. Курдюмов [и др.]. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2011. – 615 с.

REFERENCES

1. Nikitin V. I., Nikitin K. V. *Nasledstvennost' v lityh splavah* [Heredity in cast alloys]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2005, 476 p.
2. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Modifitsirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009, 192 p.
3. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Puti resheniya problemy strukturnoj nasledstvennosti splavov [Ways to solve the problem of structural heredity of alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 1, pp. 21–23.
4. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov [Nanostructural theory of metal melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
5. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Nanostrukturnaya kristallizatsiya litejnyh splavov [Nanostructured crystallization of foundry alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.
6. Kurdyumov A. V. et al. *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnyh metallov: uchebnik* [Production of castings from non-ferrous metal alloys: textbook]. Moscow, Izd. Dom MISiS Publ., 2011, 615 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-32-35>
УДК 621.745

Поступила 17.04.2024
Received 17.04.2024

СОВМЕСТНОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КАОЛИНОВЫХ И БЕНТОНИТОВЫХ ФОРМОВОЧНЫХ ГЛИН

С. А. КУЛИКОВ, ОАО «Минский тракторный завод»,
г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29. E-mail: cyberlis@mail.ru
Ф. И. РУДНИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: stl_minsk@tut.by
В. А. ШУМИГАЙ, ОАО «Минский тракторный завод»,
г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29. E-mail: starosta1711@yandex.ru

В статье проведено сравнение свойств каолиновых и бентонитовых глин. Показано, что каолиновые глины обладают высокой огнеупорностью, а бентониты – высокими показателями вяжущих свойств. Рассмотрен опыт специалистов ОАО «МТЗ» по совместному использованию различных видов глин. Сочетание каолина и бентонита в составе суспензии позволило повысить прочность формовочной смеси, сохранив показатели влажности. Недостатком каолиновых глинистых суспензий является повышение показателя влажности при увеличении дозировки. При приготовлении бентонитовых суспензий следует учитывать их малый срок хранения.

Ключевые слова. Глина, каолин, бентонит, суспензия.

Для цитирования. Куликов, С. А. Совместное использование каолиновых и бентонитовых формовочных глин / С. А. Куликов, Ф. И. Рудницкий, В. А. Шумигай // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 32–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-32-35>.

COMBINED USE OF KAOLIN AND BENTONITE MOLDING CLAYS

S. A. KULIKOV, OJSC “Minsk Tractor Works”,
Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str. E-mail: cyberlis@mail.ru
F. I. RUDNICKIJ, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: stl_minsk@tut.by
V. A. SHUMIGAJ, OJSC “Minsk Tractor Works”,
Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str. E-mail: starosta1711@yandex.ru

The article compares the properties of kaolin and bentonite clays. It has been shown that kaolin clays have high fire resistance, and bentonites have high astringent properties. The experience of specialists from OJSC “MTW” in the joint use of various types of clays is considered. The combination of kaolin and bentonite in the suspension made it possible to increase the strength of the molding sand while maintaining moisture levels. The disadvantage of kaolin clay suspensions is that the moisture content increases with increasing dosage. When preparing bentonite suspensions, their short shelf life should be taken into account.

Keywords. Clay, kaolin, bentonite, suspension.

For citation. Kulikov S. A., Rudnickij F. I., Shumigaj V. A. Combined use of kaolin and bentonite molding clays. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 32–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-32-35>.

Современное литейное производство быстро развивается, степень автоматизации процессов увеличивается. В связи с этим использование национальных ресурсов приобретает все большее значение, так как является одним из направлений ресурсосбережения и повышения рентабельности. Ситуация усложняется, когда среди перечня каких-либо ресурсов страны отсутствует тот или иной материал. Например, в Республике Беларусь имеется ряд разрабатываемых месторождений каолина, но нет ни одного месторождения, из которого в промышленных масштабах добывался бы бентонит. При этом насыщение литейного производства страны автоматическими формовочными комплексами велико, как и потребление бентонита [1]. Сопоставление свойств каолиновых и бентонитовых глин может служить инструментом для наиболее рационального использования ресурсов в процессах формообразования.

Основа каолиновых глин – минерал каолинит ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$), водный алюмосиликат белого цвета с температурой плавления 1750–1790 °С. Отличительная особенность каолиновых глин – их высокая огнеупорность, обусловленная явлением муллитизации. При температуре 1200–1280 °С из глинозема и кремнезема, входящих в состав каолина, образуется муллит ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$), температура плавления которого составляет 1810–1830 °С. Поэтому каолиновые глины широко применяются не только в формовочных смесях, но и в составе огнеупорных красок и обмазок. Удельная поверхность частиц – 50–150 м²/г [2, 3].

Основу бентонитов составляет минерал монтмориллонит ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O} \cdot n \cdot \text{H}_2\text{O}$), химический состав которого непостоянен. При температуре около 900 °С монтмориллонит переходит в аморфное вещество с температурой плавления 1250–1300 °С. Поэтому бентонит не обладает высокой огнеупорностью по сравнению с каолином. Отличительной особенностью бентонита является его способность к набуханию с последующим необратимым гелеобразованием. Удельная поверхность частиц бентонита – 250–500 м²/г [2, 3].

Сравнение указанных характеристик позволяет сделать вывод, что каолиновые глины обладают меньшей вяжущей способностью, но высокой огнеупорностью. Бентонит же обладает высокой вяжущей способностью, но пониженной огнеупорностью и, как следствие, раньше выгорает из смеси. Учитывая особенности каолиновых и бентонитовых глин, решается множество технологических задач.

В ОАО «МТЗ» было испытано множество каолиновых глин, применение большинства из которых было признано нецелесообразным. Основной причиной пониженного качества каолиновых глин является отступление от требований ГОСТ 3226-93. Стремление поставщиков расширить круг потребителей приводит к тому, что огнеупорные глины, предназначенные для производства огнеупорных изделий, представляются как формовочные и поставляются не по ГОСТ, а по техническим условиям. Отличием огнеупорных формовочных глин от огнеупорных является наличие показателей, отражающих способность глин к проявлению вяжущих свойств, например, коллоидальность. К тому же, огнеупорные глины могут быть засорены посторонними примесями. В технических условиях эти моменты, как правило, не указываются и целесообразность применения того или иного образца определяется при проведении лабораторных исследований и производственных испытаний.

В литейной лаборатории управления металлургии и термической обработки ОАО «МТЗ» были испытаны по ГОСТ 3594.7-93 несколько образцов каолиновых глин: Положского (ПЛГ-1), Латненского (ЛТ-0), Шулеповского (Ш-1) и Кумакского месторождений (ККс-3) (табл. 1).

Таблица 1. Результаты лабораторных исследований глины огнеупорной

Свойства	ПЛГ-1	ЛТ-0	Ш-1	ККс-3
Предел прочности при сжатии сырых образцов, кПа	3,5	3,5	3,7	4
Уплотняемость, %	25	15	22	27
Влажность, %	3,0	7,1	2	2,3

Как видно из таблицы, все исследованные образцы обладают схожими характеристиками технологической пробы, однако только глины Положского и Латненского месторождений показали себя положительно в ходе производственных испытаний. Глины Шулеповского и Кумакского месторождений оказались засорены посторонними примесями, что приводило к необходимости проведения внеплановых работ по очистке смесеприготовительного оборудования и перерасходу формовочных материалов. Бентониты, напротив, поставляются в ОАО «МТЗ» только по ГОСТ 28177-89 и, как отмечено в [4], если бентонит соответствует данному стандарту, то он как минимум качественный. В этом случае лабораторные исследования и производственные испытания имеют одинаковые результаты. Поэтому если стоит выбор между формовочными материалами, поставляемыми по ГОСТ и техническим условиям, следует отдать предпочтение материалам, соответствующим государственным стандартам.

В одном из литейных цехов Минского тракторного завода по устоявшемуся технологическому процессу использовали глинистую суспензию, подаваемую к смесителям по трубопроводу. Возник вопрос о возможности временной замены каолина в составе суспензии на бентонит. Напомним, что каолиновая глина, как правило, подается в смесь в составе суспензии, в то время как бентонит – в сухом виде. Как уже отмечено, бентонит при контакте с водой разбухает и с течением времени необратимо переходит в гель. Поэтому потребовалось провести ряд экспериментов для сравнения свойств суспензий.

Суспензию приготавливали в лабораторном смесителе по рецептуре: вода техническая – 91 %, глина каолиновая марки П1 ГОСТ 3226-93 или бентонит марки П1Т1 ГОСТ 28177-89 – 9%. По истечении определенного времени после перемешивания суспензии отбирали пробы и определяли вязкость и удельный вес. Свойства каолиновой глинистой суспензии не изменялись с течением времени и составили: удельный вес – 1,09 г/см³, вязкость – 19 с (табл. 2).

Таблица 2. Свойства бентонитовой суспензии

Время, ч	0,5	1	2	4	24
Удельный вес, г/см ³	1,06	1,06	1,06	1,06	Гель
Вязкость по вискозиметру ВЗ-246 (сопло 4 мм), с	19	21	32	36	

С применением приготовленной суспензии (табл. 3) изготавливали формовочную смесь, свойства которой приведены в табл. 4.

Таблица 3. Рецепт формовочной смеси

Компонент смеси	Содержание, %
ОФС	97,355
Песок формовочный 1К1О1025 ГОСТ 2138-91	0,5
Крахмалсодержащий реагент	0,13
Уголь гранулированный	0,015
Суспензия глинистая	2,0

Таблица 4. Свойства формовочной смеси в зависимости от типа суспензии

Свойства смеси	Каолиновая суспензия	Суспензия на основе бентонита			
		время, ч			
		0,5	1	2	4
Газопроницаемость, ед.	60	75	78	80	80
Предел прочности при сжатии сырых образцов, кПа	70–76	80	81	82	89
Массовая доля влаги, %	4,5–4,8	4,2	3,7	3,7	3,8

Как видно из таблиц, удельный вес бентонитовой суспензии не изменяется, в то время как вязкость возрастает и приблизительно через 16–24 ч (время зависит от интенсивности перемешивания в баке хранения) суспензия превращается в гель, делая невозможным ее использование в технологических целях из-за опасности засорения технологических трубопроводов вплоть до их полной остановки. В то же время применение бентонитовой суспензии позволяет повысить прочность и газопроницаемость смеси при пониженной влажности. Ограничением для применения бентонитовой суспензии является время хранения, не превышающее 16 ч. Напротив, глинистая суспензия на основе каолина не меняет своих свойств с течением времени и является универсальной. Однако она не позволяет получать таких высоких значений прочности формовочных смесей из-за повышения показателя влаги.

В литейном цехе ОАО «МТЗ», где производятся крупнотоннажные отливки, имела место повышенная дефектность стальных отливок по ужимине. Причиной брака служила недостаточная прочность формовочной смеси, которую изготавливали с применением каолиновой глинистой суспензии. Увеличение расхода суспензии приводило к незначительному росту прочности с нарастанием показателя влажности. Последнее привело не к уменьшению, а увеличению дефектности: ужимина сопровождалась большим количеством брака по пригару. Для устранения данного несоответствия инженеры литейной лаборатории изменили рецептуру смеси, введя в ее состав незначительное количество бентонита (0,05–0,1 %). Это изменение позволило повысить прочность смеси, не повышая ее влажности, устранив дефекты отливок. Ввиду того что бентонит вводили не как основное связующее вещество, а как технологическую добавку, каких-либо значительных изменений инфраструктуры не потребовалось. Полный переход на бентонит потребовал бы перестроения систем дозирования формовочных материалов (пневмотранспорта, шнековых питателей и др.).

Таким образом, каолиновые и бентонитовые глины обладают рядом характеристик, которые позволяют применять их в комплексе, добиваясь наилучших результатов при минимальных вложениях.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Кукуй, Д. М.** Автоматизация литейного производства: учеб. пособие / Д. М. Кукуй, В. Ф. Одиночко. – Минск: Новое знание, 2008. – 240 с.
2. **Кукуй, Д. М.** Теория и технология литейного производства. Формовочные материалы и смеси: учеб. пособие / Д. М. Кукуй, Н. В. Андрианов. – Минск: БНТУ, 2005. – 390 с.
3. **Гуляев, Б. Б.** Формовочные процессы / Б. Б. Гуляев, О. А. Корнюшкин, А. В. Кузин. – Л.: Машиностроение, 1987. – 264 с.

REFERENCES

1. **Kukuy D.M., Odinochko V.F.** *Avtomatizatsiya litejnogo proizvodstva: ucheb. posobie* [Automation of foundry production: textbook]. Minsk, Novoe znanie Publ., 2008, 240 p.
2. **Kukuy D.M., Andrianov N.V.** *Teoriya i tekhnologiya litejnogo proizvodstva. Formovochnye materialy i smesi: ucheb. posobie* [Theory and technology of foundry production. Molding materials and mixtures: textbook]. Minsk, BNTU Publ., 2005, 390 p.
3. **Gulyaev B.B., Korniyushkin O.A., Kuzin A.V.** *Formovochnye processy* [Molding processes]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1987, 264 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-36-39>
УДК 621.745.35

Поступила 20.03.2024
Received 20.03.2024

МЕХАНИЗМ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ БИНАРНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ И ОЛОВЯННЫХ БРОНЗ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43

Разработан наноструктурный механизм перекристаллизации бинарных алюминиевых и оловянных бронз. Сначала из элементарных нанокристаллов меди, алюминия, олова и их свободных атомов образуются структурообразующие нанокристаллы α -, β - и γ -фаз. Из них формируются центры кристаллизации микрокристаллов фаз. Из этих центров, структурообразующих нанокристаллов фаз, свободных атомов меди, алюминия, олова образуются микрокристаллы α -, β - и γ -фаз бинарных алюминиевых и оловянных бронз.

Ключевые слова. Алюминиевые бронзы, оловянные бронзы, перекристаллизация, наноструктурные процессы, центры кристаллизации, нанокристаллы.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Механизм перекристаллизации бинарных алюминиевых и оловянных бронз / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 36–39. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-36-39>.

THE MECHANISM OF RECRYSTALLIZATION OF BINARY ALUMINUM AND TIN BRONZES

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

A nanostructural mechanism for recrystallization of binary aluminum and tin bronzes has been developed. First, structure-forming nanocrystals of α -phases, β -phases and γ -phases are formed from elementary nanocrystals of copper, aluminum, tin and their free atoms. The crystallization centers of microcrystals of phases are formed from them. From these centers, structure-forming nanocrystals of phases, free atoms of copper, aluminum, tin, microcrystals of α -phases, β -phases and γ -phases of binary aluminum and tin bronzes are formed.

Keywords. Aluminum bronzes, tin bronzes, recrystallization, nanostructural processes, crystallization centers, nanocrystals.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. The mechanism of recrystallization of binary aluminum and tin bronzes. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 36–39. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-36-39>.

Согласно диаграмме состояния Cu – Al, фазовые превращения при перекристаллизации бинарных алюминиевых бронз происходят по следующей эвтектоидной реакции [1]:



где $\beta_{\text{МК1}}$, $\alpha_{\text{МК1}}$ и $\gamma_{2\text{МК}}$ – микрокристаллы β -, α - и γ_2 -фазы.

Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки $\beta_{\text{МК1}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы меди ($\text{Cu}_{\text{ЭН1}}$) и алюминия ($\text{Al}_{\text{ЭН1}}$), свободные атомы меди ($\text{Cu}_{\text{а1}}$) и алюминия ($\text{Al}_{\text{а1}}$) [2].

Процесс кристаллизации $\beta_{\text{МК1}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\beta_{\text{СН1}}$) по реакции:



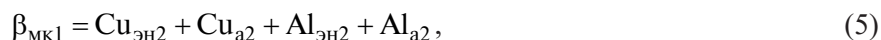
Затем образуются центры кристаллизации ($\beta_{\text{ЦК1}}$) по реакции:



Заканчивается процесс кристаллизации $\beta_{\text{МК1}}$ по реакции:



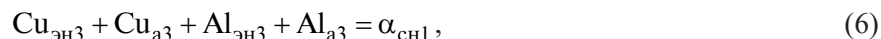
При температуре 565 °С происходит распад $\beta_{\text{МК1}}$:



где $\text{Cu}_{\text{ЭН2}}$ и $\text{Al}_{\text{ЭН2}}$ – элементарные нанокристаллы меди и алюминия; Cu_{a1} и Al_{a2} – свободные атомы меди и алюминия.

Образование $\alpha_{\text{МК1}}$ является наноструктурным процессом и происходит следующим образом [4].

Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{\text{СН1}}$) по реакции:



где $\text{Cu}_{\text{ЭН3}}$ и $\text{Al}_{\text{ЭН3}}$ – элементарные нанокристаллы меди и алюминия; Cu_{a3} и Al_{a3} – свободные атомы меди и алюминия.

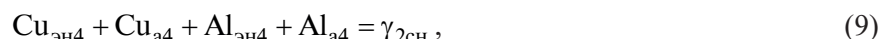
Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{МК1}}$) по следующей реакции:



Заканчивается процесс формирования $\alpha_{\text{МК1}}$ по реакции:



Аналогично образование $\gamma_{2\text{МК}}$ происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\gamma_{2\text{СН}}$) по реакции:



где $\text{Cu}_{\text{ЭН4}}$ и $\text{Al}_{\text{ЭН4}}$ – элементарные нанокристаллы меди и алюминия; Cu_{a4} и Al_{a4} – свободные атомы меди и алюминия.

Затем образуются центры кристаллизации ($\gamma_{2\text{МК}}$) по следующей реакции:



Заканчивается процесс формирования $\gamma_{2\text{МК}}$ по реакции:



При этом справедливы следующие уравнения:



Согласно диаграмме состояния Cu – Sn, фазовые превращения при перекристаллизации бинарных оловянных бронз происходят по эвтектидной реакции [1]:



где $\beta_{\text{МК2}}$, $\alpha_{\text{МК2}}$ и $\gamma_{\text{МК}}$ – микрокристаллы β -, α - и γ -фазы.

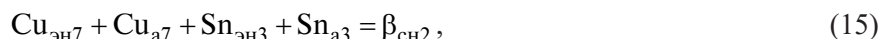
Микрокристаллы $\beta_{\text{МК2}}$ образуются по реакции:



где $\alpha_{\text{МК}}$ и $\beta_{\text{МК2}}$ – микрокристаллы α - и β -фазы; L – расплав.

Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки $\alpha_{\text{МК}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы меди ($\text{Cu}_{\text{ЭН5}}$) и олова ($\text{Sn}_{\text{ЭН1}}$), свободные атомы меди (Cu_{a5}) и олова (Sn_{a1}) [2]. Расплав L состоит из элементарных нанокристаллов меди ($\text{Cu}_{\text{ЭН6}}$) и олова ($\text{Sn}_{\text{ЭН2}}$), свободных атомов меди (Cu_{a6}) и олова (Sn_{a2}) [2].

Процесс кристаллизации $\beta_{\text{МК2}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\beta_{\text{СН2}}$) по реакции:



где $\text{Cu}_{\text{ЭН7}}$ и $\text{Sn}_{\text{ЭН3}}$ – элементарные нанокристаллы меди и олова; Cu_{a7} и Sn_{a3} – свободные атомы меди и олова.

Затем образуются центры кристаллизации ($\beta_{\text{цк2}}$) по реакции:



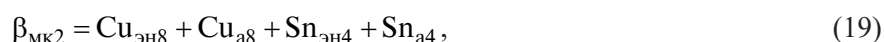
Заканчивается процесс формирования $\beta_{\text{мк2}}$ по реакции:



При этом справедливы следующие уравнения:



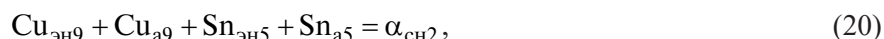
При температуре 586 °С происходит распад $\beta_{\text{мк2}}$:



где $\text{Cu}_{\text{эн8}}$ и $\text{Sn}_{\text{эн4}}$ – элементарные нанокристаллы меди и олова; Cu_{a8} и Sn_{a4} – свободные атомы меди и олова.

Образование $\alpha_{\text{мк2}}$ является наноструктурным процессом и происходит следующим образом [4].

Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{\text{сн2}}$) по реакции:



где $\text{Cu}_{\text{эн9}}$ и $\text{Sn}_{\text{эн5}}$ – элементарные нанокристаллы меди и олова; Cu_{a9} и Sn_{a5} – свободные атомы меди и олова.

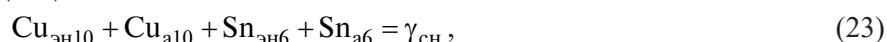
Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{цк2}}$) по реакции:



Заканчивается процесс формирования $\alpha_{\text{мк2}}$ по реакции:



Аналогично образование $\gamma_{\text{мк}}$ будет происходить следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\gamma_{\text{сн}}$) по реакции:



где $\text{Cu}_{\text{эн10}}$ и $\text{Sn}_{\text{эн6}}$ – элементарные нанокристаллы меди и олова; Cu_{a10} и Sn_{a6} – свободные атомы меди и олова.

Затем образуются центры кристаллизации ($\gamma_{\text{цк}}$) по реакции:



Заканчивается процесс формирования $\gamma_{\text{мк}}$ по реакции:



При этом справедливы следующие уравнения:



Таким образом, механизм перекристаллизации бинарных алюминиевых и оловянных бронз является наноструктурным, в котором основную роль играют элементарные нанокристаллы меди, алюминия и олова, структурообразующие нанокристаллы α -, β - и γ -фаз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: справ. – М.: Наука, 1979. – 248 с.
2. Марукович, Е.И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
3. Марукович, Е.И. Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 13–19.

4. **Марукович, Е. И.** Наноструктурные фазовые превращения при эвтектонидных реакциях бинарных сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 4. – С. 30–32.

REFERENCES

1. **1.** *Dvojnye i mnogokomponentnye sistemy na osnove medi: spravochnik* [Dual and multicomponent copper-based systems: reference]. Moscow, Nauka Publ., 1979, 248 p.
2. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov [Nanostructural theory of metallic melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Nanostrukturnaya kristallizaciya litejnyh spлавov [Nanostructural crystallization of foundry alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.
4. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Nanostrukturnye fazovye prevrashcheniya pri evtektoidnyh reakciyah binarnykh spлавov [Nanostructural phase transformations in eutectoid reactions of binary alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 4, pp. 30–32.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-40-43>
УДК 669

Поступила 18.04.2024
Received 18.04.2024

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА БЕСШОВНЫХ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ТРУБ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ L80 ТИП 13Cr В УСЛОВИЯХ ТРУБОПРОКАТНОГО ЦЕХА

А. В. СТРЕЛЬЧЕНКО, С. В. АВДЕЕВ, А. Г. ЩЕГЛОВ, О. И. КОМ, В. И. ЯКУШ,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь,
ул. Промышленная, 37. E-mail: gtp1.icm@bmz.gomel.by, тел.: +375 2334 56139

Производство бесшовных горячедеформированных труб из нержавеющей марки стали мартенситного класса с повышенным содержанием хрома, используемых в условиях постоянного воздействия агрессивных сред, связано с необходимостью преодоления целого ряда технологических трудностей, которые обусловлены особенностями структуры металла, выражающимися в относительно низкой пластичности, узком температурном диапазоне для горячей деформации, повышенной склонности к дефектообразованию в процессе прокатки, более интенсивном износе прокатного инструмента. В статье приведены основные этапы исследовательской работы по освоению технологии производства бесшовных горячекатаных труб из нержавеющей стали марки L80 тип 13Cr в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». Представлены результаты и сложности освоения технологии производства бесшовных труб из нержавеющей марки стали. Проанализированы результаты работы, направленной на снижение себестоимости готовой продукции, за счет увеличения стойкости прошивных оправок, увеличения стойкости дисковых пил для резки заготовок, исключения налипания металла на диски Дишера прошивного стана, увеличения производительности линии проката и термической обработки.

Ключевые слова. Производство бесшовных труб, нержавеющие марки стали мартенситного класса, прошивная оправка, гидросбив окалины, прокатка, термообработка.

Для цитирования. Совершенствование технологии производства бесшовных горячекатаных труб из нержавеющей стали L80 тип 13Cr в условиях трубопрокатного цеха / А. В. Стрельченко, С. В. Авдеев, А. Г. Щеглов, О. И. Ком, В. И. Якуш // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 40–43. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-40-43>.

IMPROVING THE TECHNOLOGY OF PRODUCING SEAMLESS HOT-ROLLED PIPES FROM STAINLESS STEEL L80 TYPE 13Cr IN THE TUBE ROLLING WORKSHOP

A. V. STRELCHENKO, S. V. AVDEEV, A. G. SCHEGLOV, O. I. KOM, V. I. YAKUSH, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.
E-mail: gtp1.icm@bmz.gomel.by, tel.: +375 2334 56139

The production of seamless hot-deformed pipes from martensitic stainless steel with a high chromium content, used under the constant influence of aggressive environments, involves overcoming a series of technological challenges. These challenges are due to the metal's structural features, such as relatively low plasticity, a narrow temperature range for hot deformation, a tendency to defect formation during rolling, and more intense wear on the rolling tools. The article discusses the main stages of research work on mastering the technology of producing seamless hot-rolled pipes from stainless steel grade L80 type 13Cr at OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”. It presents the results and complexities of mastering the technology for producing seamless stainless steel pipes, analyzes the results aimed at reducing the cost of finished products by increasing the durability of piercing mandrels, the resistance of disc saws for cutting blanks, eliminating metal adhesion to the piercing mill's Dishar discs, increasing the productivity of the rolling line and heat treatment process.

Keywords. Production of seamless pipes, stainless steel of martensitic class, piercing mandrel, hydrosalping of scale, rolling, heat treatment.

For citation. Strelchenko A. V., Avdeev S. V., Shcheglov A. G., Kom O. I., Yakush V. I. Improving the technology of producing seamless hot-rolled pipes from stainless steel L80 type 13Cr in the tube rolling workshop. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 40–43. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-40-43>.

Теоретические исследования

Из-за активного освоения шельфовых месторождений нефти и газа [1] значительно возрос спрос на трубную продукцию, способную работать в условиях воздействия агрессивных сред. Эффективным

способом решения проблемы углекислотной коррозии является применение при производстве труб нефтегазового сортамента высокохромистых сталей, содержащих около 13 % хрома. Применение данных сталей обусловлено их высокой устойчивостью к углекислотной коррозии даже в условиях работы в диапазоне повышенных температур, когда затруднено использование полимерных покрытий [2].

Обеспечение требуемой хладостойкости и вязкости при низких температурах труб в высокопрочных состояниях требует особого контроля за формированием микроструктуры на стадии горячей деформации и термической обработки [3].

По сравнению с углеродистыми сталями высоколегированные стали с содержанием хрома около 13 % обладают достаточно низким ресурсом пластичности и узким температурным диапазоном деформации [4]. Это наряду с высоким химическим родством данных сталей с материалами, из которых изготавливается прокатный инструмент, производство труб из сталей марок типа 13Cr достаточно сложная технологическая задача. Данный факт связан с интенсивным износом инструмента, преждевременным выходом его из строя по причине налипания и ухудшения качества рабочей поверхности. Поэтому для снижения этих негативных факторов были внесены определенные корректирующие действия в стандартный технологический процесс производства бесшовных труб.

Кроме того, сложность освоения производства труб из данной марки стали заключается в том, что нержавеющая сталь марки L80 тип 13Cr (в соответствии с ГОСТ 31446, стандартом API Spec. 5CT и требованиями потребителя, изложенными в стандартной спецификации) относится к сталям мартенситного класса, которые способны закаляться на воздухе. Для данной стали свойственны другие физико-механические характеристики, значительно отличающиеся от стандартного перечня сталей, производимых в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», что потребовало определенного выверенного подхода.

Результаты освоения процесса производства труб из нержавеющей стали марки L80 тип 13Cr

В связи с отсутствием на ОАО «БМЗ» технологической возможности производства стали нержавеющей класса для проведения работы по освоению производства бесшовных труб из нержавеющей стали марки L80 тип 13Cr была закуплена трубная заготовка и проведена масштабная исследовательская работа по освоению производства бесшовных труб из нержавеющей стали марки L80 тип 13Cr.

С целью определения способности имеющихся прошивных оправок выдерживать физические и температурные нагрузки, возникающие в процессе прошивки стали нержавеющей класса, а также подбора настроек оборудования трубопрокатного цеха (ТПЦ) для получения требуемой геометрии трубы и качества внутренней поверхности, осуществлена эстафетная прокатка трех заготовок из марки стали L80 тип 13Cr. После получения положительных результатов эстафетной прокатки была произведена прокатка всего объема труб. По результатам проведенной прокатки все произведенные трубы соответствовали установленным потребителем требованиям по качеству поверхности и геометрическим размерам.

На следующем этапе была осуществлена эстафетная термообработка образцов, вырезанных из произведенных труб в лабораторных печах с целью подбора режимов термообработки и анализа структурного состояния стали после ее закалки на воздухе. По результатам проведенного эксперимента разработан режим термообработки труб, позволяющий получить механические свойства в соответствии с требованиями потребителя.

С целью адаптации разработанного в лабораторных условиях режима термообработки под имеющиеся промышленные печи ТПЦ осуществлена эстафетная термообработка одной трубы в печах ТПЦ. По результатам проведенной эстафетной термообработки подтверждена возможность получения положительных результатов физико-механических свойств труб, установленных потребителем.

На последнем этапе работы освоения производства труб из стали марки L80 тип 13Cr была осуществлена термообработка всего объема труб по разработанному режиму, по результатам которой были получены физико-механические свойства труб, полностью соответствующие требованиям потребителя.

В процессе освоения данной марки стали в условиях ТПЦ отмечены следующие отличия от действующей технологии производства:

- перед прошивкой каждой заготовки марки стали L80 тип 13Cr с целью предотвращения сваривания металла трубной заготовки с поверхностью прошивной оправки на поверхность прошивной оправки наносили слой жидкого стекла, а также производили предварительную обкатку прошивных оправок при прошивке заготовок небольшой длины;

- снижение стойкости прошивных оправок до одного прохода за счет высокой твердости материала (т.е. на одну произведенную трубу требуется одна прошивная оправка), в среднем по штатной технологии расход оправок составляет около 1 прошивной оправки на 146 прошитых заготовок;
- в процессе прошивки может наблюдаться налипание металла на диски Дишера прошивного стана, что впоследствии приводило к остановке оборудования для устранения данного дефекта;
- повышенный расход антиокислительного порошка;
- значительное снижение производительности прокатки (за счет необходимости замены прошивной оправки после прошивки каждой заготовки) и термической обработки (за счет необходимости закалки труб на нормализационном холодильнике, а не в закалочной ванне).

Совершенствование процесса производства труб из нержавеющей стали марки L80 тип 13Cr

После освоения технологии производства труб из нержавеющей стали марки L80 тип 13Cr проведена работа, направленная на снижение себестоимости готовой продукции за счет увеличения стойкости прошивных оправок, исключения налипания металла на диски Дишера прошивного стана, увеличения стойкости дисковых пил для порезки заготовок, увеличения производительности линии проката и термической обработки.

Данные показатели были достигнуты путем следующих мероприятий:

1. Для увеличения стойкости прошивных оправок проведена работа по поиску альтернативных поставщиков прошивных оправок. Проведены испытания пяти альтернативных зарубежных поставщиков прошивных оправок различных вариантов исполнения как по материалу (марке стали), так и по технологии изготовления. Также выполнена исследовательская работа собственными силами, в результате которой разработаны новые режимы и освоен процесс термообработки оправок в условиях ОАО «Могилевский металлургический завод». В результате проведенных работ стойкость прошивных оправок увеличилась в 3 раза.

2. Для увеличения стойкости дисковых пил для порезки заготовок проведена работа по поиску альтернативных поставщиков пильных дисков и совместно с промышленно-одобренными производителями данного инструмента подобраны оптимальная геометрия и сплав режущих пластин пильных дисков. По результатам проделанной работы стойкость дисковых пил для порезки заготовок увеличена в 5 раз.

3. Для исключения налипания металла на диски Дишера прошивного стана проведена модернизация оборудования прошивного стана, в результате которой установлены форсунки, позволяющие распылять графитовую смазку на поверхность дисков Дишера. В результате модернизации удалось добиться постоянного смазывания рабочей поверхности дисков Дишера и в дальнейшем налипание металла на диски Дишера при производстве труб из стали марки L80 тип 13Cr удалось исключить.

За счет проведенных мероприятий производительность линии проката увеличена в 2 раза.

Для увеличения производительности линии термической обработки потребовалось проведение корректировки режимов термической обработки в сторону увеличения количества труб, одновременно находящихся в печах закалки и отпуска. По результатам проведенной работы удалось увеличить производительность линии термической обработки труб в 2 раза.

Выводы

Разработаны технологические режимы производства новой, коррозионностойкой марки стали мартенситного класса под конкретные типоразмеры труб. Внедренные технологические приемы позволяют обеспечивать: требуемое качество бесшовных горячедеформированных труб, используемых для добычи нефти в агрессивной среде, насыщенной диоксидом углерода; требуемые физико-механические свойства труб согласно нормативной документации и условий эксплуатации у потребителя; производство труб и их контроль для выполнения требований потребителя по отсутствию внутренних и поверхностных дефектов; узкие допуски геометрических размеров готовых труб и прочие специфические требования потребителя.

По результатам проведенной работы вся продукция реализована на экспорт с положительной рентабельностью.

ЛИТЕРАТУРА

1. Забелло, Е. Большой успех российского шельфа / Е. Забелло // Offshore Russia. – 2018. – № 1. – С. 24–50.

2. Трубное производство: учеб. / Б. А. Романцев [и др.]. – М.: МИСиС, 2011. – 970 с.
3. **Шевакин, Ю. Ф.** Производство труб / Ю. Ф. Шевакин, А. П. Коликов, Ю. Н. Райков. – М.: Интермет Инжиниринг. – 2005. – С. 30–41.
4. **Morioka, N.** Development of manufacturing technology for high alloy steel seamless pipe by mannesmann process / N. Morioka, H. Oka, T. Simizu // *Kawasaki steel technical report*. – 1998. – No. 38. – P. 61–77.

REFERENCES

1. **Zabello E.** Bol'shoj uspekhi rossijskogo shel'fa [Great success of the Russian shelf]. *Offshore Russia*, 2018, no. 1, pp. 24–50.
2. **Romantsev B. A., Goncharuk A. V., Vavilkin N. M., Samusev S. V.** *Trubnoe proizvodstvo* [Pipe production: textbook]. Moscow, MISiS Publ., 2011, 970 p.
3. **Shevakin Yu. F., Kolikov A. P., Raikov Yu. N.** *Proizvodstvo trub* [Pipe production]. Moscow, Internet Engineering Publ., 2005, pp. 30–41.
4. **Morioka N., Oka H., Simizu T.** Development of manufacturing technology for high alloy steel seamless pipe by mannesmann process. *Kawasaki steel technical report*, 1998, no. 38, pp. 61–77.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-44-48>
УДК 666.7+666.76:621.762.4

Поступила 01.04.2024
Received 01.04.2024

ПРОЦЕССЫ, ПРОТЕКАЮЩИЕ ПРИ СИНТЕЗЕ ВОЛЛАСТОНИТ-СОДЕРЖАЩЕГО ОГНЕПРИПАСА, ПРИМЕНЯЮЩЕГОСЯ В ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

*Е. М. ДЯТЛОВА, Белорусский государственный технологический университет,
г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а*

*Ф. И. ПАНТЕЛЕЕНКО, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: panteleyenkovfi@bntu.by*

*Р. Ю. ПОПОВ, А. Н. ШИМАНСКАЯ, И. В. КАВРУС, А. С. САМСОНОВА,
Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а*

*О. М. ДЬЯКОНОВ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: deaconco@mail.ru*

В статье приведены результаты исследований процессов, протекающих при синтезе волластонитсодержащей керамики, полученной на основе различных глинистых компонентов. Представлены особенности формирования кристаллических фаз в материале. Полученные сведения закладывают основы для организации производства востребованной металлургической промышленностью керамики.

Ключевые слова. Волластонит, сырьевые материалы, синтез керамики, эксплуатационные характеристики, фазовый состав, процессы, протекающие при термообработке, металлургия.

Для цитирования. Дятлова, Е. М. Процессы, протекающие при синтезе волластонитсодержащего огнеприпаса, применяющегося в цветной металлургии / Е. М. Дятлова, Ф. И. Пантелеенко, Р. Ю. Попов, А. Н. Шиманская, И. В. Каврус, А. С. Самсонова, О. М. Дьяконов // *Литье и металлургия*. 2024. № 2. С. 44–48. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-44-48>.

PROCESSES OCCURRING DURING THE SYNTHESIS OF WOLLASTONITE-CONTAINING REFRACTORY USED IN NON-FERROUS METALLURGY

E. M. DYATLOVA, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str.

*F. I. PANTELEENKO, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: panteleyenkovfi@bntu.by*

*R. Ju. POPOV, A. N. SHIMANSKAYA, I. V. KAVRUS, A. S. SAMSONOVA,
Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str.*

O. M. DIAKONOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave.

This article presents the results of research on the processes occurring during the synthesis of wollastonite-containing ceramics obtained from various clay components. The peculiarities of crystalline phase formation in the material are described. The obtained information lays the foundation for the organization of ceramic production that is in demand in the metallurgical industry.

Keywords. Wollastonite, raw materials, ceramic synthesis, performance characteristics, phase composition, thermal processing processes, metallurgy.

For citation. Dyatlova E. M., Panteleenko F. I., Popov R. Ju., Shimanskaya A. N., Kavrus I. V., Samsonova A. S., Diakonov O. M. Processes occurring during the synthesis of wollastonite-containing refractory used in non-ferrous metallurgy. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 2, pp. 44–48. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-44-48>.

Предприятия, ориентирующиеся на производстве цветных металлов, изделий из алюминия и алюминиевых сплавов, широко применяют технологическое оборудование, эксплуатирующееся при температурах выше 700 °С. Элементами в таких агрегатах выступают керамические изделия различных размеров и форм на основе волластонитовых материалов.

Основным достоинством таких материалов является устойчивость к химическому воздействию к расплавам алюминия. Это позволяет широко их использовать в металлургии, включая кокильное литье. Кроме того, указанная керамика обладает высокими электрофизическими и механическими свойствами [1–10].

Отсутствие отечественного производства изделий на основе волластонита, дефицит керамики на рынке, санкционные ограничения осложняют работу предприятий, ориентирующихся на производстве продукции металлургической отрасли, что косвенно сказывается и на других смежных сферах промышленности (машиностроении, станкостроении и др.).

Следует отметить, что при организации производства подобных керамических материалов в стране целесообразно ориентироваться на максимальное вовлечение отечественного сырья (природного и техногенного).

В качестве сырьевых компонентов для их производства применяют кальций- и кремнеземсодержащие материалы. С целью обеспечения необходимых технологических параметров производства (пластичности масс, их формуемости и спекаемости), а также достижения необходимых эксплуатационных характеристик (устойчивости к воздействию расплавов, механической прочности керамики и т. д.) в состав керамических масс вводят глинистый компонент. Для этих целей обычно используют высококачественные огнеупорные глины (ранее применяли глины украинских месторождений). В настоящей работе рассмотрены примеры использования глин различных месторождений: огнеупорных – месторождения «Веселовское» (Украина), «Боровичское» (Российская Федерация) и тугоплавкой – Крупейский сад (Республика Беларусь).

В качестве кальцийсодержащего компонента применяли мел красносельский (Республика Беларусь), а кремнеземсодержащего – трепел месторождения «Стальное» (Республика Беларусь) (табл. 1). Трепел является легкой тонкопористой кремнеземистой породой, сложенной опалом, которая состоит из глобулярных образований аморфного кремнезема (преимущественно кристобаллита) диаметром 1–2 мм и вследствие своей аморфности и наличия в нем гидратных оболочек является более реакционноспособным. Составы керамических масс проектировали таким образом, чтобы соответствовать стехиометрическому соотношению оксидов, обеспечивающих необходимое их сочетание для формирования волластонита [8–10].

Т а б л и ц а 1. Усредненный химический состав сырьевых компонентов

Наименование компонента	Содержание компонентов, мас. %				
	глина «Веселовская»	глина «Боровичская»	глина «Крупейский сад»	мел	трепел
SiO ₂	52,35	45,27	62,84	2,30	54,97
CaO	1,24	0,47	0,37	53,62	14,09
Fe ₂ O ₃	0,78	1,93	2,23	0,22	1,73
Al ₂ O ₃	32,70	36,96	24,23	0,38	5,90
MgO	0,17	0,59	0,40	0,56	0,82
FeO	0,22	–	–	0,22	–
CuO	1,19	–	–	–	–
ZnO	0,58	–	–	–	–
TiO ₂	1,20	1,53	0,95	–	0,16
Na ₂ O	0,29	0,24	0,04	–	0,12
K ₂ O	0,44	0,60	0,14	–	1,36
SO ₃	–	0,04	–	–	–
ППП	8,85	–	8,80	42,70	20,85

Образцы керамики получали по следующей технологии. Предварительно высушенные и измельченные до прохождения через сито № 1 сырьевые компоненты дозировали согласно рецептуре, смешивали в шаровой мельнице. Массу увлажняли водой до влажности 6–8 мас. %, затем протирали через сито № 1 и вылеживали в течение 1 сут. Из керамической массы прессовали образцы при давлении 35–45 МПа. Высушенные в электрическом сушильном шкафу СНОЛ при температуре 100–110 °С образцы обжигали в интервале температур 1000–1150 °С с выдержкой при максимальной температуре 1 ч и скоростью подъема температуры 250 °С/ч.

Результаты исследования свойств, фазового состава и структуры синтезированных образцов на основе огнеупорного сырья свидетельствуют о том, что в материале фиксируются области присутствия непрореагировавшего СаО, образованного вследствие декарбонизации мела (при термообработке выше 900 °С).

Как известно, наличие активного, несвязанного в ходе реакций СаО приводит к тому, что данный компонент способен интенсивно взаимодействовать с парами воды, причем указанный процесс начинается сразу после извлечения образцов из тепловых агрегатов и проведения синтеза. При таком взаимодействии объем продукта, подвергнувшегося гидратации, увеличивается в размере приблизительно в 2,0–3,5 раза, что приводит к механическому разрушению керамики вследствие возникающих в материале напряжений (рис. 1).



Рис. 1. Образцы керамики, полученные на основе разработанного состава:
а – образцы с использованием глины «Крупейский сад» (Республика Беларусь);
б – образцы с использованием глины «Веселовская» (Украина)

Наличие аморфного кремнезема, присутствующего в тугоплавкой глине месторождения «Крупейский сад», способствует связыванию избыточно содержащегося оксида кальция (непрореагировавшего в ходе фазообразования) в волластонит, исключая процесс гидратации и увеличения объема материала после термообработки.

Отмечается, что применение высококачественных огнеупорных глин, таких, как Керамик-Веско, а также глины месторождения «Боровичи», с малым содержанием аморфного кремнезема не позволяет в полной мере устранить указанное явление.

Присутствие тонкодисперсного аморфного кремнезема в глине наряду с активным кальцийсодержащим компонентом при температурах, близких к 1100 °С, способствует интенсивному взаимодействию указанных компонентов с образованием различных форм силиката кальция с последующим формированием из них волластонита при более высоких температурах. В то же время превышение температуры обжига выше 1150 °С приводит к деформации керамики вследствие образования легкоплавких эвтектик.

Данные дифференциальной сканирующей калориметрии опытных масс были получены на приборе DSC 404 F3 Pegasus фирмы «Netzsch» (Германия) в интервале температур 25–1200 °С в атмосфере аргона в платиновых тиглях при скорости нагревания 10 °С/мин.

Кривая ДСК состава, включающего в качестве пластифицирующего компонента глину «Крупейский сад» (рис. 2), характеризуется наличием четырех эндоэффектов при температурах 101,0; 518,3; 577,6 и 848,6 °С, а также двух экзоэффектов при температурах 363,3 и 924,1 °С.

Первоначально (эндоэффекты при температурах 101,0; 518,3 и 577,6 °С) идет удаление физически связанной воды, затем – поэтапная дегидратация глинистого сырья (удаление химически связанной воды), а именно разложение гидрослюдистого компонента, каолинита и монтмориллонита. Также наблюдаются полиморфные преобразования кварцевой составляющей керамической массы (577,6 °С).

Незначительный экзотермический эффект связан с выгоранием органической составляющей, присутствующей в глинистом сырье. При температуре 848,6 °С наблюдается эндотермический эффект, обусловленный разложением карбоната кальция, а также выделением второй части кристаллизационной воды из монтмориллонита, а экзоэффект при температуре 924,1 °С обусловлен формированием кристаллической структуры материала. Дальнейшее повышение температуры до 1173,0 °С приводит к деформации изделия вследствие формирования расплава.

Рентгенофазовый анализ проводили на установке «Brucker» (ФРГ) с ионизационной регистрацией рассеянных лучей (рис. 3).

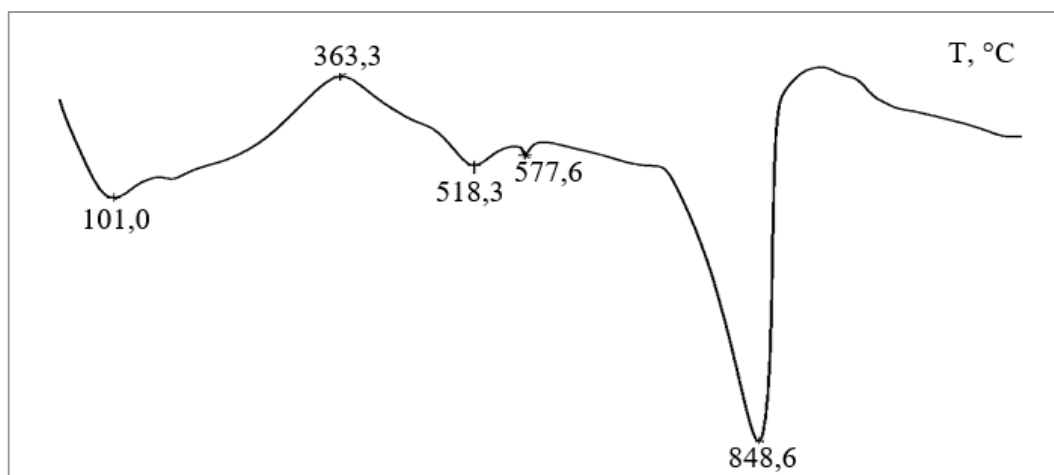
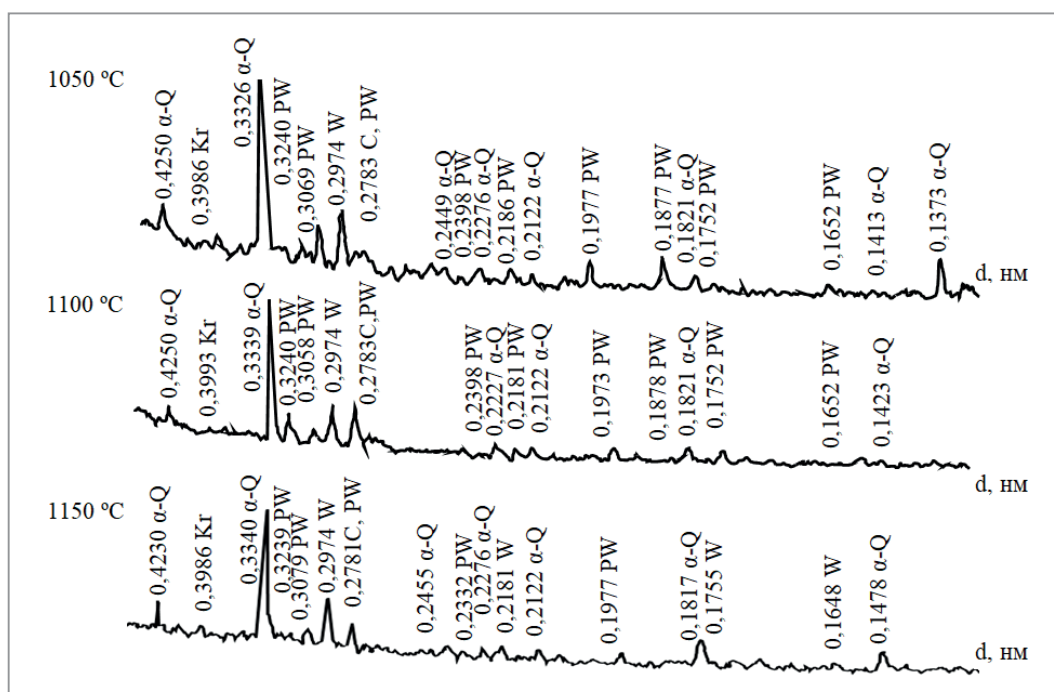


Рис. 2. Кривая ДСК керамической массы на основе глины месторождения «Крупейский сад»

Рис. 3. Дифрактограммы образцов, синтезированных при разных температурах:
W – CaSiO_3 (волластонит); C – Ca_3SiO_5 ; Kt – кристобалит; PW – псевдоволластонит; α -Q – α -кварц

Как видно из рисунка, в материале, синтезированном с использованием глины месторождения «Крупейский сад», отсутствует CaO в несвязанном виде, основными кристаллическими фазами являются волластонит, Ca_3SiO_5 , кристобалит, псевдоволластонит и α -кварц.

В табл. 2 приведены основные характеристики материалов, полученных с использованием различных глинистых компонентов, обожженных в интервале температур 1000–1150 °C.

Таблица 2. Эксплуатационные характеристики синтезированных материалов, полученных с использованием различных глинистых компонентов

Пластифицирующая добавка	Свойства образцов при температуре обжига, °C															
	водопоглощение, %				пористость, %				механическая прочность при сжатии, МПа				ТКЛР, $\alpha \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$			
	1000	1050	1100	1150	1000	1050	1100	1150	1000	1050	1100	1150	1000	1050	1100	1150
Глина «Веселовская»	26,2	25,4	25,2	24,1	42,0	41,9	40,8	39,6	17,5	18,2	19,1	29,7	6,82	6,56	6,53	6,06
Глина «Боровичская»	26,9	26,4	26,3	26,0	43,3	41,4	41,4	41,1	7,2	7,5	9,4	12,4	6,80	6,31	5,07	4,85
Глина «Крупейский сад»	29,9	29,0	27,9	26,7	45,6	44,5	42,9	41,3	11,2	12,0	12,9	22,8	6,95	6,35	5,97	5,77

Анализ полученных данных свидетельствует о том, что значения свойств керамических материалов, синтезированных на основе различного глинистого сырья, достаточно близки, однако использование глины месторождения «Крупейский сад» позволяет существенно снизить риски образования непрореагировавших зерен СаО и предотвратить разрушение керамики в процессе эксплуатации.

Таким образом, в настоящей работе представлены результаты исследований керамических масс на основе природного сырья Республики Беларусь, которые закладывают основы организации производства волластонитсодержащей керамики в стране.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Матренин, С. В.** Техническая керамика / С. В. Матренин, А. И. Слосман. – Томск: ТПУ, 2004. – 75 с.
2. Mechanisms of technical ceramic density adjusting / F. Panteleyenko [et. al] // Innovations in Mechanical Engineering: X international scientific and practical conference (ISPCIME-2019). – Kemerovo, 2019. – P. 1–9.
3. Oxide ceramic and refractory materials for metallurgical processes and industries / F. Pantisaleyenka [et. al] // The 73rd World Foundry Congress. – Krakow, 2018. – P. 465–466.
4. **Стрелов, К. К.** Теоретические основы технологии огнеупорных материалов / К. К. Стрелов. – М.: Metallurgiya, 1985. – 480 с.
5. Огнеупорные материалы. Структура, свойства, испытания: справочник / под ред. Г. Роучка и Х. Вутнау. – М.: Интермет Инжиниринг, 2010. – 391 с.
6. Техническая керамика: материаловедческо-технологические принципы и механизмы разработки и реализации керамических электроизоляторов различного научно-практического назначения / В. Т. Шмурадко [и др.] // Новые огнеупоры. – 2020. – № 9. – С. 14–24.
7. **Балкевич, В. Л.** Техническая керамика / В. Л. Балкевич. – М.: Стройиздат, 1984. – 256 с.
8. Перспективы использования глинистого сырья месторождения «Крупейский сад» для получения термостойких керамических изделий / Р. Ю. Попов [и др.] // Стекло и керамика. – 2021. – № 9. – С. 24–32.
9. Синтез волластонитовой керамики с использованием кальцийсодержащих отходов производства извести / Р. Ю. Попов [и др.] // Новые огнеупоры. – 2022. – № 12. – С. 45–50.
10. Синтез волластонитсодержащей керамики на основе природного сырья Республики Беларусь / Р. Ю. Попов [и др.] // Стекло и керамика. – 2023. – Т. 69, № 4. – С. 12–21.

REFERENCES

1. **Matrenin S. V., Slosman A. I.** *Tekhnicheskaja keramika* [Technical ceramics]. Tomsk: TPU Publ., 2004, 75 p.
2. **Panteleyenko F., Kuczumow A., Sieniawski J. [et. al].** Mechanisms of technical ceramic density adjusting. Innovations in Mechanical Engineering: X international scientific and practical conference (ISPCIME-2019). Kemerovo, 2019, pp. 1–9.
3. **Pantisaleyenka F., Kuczumov A., Shmuradko V., Pantisaleyenka K.** Oxide ceramic and refractory materials for metallurgical processes and industries. The 73rd World Foundry Congress. Krakow, 2018, pp. 465–466.
4. **Strelov K. K.** *Teoreticheskie osnovy tehnologii ognеupornyh materialov* [Theoretical foundations of technology of refractory materials]. Moscow, Metallurgija Publ., 1985, 480 p.
5. *Ogneupornye materialy. Struktura, svojstva, ispytaniya: spravochnik* [Refractory materials. Structure, properties, tests: manual]. Moscow, Intermet Inzhiniring Publ., 2010, 391 p.
6. **Shmuradko V. T., Roman O. V., Panteleenko F. I. [et. al].** *Tekhnicheskaja keramika: materialovedchesko-tehnologicheskie principy i mehanizmy razrabotki i realizacii keramicheskikh jelektroizoljatorov razlichnogo nauchno-prakticheskogo naznachenija* [Technical ceramics: materials science and technology principles and mechanisms for the development and implementation of ceramic electrical insulators for various scientific and practical purposes]. *Novye ognеupory = New refractories*, 2020, no 9, pp. 14–24.
7. **Balkevich V. L.** *Tekhnicheskaja keramika* [Technical ceramic]. Moscow, Stroyizdat Publ., 1984, 256 p.
8. **Popov R. Ju., Gula I. P., Djatlova E. M. [et. al].** Perspektivy ispol'zovaniya glinistogo syr'ja mestorozhdenija «Krupejskij sad» dlja poluchenija termostojkikh keramicheskikh izdelij [Prospects for the use of clay raw materials from the Krupеysky Sad deposit for the production of heat-resistant ceramic products]. *Steklo i keramika = Glass and Ceramics*, 2021, no. 9, pp. 24–32.
9. **Popov R. Ju., Samsonova A. S., Djatlova E. M. [et. al].** Sintez vollastonitovoj keramiki s ispol'zovaniem kal'cijsoderzhashhih othodov proizvodstva izvesti [Synthesis of wollastonite ceramics using calcium-containing waste from lime production]. *Novye ognеupory = New refractories*, 2022, no. 12, pp. 45–55.
10. **Popov R. Ju., Samsonova A. S., Shimanskaja A. H., Djatlova E. M.** Sintez vollastonitsoderzhashhej keramiki na osnove prirodnogo syr'ja Respubliki Belarus' [Synthesis of wollastonite-containing ceramics based on natural raw materials of the Republic of Belarus]. *Steklo i keramika = Glass and Ceramics*, 2023, vol. 69, no. 4, pp. 12–21.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-49-53>
УДК 621.762:621.778.1.073

Поступила 30.04.2024
Received 30.04.2024

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ВОЛОК–ЗАГОТОВОК ИЗ ТВЕРДОСПЛАВНОЙ ГРАНУЛИРОВАННОЙ СМЕСИ И ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СМЕСИ НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ВОЛОК–ЗАГОТОВОК

О. Ю. ХОДОСОВСКАЯ, Л. В. ОВСЯНИКОВА, Т. В. ГАПЕЕНКО,

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,

г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: gsp.icm@bmz.gomel.by

Технология изготовления волок из твердосплавной гранулированной смеси включает следующие операции: подготовку исходных материалов, формование заготовок и последующее спекание. Приготовление твердосплавных смесей, состоящих из порошков карбидов и металлов связки, является одной из основных операций в производстве твердых сплавов. Свойства получаемых сплавов во многом зависят от условий выполнения этой операции. Все операции связаны между собой и любое изменение технологических параметров может привести к изменению формирования окончательной структуры материала, а следовательно, и его свойств. В данной статье рассматриваются технология изготовления и процесс производства волок-заготовок из твердосплавной гранулированной смеси. Описаны результаты лабораторных исследований твердосплавной смеси, изготовление и производственные испытания волок-заготовок.

Ключевые слова. Твердосплавная гранулированная смесь, карбид вольфрама, микроструктура, эта-фаза, волокна-заготовки.

Для цитирования. Ходосовская, О. Ю. Изготовление волок-заготовок из твердосплавной гранулированной смеси и влияние химического состава смеси на технологические свойства твердосплавных волок-заготовок / О. Ю. Ходосовская, Л. В. Овсяникова, Т. В. Гапеев // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 49–53. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-49-53>.

MANUFACTURING OF DIE BLANKS FROM HARD ALLOY GRANULATED MIXTURE AND INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION OF THE MIXTURE ON TECHNOLOGICAL PROPERTIES OF HARD ALLOY DIE BLANKS

O. Yu. KHODOSOVSKAYA, L. V. OVSYANIKOVA, T. V. GAPEENKO, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: gsp.icm@bmz.gomel.by

The technology of manufacturing dies from a hard alloy granulated mixture includes the following operations: preparation of raw materials, forming of blanks, and subsequent sintering. The preparation of hard alloy mixtures consisting of carbide powders and binder metals is one of the main operations in the production of hard alloys. The properties of the resulting alloys largely depend on the conditions of performing this operation. All operations are interconnected, and any change in technological parameters can lead to a change in the formation of the final material structure and, consequently, its properties. This article discusses the technology of manufacturing and the production process of die blanks from a hard alloy granulated mixture. The results of laboratory studies of the hard alloy mixture, the manufacture, and production tests of die blanks are described.

Keywords. Hard alloy granulated mixture, tungsten carbide, microstructure, phase, die blanks.

For citation. Khodosovskaya O. Yu., Ovsyanikova L. V., Gapeenko T. V. Manufacturing of die blanks from hard alloy granulated mixture and influence of chemical composition of the mixture on technological properties of hard alloy die blanks. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 49–53. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-49-53>.

Введение

Материалы и изделия, получаемые методом порошковой металлургии, применяются практически в любой отрасли промышленности [1]. Порошковая металлургия дает очень высокую точность изготовления получаемой продукции и обеспечивает высокие значения различных свойств [2]. Особенностью таких изделий является сочетание свойств как исходных компонентов, так и твердого сплава в целом.

Процесс изготовления изделий из металлических порошков можно разделить на следующие этапы: размол, просев и смешивание порошков; формование заготовок из порошков; спекание порошковых изделий [1].

Для изготовления твердосплавных волок-заготовок исходным материалом служит гранулированная твердосплавная смесь на основе порошка карбида вольфрама, связанного кобальтовой металлической связкой. Подбор подходящей твердосплавной гранулированной смеси является сложным процессом, поскольку от качества смеси зависят свойства получаемых волок-заготовок.

Многие свойства спеченных твердосплавных изделий определяются не только составом и структурой твердого сплава, но и дефектами:

- инородными включениями, которые попадают в твердый сплав, как правило, в исходную смесь из внешних источников в процессе ее переработки;
- кольцевыми порами, обусловленными попаданием в смесь отдельных крупных гранул в результате некачественного рассева после гранулирования;
- пористостью;
- неравномерным распределением частиц β -фазы (кобальтовой фазы, размещающейся тонкими прослойками между частицами карбидных фаз);
- разнотерпностью α -фазы (твердого раствора карбида вольфрама в кобальте), данный дефект заключается в наличии в структуре твердого сплава отдельных крупных зерен;
- расслоенными трещинами, причиной появления которых является нарушение процесса прессования;
- вспучиванием, возникающим при интенсивном газовыделении при жидкофазном спекании или местных перегревах в связи с неравномерностью нагрева;
- появлением η -фазы / свободного углерода [3].

В стандартных WC-Co твердых сплавах химический состав, магнитные свойства и плотность обычно регулируются таким образом, что присутствуют только две фазы WC и Co. Co-фаза представляет собой сплав с незначительным содержанием W и C в твердом растворе. WC-фаза является стехиометрической. Если химический состав имеет высокое или низкое общее содержание углерода, тогда можно видеть третью фазу в структуре. Для высокого содержания C – это графит, для низкого содержания C – η -фаза (кубический карбид на основе структуры M_6C или $M_{12}C$, где M – смесь Co и W). Образование η -фазы возможно в рамках одной из двух морфологий, т.е. в форме больших розеток или в форме небольших частиц, размер которых аналогичен размеру других твердых фаз, присутствующих в твердом сплаве [4]. Характер включений зависит от количества этой фазы (связанного в свою очередь с содержанием углерода в сплаве), температуры спекания, а следовательно, от состава и количества жидкой фазы в процессе спекания и в начальный момент охлаждения, а также от скорости охлаждения. Механизм образования включений η -фазы в настоящее время до конца не изучен. Особенностью η -фазы является повышенная хрупкость, которая ухудшает эксплуатационные свойства изделий. Твердосплавные вставки с η -фазой в микроструктуре могут быть подвержены образованию скрытых микротрещин еще на стадии запрессовки в оправы и при обработке канала волок. Инструмент с такой микроструктурой не устойчив к перепадам температур. Наличие η -фазы в микроструктуре – один из показателей, который влияет на значение твердости спеченного твердого сплава. Ее наличие повышает твердость материала, о чем свидетельствуют лабораторные испытания готовых волок-заготовок.

В производственных условиях весьма сложно получить твердосплавные смеси со стехиометрическим содержанием углерода в карбиде вольфрама WC [3].

Результаты исследований

Для обеспечения бесперебойной работы предприятия и поиска альтернативных поставщиков материалов в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее – предприятие) ведется работа по расширению списка одобренных поставщиков/производителей материалов. В рамках проведения данной работы на предприятие поступила опытная партия твердосплавной гранулированной смеси от нового поставщика из КНР, которая имела значительные отличия от серийно применяемой смеси.

На основании информации, предоставленной производителем, данная смесь отличается по химическому составу: присутствует TaC, который фирма-изготовитель добавляет вместо Cr_3C_2 , поскольку Cr_3C_2 только сдерживает аномальный рост зерна WC во время процесса спекания, а TaC не только сдерживает аномальный рост зерна WC, но также повышает высокотемпературные свойства конечного сплава.

Были проведены лабораторные исследования опытной партии смеси (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Результаты лабораторных исследований смеси

Контролируемые параметры	Тип смеси	
	опытная	серийная
Текучесть, с/50 г	21,97	16,5
Насыпная плотность, г/см ³	3,50	3,71

Согласно результатам лабораторных исследований, значения параметров текучесть и насыпная плотность опытной твердосплавной смеси отличались от серийной смеси. Параметры текучесть и насыпная плотность являются физико-технологическими параметрами твердосплавной гранулированной смеси, которые определяют производительность прессы. Насыпная плотность определяется размером и формой частиц, состоянием поверхности, плотностью их укладки и обеспечивается гранулометрическим составом порошка, когда мелкие частицы заполняют пустоты между крупными.

На рис. 1 показан внешний вид опытной и серийной твердосплавных смесей.

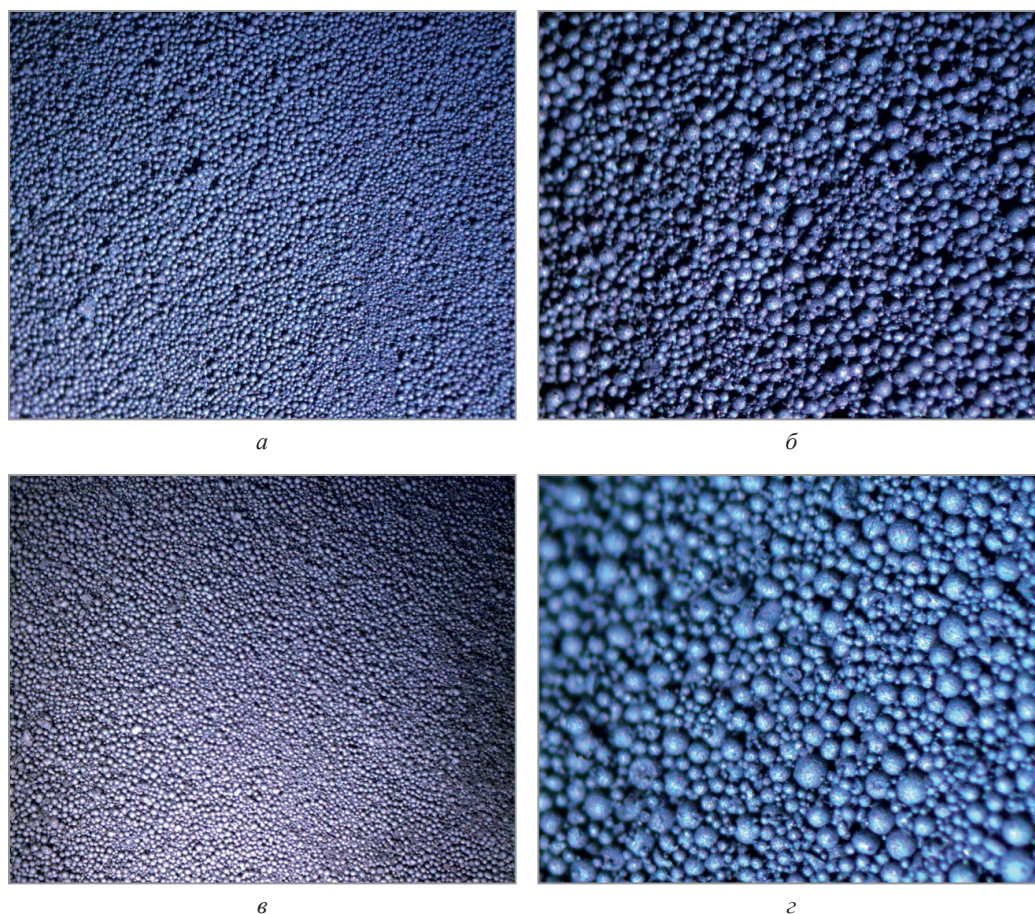


Рис.1. Вид твердосплавной смеси: а, б – опытная смесь; в, г – серийная смесь. а – $\times 6,5$; б – $\times 15,5$; в – $\times 4$; г – $\times 31,5$

Из рисунка следует, что как для опытной смеси, так и для серийной характерно наличие гранул, отличающихся по размеру между собой. Данная особенность твердосплавных смесей оказывает положительное влияние на плотность прессовки, т.е. способствует предотвращению появления пор.

Такой химический состав смеси и значения исследуемых параметров (насыпная плотность, текучесть) альтернативного поставщика испытывали на предприятии впервые.

Изготовление твердосплавных волок-заготовок

Прессование волок-заготовок типоразмером 9 $\times$ 6 мм, диаметрами 0,16; 0,27 и 0,29 мм проводили на полуавтоматическом прессе «Дорст» ТРА сразу после вскрытия упаковки.

Прессование твердосплавных волок-заготовок производили в пресс-формах в ручном режиме. При настройке пресса на заданные технологические параметры было выполнено семь прессовок. Параметры прессования волок-заготовок приведены табл. 2.

Т а б л и ц а 2. Характеристики прессованных волок-заготовок

Параметры	Значения параметров волок-заготовок типоразмером 9х6 мм			
	опытная смесь		серийная смесь	
	мин.	макс.	мин.	макс.
Масса, г	5,55	5,63	5,45	5,65
Высота заготовки, мм	7,78	7,84	7,67	7,78

Из таблицы видно, что имелось незначительное отличие опытных заготовок по высоте по сравнению с серийными, что связано с меньшей насыпной плотностью опытной смеси. Масса опытных заготовок сопоставима с массой серийных заготовок. Визуально прессованные заготовки были схожи по цвету и структуре с заготовками, изготовленными из серийно используемой смеси (рис. 2). Исходя из полученных данных следует, что изменение текучести и насыпной плотности не привело к появлению проблем при переработке опытной твердосплавной смеси.



Рис. 2. Твердосплавные волоки-заготовки типоразмером 9×6 мм

Предварительное и окончательное спекание волок-заготовок из опытной смеси проводили в электрической вакуумной печи СГВ-2.4-2/15ИЗ по стандартным имеющимся на предприятии режимам спекания. Процессы предварительного и окончательного спекания проводили в автоматическом режиме.

После окончательного спекания были получены положительные результаты по следующим параметрам: степень пористости по типу В (В00); отсутствие единичных пор; отсутствие свободного углерода (С00); равномерное распределение β -фазы; отмечено наличие зерен γ -фазы, что говорит о присутствии легирующих элементов и является допустимым.

Были зафиксированы несоответствия у некоторых опытных волок-заготовок по следующим параметрам: степень пористости по типу А (А06 при требовании не более А04); наличие η -фазы (большие розетки по центру, в виде небольших частиц по внешнему контуру, большие розетки в нижней части заготовки (рис. 3).

Возможной причиной появления η -фазы для данного твердого сплава стала выдержка на воздухе спрессованных волок-заготовок из опытной смеси между предварительным и окончательным спеканием. При проведении спекания волок-заготовок без выдержки η -фаза не выявлена. Спекание опытной смеси необходимо проводить без выдержки между предварительным и окончательным спеканием.

Согласно результатам испытаний физико-механических свойств, для опытных волок-заготовок характерна высокая твердость, которая составила в среднем:

- для волок-заготовок диаметром 0,29 мм – 1844 HV30;
- для волок-заготовок диаметром 0,27 мм – 1869 HV30;
- для волок-заготовок диаметром 0,16 мм – 1850 HV30.

Твердость волок, спеченных из серийно используемой твердосплавной смеси, составила 1700–1740 HV30.

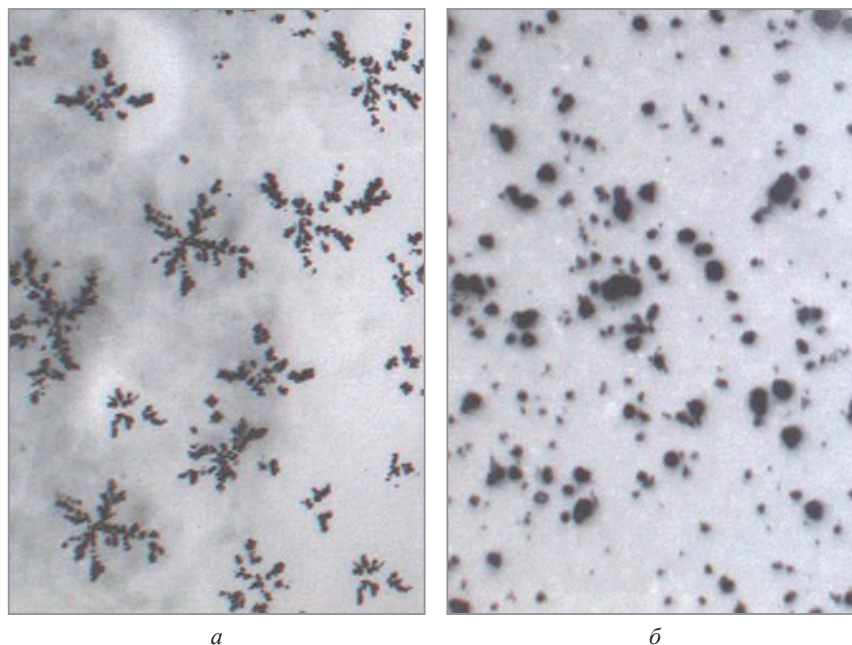


Рис. 3. Включения η -фазы в микроструктуре твердого сплава:
 а – в виде больших розеток; б – в виде небольших частиц. а – $\times 50$; б – $\times 1500$

Производственные испытания годных опытных волок-заготовок

После спекания годных опытных волок-заготовок и исследований в лаборатории была произведена их шлифовка по наружному диаметру, запрессовка в оправу и изготовление опытных маршрутов волочения. Изготовленные волокнистые материалы прошли промышленные испытания на станах тонкого волочения типа НТ12.6 при волочении тонкой стальной латунированной проволоки, согласно которым получены сопоставимая с серийными стойкость волок и эксплуатационные свойства конечной продукции.

Выводы

В условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» проведены лабораторные исследования характеристик опытной твердосплавной гранулированной смеси китайского производителя. Использование твердосплавной гранулированной смеси, легированной TaC, позволило изготовить волокнистые материалы, характеризующиеся более высокой твердостью, а также обеспечить получение требуемых эксплуатационных характеристик заготовок. Применение опытной смеси требует подбора оптимальных режимов спекания для исключения η -фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Роман, О.В. Порошковая металлургия – безотходная, энергосберегающая технология / О.В. Роман, И.П. Габриелов. – Минск: Беларусь, 1986. – 160 с.
2. Шарапова, В.А. Композиционные материалы специального назначения: учеб. пособие / В.А. Шарапова. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2020. – 147 с.
3. Дефекты стальных заготовок и металлопродукции: справочник-атлас / З.А. Микирова, Е.А. Перетягина, В.И. Грицаенко. – Минск: СтройМедиаПроект, 2019. – 327 с.
4. ISO 4499-4-2016. Сплавы твердые. Металлографическое определение микроструктуры. Ч. 4. Характеристика пористости, дефектов углерода и содержания эта-фазы, 2016.

REFERENCES

1. Roman O.V., Gabrielov I.P. *Poroshkovaya metallurgiya – bezotходnaya, energosberegayushchaya tekhnologiya* [Powder metallurgy – waste-free, energy-saving technology]. Minsk, Belarus Publ., 1986, 160 p.
2. Sharapova, V.A. *Kompozitsionnye materialy special'nogo naznacheniya: ucheb. posobie* [Composite materials for special purposes: textbook allowance]. Ekaterinburg, 2020, 147 p.
3. Mikirova Z.A., Peretyagina E.A., Gricenko V.I. (ed. and comp.) *Defekty stal'nykh zagotovok i metalloprodukcii: spravochnik-atlas* [Defects in steel blanks and metal products: reference-atlas]. Minsk, StrojMediaProekt Publ., 2019, 327 p.
4. ISO 4499-4-2016. *Splavy tverdye. Metallograficheskoe opredelenie mikrostruktury. Chast' 4. Harakteristika poristosti, defektov ugleroda i sodержaniya eta-fazy* [Hardmetals – Metallographic determination of microstructure. Part 4. Characterisation of porosity, carbon defects and eta-phase content]. Published 01.10.2016.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-54-56>
УДК 669

Поступила 20.02.2024
Received 20.02.2024

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ВОЛОЧЕНИИ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

В. П. ФЕТИСОВ, г. Орел. Российская Федерация. E-mail: olga1560@yandex.ru

При многократном волочении низкоуглеродистой стали исходный размер зерна феррита и величина интенсивности упрочнения оказывают влияние на накопление дефектов кристаллической структуры и общее уменьшение пластических свойств холоднодеформированной проволоки. Минимизация размеров ячеек и снижение интенсивности деформационного упрочнения для более дисперсной исходной структуры сохраняют повышенное относительное сужение мелкозернистой стали после больших суммарных обжатий. Рост склонности к упрочнению крупнозернистой стали сопровождается усилением уменьшения пластичности проволоки при многократном волочении. Большие суммарные обжатия повышают структурную чувствительность относительного сужения низкоуглеродистой проволоки.

Ключевые слова. Большие суммарные обжатия, дисперсность структуры, интенсивность деформационного упрочнения, степень развития шейки.

Для цитирования. Фетисов, В. П. Влияние диспергирования структуры при многократном волочении на пластичность низкоуглеродистой стали / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 54–56. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-54-56>.

THE INFLUENCE OF DISPERSING STRUCTURE IN MULTIPLE DRAWING ON THE PLASTICITY OF LOW-CARBON STEEL

V. P. FETISOV, Orel, Russian Federation. E-mail: olga1560@yandex.ru

During repeated drawing of low-carbon steel, the initial grain size of ferrite and the intensity of hardening affect the accumulation of defects in the crystal structure and the overall decrease in the plastic properties of cold-formed wire. Minimizing the cell sizes and reducing the intensity of deformation hardening for a more dispersed initial structure maintain an increased relative contraction of fine-grained steel after large total compressions. The increase in the tendency to harden coarse-grained steel is accompanied by an increased decrease in the ductility of the wire during repeated drawing. Large total compressions increase the structural sensitivity of the relative constriction of low-carbon wire.

Keywords. Significant total reductions, structure dispersity, intensity of deformation strengthening, level of neck development.

For citation. Fetisov V. P. The influence of dispersing structure in multiple drawing on the plasticity of low-carbon steel. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 54–56. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-54-56>.

Применительно к термообработанной низкоуглеродистой стали уменьшение величины зерна феррита сопровождается одновременным ростом прочностных свойств и пластичности при контроле относительного сужения [1]. При этом повышение показателя степени сужения площади поперечного сечения при растяжении обусловлено замедлением роста центральной трещины от центра к периферии стенки ячеек при уменьшении их размеров в мелкозернистой стали [2], а также снижением интенсивности упрочнения в области локальной деформации [3], способствующим увеличению степени деформации и повышению напряжений до величины, вызывающей зарождение несплошностей структуры [4].

Многократное волочение низкоуглеродистой стали с большими суммарными обжатиями, кроме уменьшения размеров ячеек и сохранения их различия в соответствии с исходной дисперсностью структуры [2], характеризуется также дополнительными субструктурными изменениями. Наведение дислокаций в теле ячеек при развитии процессов деформационного старения [5] и повышение с ростом суммарного обжатия общей плотности неоднородно распределенных дислокаций, вызывающих возникновение областей локального перенапряжения, пор и микротрещин [6], оказывают влияние на параметры деформационного упрочнения, условия развития шейки и приводят к снижению относительного сужения холоднодеформированной проволоки (см. таблицу).

Цель настоящей работы – анализ влияния интенсивности деформационного упрочнения при измельчении структуры в процессе многократного волочения на формирование относительного сужения низкоуглеродистой проволоки.

Характерной особенностью деформирования крупнозернистой стали является повышение доли внутризеренной деформации [7], что наряду с усилением блокировки дислокаций атомами внедрения при увеличении размера зерна феррита [1] обеспечивает снижение плотности подвижных дислокаций и рост показателя интенсивности деформационного упрочнения в виде относительного прироста прочности $Y_{\text{ОВ}}$ [1] с 0,29 для ускоренно охлажденной (7-й балл размера зерна феррита) до 0,62 для горячекатаной (5–6-й балл) катанки (см. таблицу).

Влияние дисперсности структуры катанки СтОм (C=0,11 %) на изменение механических свойств проволоки в процессе многократного волочения

Характеристика катанки				Параметры процесса волочения и свойства проволоки							
размер зерна феррита, балл	$\sigma_{\text{во}}, \text{Н/мм}^2$	$Y_{\text{ОВ}} = \frac{\sigma_{\text{во}} - \sigma_{\text{то}}}{\sigma_{\text{то}}}$	$\Psi, \%$	диаметр проволоки по переходам, мм	5,8	4,8	4,0	3,3	2,75	2,3	2,0
7 5–6	362,6 303,8	0,29 0,62	77,5 75,4	суммарное обжатие $Q_{\text{сум}}, \%$	20,4	45,5	62,1	74,2	82,1	87,5	90,5
					18,6	44,3	61,3	73,7	81,7	87,2	90,3
				$\sigma_{\text{вп}}, \text{Н/мм}^2$	456,7	569,4	658,6	748,7	782,4	825,2	848,7
					388,1	488,0	568,4	626,2	670,3	752,6	755,6
				$Y_{\text{ОВ}} = \frac{\sigma_{\text{вп}} - \sigma_{\text{во}}}{\sigma_{\text{во}}}$	0,26	0,57	0,82	1,06	1,16	1,28	1,34
					0,28	0,61	0,87	1,06	1,21	1,48	1,49
				$\Psi, \%$	72,5	65,2	60,0	56,8	54,5	49,0	48,8
					64,0	58,6	56,5	51,7	47,9	46,1	42,0

Дальнейшее диспергирование структуры при многократном волочении сопровождается сохранением уменьшения интенсивности деформационного упрочнения проволоки с повышением дисперсности структуры. Так, снижение показателя $Y_{\text{ОВ}}$ увеличивается в 1,08 раза (с 0,28 до 0,26) после первого перехода в маршруте волочения и в 1,11 раза (с 1,49 до 1,34) после $Q_{\text{сум}} = 90\%$, что находит свое отражение в динамике уменьшения относительного сужения с ростом суммарного обжатия.

Экспериментальные данные (см. таблицу) свидетельствуют о том, что при волочении ускоренно-охлажденной катанки снижение относительного сужения проволоки после первого перехода составляет 5,0% против 11,4% для горячекатаного металла и 28,7% против 33,4% с увеличением степени деформации до 90%. В результате чего повышается структурная чувствительность относительного сужения холоднодеформированной проволоки: с 2,1% для катанки до 6,8% при суммарном обжатии 90%.

Таким образом, диспергирование структуры при многократном волочении, снижая общий уровень пластичности, сохраняет характерную для термообработанной низкоуглеродистой стали зависимость интенсивности деформационного упрочнения и степени развития шейки от размера зерна феррита, а также повышает структурную чувствительность показателя относительного сужения.

Выводы

1. Повышение общей дефектности структуры в процессе многократного волочения низкоуглеродистой стали сопровождается снижением относительного сужения холоднодеформированной проволоки независимо от начального размера зерна феррита в катанке.
2. Минимизация размеров ячеек и снижение интенсивности деформационного упрочнения с ростом суммарного обжатия обеспечивают для мелкозернистой стали повышенный уровень относительного сужения холоднодеформированной проволоки.
3. Рост склонности к деформационному упрочнению низкоуглеродистой стали с уменьшением дисперсности структуры вызывает дополнительное снижение относительного сужения проволоки при многократном волочении.
4. Многократное волочение с большими суммарными обжатиями усиливает структурную чувствительность относительного сужения низкоуглеродистой стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Фетисов, В.П.** Деформационное упрочнение углеродистой стали/ В.П. Фетисов. – М.: Мир, 2005. – 200 с.
2. **Моррисон, В.Б.** Пластичность сплавов со сверхмелким зерном / В.Б. Моррисон, Р.Л. Миллер // Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. – С. 181–205.
3. **Фетисов, В.П.** Исследование локализации пластической деформации при растяжении низкоуглеродистой стали / В.П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2023. – № 1. – С. 85–87.

4. **Вигли, Д. А.** Механические свойства материалов при низких температурах / Д. А. Вигли. – М.: Мир, 1974. – 374 с.
5. **Фетисов, В. П.** Структурные аспекты деформационного упрочнения при многократном волочении низкоуглеродистой проволоки / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2022. – № 2. – С. 44–49.
6. **Гриднев, В. Н.** Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – Киев: Наукова думка, 1974. – 231 с.
7. **Фетисов, В. П.** Локализация пластической деформации при деформировании низкоуглеродистой стали / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2022. – № 4. – С. 51–54.

REFERENCES

1. **Fetisov V.P.** *Deformacionnoe uprochnenie uglerodistoj stali* [Carbon steel strain hardening]. Moscow, Mir Publ., 2005, 200 p.
2. **Morrison W.B., Miller R.L.** *Plastichnost' splavov so sverhmelkim zernom* [Ultrafine-Grain metals] Moscow, Metallurgija Publ., 1973, pp. 181–205.
3. **Fetisov V.P.** Issledovanie lokalizacii plasticheskoy deformacii pri rastyazhenii nizkouglerodistoj stali [Investigation of localization of plastic deformation during stretching of low-carbon steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 85–87.
4. **Wigley D.A.** *Mekhanicheskie svojstva materialov pri nizkih temperaturah* [Mechanical properties of materials at low temperatures] Moscow, Mir Publ., 1974, 374 p.
5. **Fetisov V.P.** Strukturnye aspekty deformacionnogo uprochneniya pri mnogokratnom volochenii nizkouglerodistoj provoloki [Structural aspects of deformation hardening with repeated drawing low carbon wire]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 44–49.
6. **Gridnev V.N., Gavriluk V.G., Meshkov Ju. Ja.** *Prochnost' i plastichnost' holodnodeformirovannoj stali* [Strength and ductility of cold-rolled steel]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1974, 231 p.
7. **Fetisov V.P.** Lokalizaciya plasticheskoy deformacii pri deformirovanii nizkouglerodistoj stali [Localization of plastic deformation during the deformation of low-carbon steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 51–54.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-57-62>
УДК 621.373.826: 621.791.92: 621.762

Поступила 20.03.2024
Received 20.03.2024

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО ЖЕЛЕЗОХРОМОНИКЕЛЕВОГО (INCONEL 718) СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВТОРИЧНОЙ МЕТАЛЛОПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ ПРИ ПРЯМОМ ЛАЗЕРНОМ ВЫРАЩИВАНИИ

Д. А. БАРАНОВ, Е. Ю. ЩЕДРИН, ПАО «ОДК-Кузнецов», г. Самара, Россия, Заводское шоссе, 29.

E-mail: d.baranov91@mail.ru

С. С. ЖАТКИН, К. В. НИКИТИН, Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия, ул. Молодогвардейская, 244. E-mail: kvn-6411@mail.ru

В данной работе проведены исследования структуры, химического анализа и прочностных свойств наплавленного металла двух видов металлопорошковых композиций, а именно исходный порошок (первичный) и остатки порошка (вторичный) жаропрочного железохромоникелевого сплава Inconel 718.

На основании полученных результатов определены причины образования мелкоячеисто-дендритной разнонаправленной структуры игольчатого и дендритного строения; снижения жаростойкости наплавленного материала из вторичного порошка жаропрочного железохромоникелевого сплава Inconel 718 при повышенных температурах.

Ключевые слова. Технология прямого лазерного выращивания, металлопорошковая композиция, порошок, частица, жаропрочные сплавы, структура.

Для цитирования. Баранов, Д. А. Анализ структуры и прочностных свойств жаропрочного железохромоникелевого (Inconel 718) сплава, полученного с использованием вторичной металлопорошковой композиции при прямом лазерном выращивании / Д. А. Баранов, Е. Ю. Щедрин, С. С. Жаткин, К. В. Никитин // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 57–62. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-57-62>.

ANALYSIS OF STRUCTURE AND STRENGTH PROPERTIES OF HEAT-RESISTANT IRON-CHROMIUM-NICKEL (INCONEL 718) ALLOY OBTAINED USING SECONDARY METAL POWDER COMPOSITION IN DIRECT LASER DEPOSITION

D. A. BARANOV, E. Yu. SHCHEDRIN, PJSC “UEC-Kuznetsov”,

Samara, Russia, 29, Zavodskoe Shosse. E-mail: d.baranov91@mail.ru

S. S. ZHATKIN, K. V. NIKITIN, Samara State Technical University,

Samara, Russia, 244, Molodogvardeyskaya str. E-mail: kvn-6411@mail.ru

This work presents investigations on the structure, chemical analysis, and strength properties of deposited metal using two types of metal powder compositions, namely the primary powder and the residuals (secondary) of the heat-resistant iron-chromium-nickel alloy Inconel 718.

Based on the obtained results, the causes of the formation of a fine-cellular-dendritic directional structure with needle and dendritic morphology were determined, as well as the decrease in heat resistance of the deposited material from the secondary powder of the heat-resistant iron-chromium-nickel alloy Inconel 718 at elevated temperatures.

Keywords. Direct laser deposition technology, metal powder composition, powder, particle, heat-resistant alloys, structure.

For citation. Baranov D. A., Shchedrin E. Yu., Zhatkin S. S., Nikitin K. V. Analysis of structure and strength properties of heat-resistant iron-chromium-nickel (Inconel 718) alloy obtained using secondary metal powder composition in direct laser deposition. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 57–62. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-57-62>.

Введение

Жаропрочные железохромоникелевые сплавы нашли широкое применение в производстве деталей и узлов, работающих длительное время в условиях предельно высоких температур и нагрузок газотурбинных двигателей (установок) [1]. Тенденцией развития конструкции ГТД является повышение

температуры газа и эксплуатационных нагрузок, поэтому в машиностроении широко применяют сложнелегированные сплавы, обладающие высокими эксплуатационными свойствами, а именно жаропрочностью и жаростойкостью [2].

Одной из основных проблем в производстве крупногабаритных корпусных деталей ГТД традиционными способами является разнотекстурность и анизотропия свойств материалов, получаемых в результате применения различных технологий изготовления, например, литья, проката и сварки [3].

В связи с этим все большую актуальность приобретают задачи, связанные с внедрением аддитивных процессов в производство крупногабаритных деталей с обеспечением требуемой структуры и свойств.

Аддитивное производство имеет ряд преимуществ по сравнению с традиционными методами изготовления, в том числе значительное сокращение сроков освоения, снижение затрат на жизненный цикл и повышение производительности [4].

Одним из основных видов расходных материалов при создании металломатричных изделий аддитивными методами являются порошки на основе различных сплавов [5, 7]. Порошки на основе никеля обладают высокой коррозионной стойкостью, кроме того, при рациональном легировании такими элементами, как Cr, B, Si, сплавы обладают высокой твердостью и износостойкостью [6, 7]. При умеренном легировании карбидообразующими элементами и упрочняющими частицами устойчивость к ударным нагрузкам снижается, однако при сохранении высокой пластичности обеспечивается увеличение твердости. Технологичность материала на основе никеля средняя из-за высокой склонности к трещинообразованию [8, 9]. В процессе прямого лазерного выращивания используют порошки различных металлов, грануляции и формы. Ко всем параметрам предъявляются жесткие технические требования, поскольку качество исходного порошкового материала существенно влияет на процесс формирования заготовки при прямом лазерном выращивании [10–12].

В процессе коаксиальной подачи порошка транспортирующим газом в зону наплавки до 25 % частиц не попадают в ванну расплава. Учитывая предъявляемые требования по обеспечению запаса прочности к деталям ГТД, повторное использования порошка не представляется возможным.

Цель данной работы – исследование структурообразования сплава с повторным использованием металлопорошковой композиции из жаропрочного железохромоникелевого сплава Inconel 718 при прямом лазерном выращивании.

Материалы и методика экспериментов

В качестве материала исследования выбран жаропрочный железохромоникелевый (Inconel 718) сплав (табл. 1). Металлопорошковая композиция (МПК) была получена методом газовой атомизации. В экспериментах использовали МПК фракцией 40–150 мкм, с текучестью не более 27,5 с и насыпной плотностью от 3,94 до 5,36 г/см³.

Таблица 1. Химический состав (%) металлопорошковой композиции сплава Inconel 718 (ТУ 78–265–2023)

Основные элементы							Примеси, не более							
Cr	Ni	Fe	Al	Ti	Mo	Nb	C	S	P	Mn	Si	B	Ce	Ze
17–21	Основа	Остаток	0,2–0,8	0,65–1,15	2,8–3,23	4,75–5,5	0,1	0,015	0,015	0,35	0,35	0,006	0,1	0,02

Для сравнения данных проводили анализ двух видов МПК: исходный порошок (первичный) и остатки порошка, образовавшиеся в процессе прямого лазерного выращивания (вторичный), а именно частицы, не попавшие в зону наплавки при коаксиальной подаче порошка транспортирующим газом в струю [12–14].

Вторичная МПК непосредственно перед повторным использованием проходила просеивание через вибросито с ячейкой 40 и 140 мкм.

Выращивание образцов (заготовок) размером 200×10×100 мм (Д×Ш×В) проводили на стальной подложке (Ст3) толщиной 10 мм на установке технологического лазерного выращивания (ИЛиСТ СПбГМТУ, Россия, г. Санкт-Петербург) в соответствии с ранее отработанными режимами [15, 16] (табл. 2).

Определение элементного состава выращенного металла проводили спектральным и химическим методами, а исследование структуры выращенного металла – на растровом электронном микроскопе.

Все исследования выполняли в лабораториях ПАО «ОДК-Кузнецов» (г. Самара). Полученные результаты являются продуктом деятельности предприятия.

Таблица 2. Режимы выращивания образцов

Параметр выращивания	Режим
Мощность лазерного излучения P , кВт	2,0
Диаметр пятна лазерного излучения, мм	2,5
Скорость наплавки V_n , мм/с	25
Ширина валика l_1 , мм	2,5
Шаг слоя h , мм	0,8
Ширина трека l_2 , мм	1,67
Расход порошка, г/мин	7,7
Расход транспортирующего газа, л/мин	5
Расход защитного газа в сопле, л/мин	12

Результаты экспериментов и их обсуждение

Вне зависимости от типа материала (первичная или вторичная МПК) жаропрочного железохромоникелевого сплава в процессе прямого лазерного выращивания (ПЛВ) происходит формирование мелкоячеисто-дендритной разноразмерной структуры аустенитного состава [14, 17]. При этом в продольном сечении (относительно направления выращивания) наблюдается формирование структуры игольчатого строения с хаотичным направлением роста кристаллов, в то время как в поперечном сечении происходит формирование столбчатых дендритов, что обусловлено направленностью кристаллизации ванны расплава при воздействии лазерного излучения [12, 19].

В процессе кристаллизации рост дендритов протекает сразу в нескольких направлениях: основной фронт кристаллизации движется вслед за фокусным пятном лазера с постоянной скоростью, что обеспечивает теплоотвод вдоль оси движения трека; теплоотвод в предыдущий слой сплавленного металла при сильном изгибе профиля оплавленной лунки провоцирует зарождение и рост субзерен в других направлениях [18–21] перпендикулярно теплоотводящей поверхности, а также от зоны сплавления к центру наплавленного валика [22, 23].

Проведенные исследования элементного состава образцов, полученных из первичной и вторичной МПК, свидетельствуют об их идентичности по составу и объемному содержанию химических элементов и соответствуют техническим условиям МПК (табл. 3). Таким образом, под действием термического воздействия перераспределение легирующих элементов в частицах порошка в процессе первичного его использования не протекает.

Таблица 3. Химический состав (%) сплава Inconel 718, полученного при ПЛВ

Тип порошка	Основные элементы								Примеси, не более				
	Cr	Ni	Fe	Al	Ti	Mo	Nb	W	C	S	P	Mn	Si
Первичный	18,2	48,69	20,31	0,46	0,9	2,95	5,58	0,2	0,06	0,004	0,008	0,14	0,16
Вторичный	18,3	48,43	20,45	0,46	0,9	2,93	5,56	0,2	0,06	0,005	0,013	0,13	0,17
По ТУ	17–21	Основа	Остаток	0,2–0,8	0,65–1,15	2,8–3,23	4,75–5,5	2,5–3,5	0,1	0,015	0,015	0,35	0,35

Полученные при комнатной температуре прочностные свойства материала, выращенного из вторичного порошка Inconel 718, сопоставимы со свойствами материала из первичного (табл. 4), что обусловлено формированием их идентичной структуры (см. рисунок) и химического состава (см. табл. 3).

Таблица 4. Физико-механические свойства сплава Inconel 718 при комнатной температуре

Материал	Тип порошка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, МПа	HRC
Inconel 718	Первичный	$\frac{575}{592}$	$\frac{792}{878}$	$\frac{22,2}{24,8}$	$\frac{19,0}{20,6}$	$\frac{54,5}{76,3}$	$\frac{26,3}{27,9}$
	Вторичный	$\frac{570}{588}$	$\frac{862}{881}$	$\frac{22,0}{24,4}$	$\frac{17,0}{27,5}$	$\frac{53,9}{75,5}$	$\frac{25,5}{27,0}$

Однако при высокотемпературных испытаниях на длительную прочность образцы, полученные из вторичной МПК, отстояли в 1,8 раза меньше времени, чем из первичной (см. рисунок). Причиной этого,

вероятно, является растворение γ' -фазы, образовавшейся на предыдущих технологических этапах (газовая атомизация МПК) [24, 25], при нагреве выше сольвуса за счет дополнительного воздействия отраженного лазерного излучения и плазмы на нерасплавленные частицы порошка, находящиеся в струе при транспортировке их непосредственно в зону обработки.

Также следует учесть, что ограниченная стойкость МПК жаропрочных сплавов к переплаву обусловлена особенностями их химического состава и структуры. Высокий уровень легирования элементами с малым коэффициентом распределения (Ti и Al) приводит при кристаллизации к образованию легкоплавких прослоек по зонам срастания дендритов, что обуславливает потенциальную склонность наплавленного металла к образованию дефектов кристаллизационно-ликвационной природы и необратимому снижению жаропрочности [14, 22].

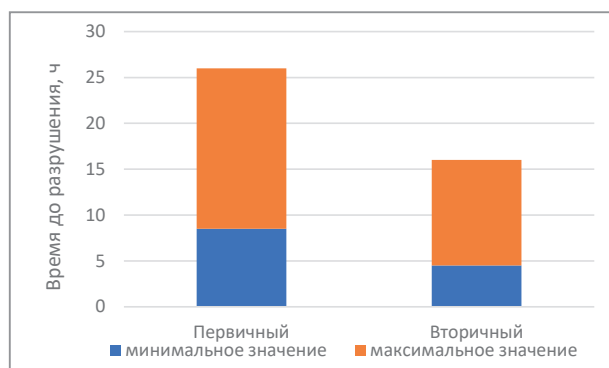


Диаграмма длительной прочности синтезированного сплава Inconel 718 при температуре 800 °C и напряжением 245 МПа

Повышение жаропрочности сплава, т. е. увеличение стойкости при повышенных температурах, обеспечивается в результате термической обработки (старение) с образованием пленки γ' -фазы по границам зерен [14].

Выводы

1. Исследования структуры и химического состава образцов из вторичной металлопорошковой композиции сплава Inconel 718 показали, что термическое воздействие не влияет на перераспределение легирующих элементов в частицах порошка в процессе первичного использования МПК.

2. В первичной структуре выращенных образцов независимо от типа МПК (первичная или вторичная) формируется мелкочаеистая дендритная разнонаправленная структура аустенитного состава. При этом в поперечном сечении наблюдается формирование игольчатого строения с хаотичным направлением роста кристаллов, а в продольном сечении — формирование столбчатых дендритов.

3. Прочностной анализ образцов из вторичной металлопорошковой композиции свидетельствует о том, что термическое воздействие при первичном использовании порошка не оказывает последующего влияния на механические свойства материала из вторичной МПК при комнатных температурах. Однако при этом стойкость жаропрочного железохромоникелевого сплава Inconel 718 при повышенных температурах уменьшается, что, вероятно, обусловлено растворением γ' -фазы при нагреве выше сольвуса, образовавшейся на предыдущих технологических этапах (газовая атомизация МПК). Выявленную особенность необходимо учитывать при использовании вторичной МПК в процессах прямого лазерного плавления для деталей ответственного назначения, работающих при повышенных температурах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Баранов, Д. А. Структура и свойства жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68ВМТЮК при лазерной сварке деталей ГТД: дис. ... канд. техн. наук: 2.6.17 / Д. А. Баранов. — Самара, 2021. — 150 с.
2. Ломбер, Б. С. Жаропрочные и деформируемые сплавы для современных и перспективных ГТД / Б. С. Ломбер, С. А. Моисеев // Все материалы. Энциклопедический справочник. — 2007. — № 6. — С. 2–5.
3. Kovchik, A. Research of deformation compensation method in laser metal deposition process of 316L stainless product / A. Kovchik, K. Babkin, A. Vildanov // Journal of Physics: Conference Series (10th International Conference “Beam Technologies and Laser Applications” (BTLA 2021), St. Petersburg, 20–22 September, 2021). — St. Petersburg, 2021. — P. 1–7.
4. Computer simulation of hydrodynamic and thermal processes in DLD technology / G. A. Turichin [et al.]. — Materials. — 2021. — № 14. — P. 2–9.
5. Зленко, М. А. Аддитивные технологии в машиностроении: учеб. пособие для вузов / М. А. Зленко. — СПб.: Политехн. ун-т, 2013. — С. 120–143.

6. Modern fiber laser beam welding of the newly-designed precipitation-strengthened nickel-base superalloy / H.M. Moosavy [et al.] // *Optics and Laser Technology*. – 2014. – № 57. – P. 9–12.
7. **Щербakov, А.В.** Аддитивные технологии в производстве металлических конструкций / А.В. Щербakov. – М.: МЭИ, 2022. – 676 с.
8. Characterization of Ni-Cr-Mo Alloy phase structures under DLD process / R.M. Rashkovets [et al.] // *Journal of Physics: Conference Series*. 2077 (10th International Conference “Beam Technologies and Laser Applications” (BTLA 2021) St. Petersburg, Russia, 20–22 September 2021). – St. Petersburg, 2021. – P. 5–7.
9. Microstructure evolution and mechanical property of pulsed laser welding Ni-based superalloy / G. Ma [et al.] // *Optics and Laser in Engineering*. – 2015. – № 72. – P. 39–46.
10. Development of laser metal deposition process for a large IN625 part using small trial sample / A. Vildanov [et al.] // *Procedia CIRP* 94. (11th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2020] on September 7–10, 2020). – 2020. – P. 310–313.
11. Inconel 625/TiB₂ metal matrix composites by direct laser deposition / V. Promakhov [et al.] // *Metals*. – 2019. – № 9. – P. 141–143.
12. **Khakimov, A.M.** Investigation of the parameters of direct laser growing and subsequent processing to obtain a defect-free structure of a material made of a heat-resistant EP648 alloy / A.M. Khakimov, S.S. Zhatkin, K.V. Nikitin // *Journal of Physics: Conference Series* (Engineering and Materials Science). – 2021. – P. 305–310.
13. Research of effect of the power material quality in the structure formation of the DLD Inconel 718 samples / S.S. Silchonok [et al.] // *Key Engineering Materials*. – 2019. – № 822. – P. 404–409.
14. **Григорьянц, А.Г.** Лазерные аддитивные технологии в машиностроении / А.Г. Григорьянц. – М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 2018. – С. 135–140.
15. **Балякин, А.В.** Влияние термической обработки на структуру и свойства заготовок из жаропрочных никелевых сплавов, полученных по аддитивным технологиям / А.В. Балякин, Е.А. Носова, М.А. Олейник // *Вестник Московского авиационного института*. – 2023. – № 3. – С. 209–219.
16. Исследование структуры жаропрочных сплавов при прямом лазерном выращивании / Д.А. Баранов [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 3. – С. 16–23.
17. **Мисюров, А.И.** Формирование структуры при восстановлении деталей из жаропрочных сплавов на никелевой основе лазерным импульсно-периодическим излучением / А.И. Мисюров // *Технология машиностроения*. – 2011. – № 1. – С. 22–26.
18. **Григорьянц, А.Г.** Технологические процессы лазерной обработки / А.Г. Григорьянц. – М.: Изд-во МГТУ им. Баумана, 2008. – 662 с.
19. **Baranov, D.A.** Analysis of Defected at Laser Welding of Heat-Resistant Alloy KhN45VMTYuBR / D.A. Baranov, S.S. Zhatkin, A.A. Parkin // *Defect and Diffusion Forum*. – 2021. – Vol. 410. – P. 108–114.
20. Металлопорошковые композиции жаропрочного сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ в технологиях селективного лазерного сплавления, лазерной газопорошковой наплавки и высокоточного литья полимеров, наполненных металлическими порошками / Е.Н. Каблов [и др.] // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*. – 2016. – № 9. – С. 62–75.
21. Study on the influence of different energy sources on the structure and mechanical properties of a welded joint from an EP693 nickel alloy / D.A. Baranov [et al.] // *Russian Journal of Non-Ferrous Metal*. – 2022. – Vol. 63. – P. 7–62.
22. HN45VMTYUBR alloy: impact beam welding modes on microstructure and distribution of alloying elements in the seam / D.A. Baranov [et al.] // *Solid State Phenomena*. – 2018. – P. 530–535.
23. The strength of Inconel 625, manufactured by the method of direct laser deposition under sub-microsecond load duration / V. Promakhov [et al.] // *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – P. 5–13.
24. **Волков, А.М.** Влияние температурных режимов закалки на структуру и механические свойства дискового гранулируемого жаропрочного сплава / А.М. Волков, Г.С. Гарибов // *Технология легких сплавов*. – 2013. – № 2. – С. 51–55.
25. Исследование структуры сварных швов, сформированных лазерной сваркой жаропрочного сплава ХН68ВМТЮК-ВД (ЭП693-ЭД) при производстве деталей и узлов ГТД / Д.А. Баранов [и др.] // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. – 2016. – № 18. – С. 148–151.

REFERENCES

1. **Baranov D.A.** *Struktura i svojstva zharoprochnogo dispersionno-tverdeyushchego nikelovogo splava HN68VMTYUK pri lazer-noj svarke detalej GTD* [Structure and properties of heat-resistant-dispersion-hardening nickel alloy HN68VMTYUK for laser welding of parts GTE]: dis. candidate of Technical Sciences 2.6.17. Samara, 2021, 150 p.
2. **Lomber B.S., Moiseev S.A.** Zharoprochnye i deformiruemye splavy dlya sovremennyh i perspektivnyh GTD [Heat-resistant and deformable alloys for modern and promising gas turbine engines]. *Vse materialy. Enciklopedicheskij spravochnik = All materials. Encyclopedic reference book*, 2007, no. 6, pp. 2–5.
3. **Kovchik A., Babkin K., Vildanov A.** Research of deformation compensation method in laser metal deposition process of 316L stainless product. *Journal of Physics: Conference Series* (10th International Conference “Beam Technologies and Laser Applications” (BTLA 2021), St. Petersburg, 20–22 September, 2021). St. Petersburg, 2021, pp. 1–7.
4. **Turichin G.A., Valdaytseva E.A., Stankevich S.L., Udin I.N.** Computer simulation of hydrodynamic and thermal processes in DLD technology. *Materials*, 2021, 14, pp. 2–9.
5. **Zlenko M.A.** *Additivnye tekhnologii v mashinostroenii: ucheb. posobie dlya vuzov* [Additive technologies in mechanical engineering: textbook for universities]. St. Petersburg, Polytechnic University Publ., 2013, pp. 120–143.
6. **Moosavy H.M., Aboutaleb M.R., Seyedein S.H., Goodarzi M., Khodabakhshi M., Mapelli C., Barella S.** Modern fiber laser beam welding of the newly-designed precipitation-strengthened nickel-base superalloy. *Optics and Laser Technology*, 2014, no. 57, pp. 9–12.
7. **Shcherbakov A.V.** *Additivnye tekhnologii v proizvodstve metallicheskih konstrukcij* [Additive technologies in the production of metal structures]. Moscow, MEI Publ., 2022, 676 p.
8. **Rashkovets R.M., Nikulina A.A., Klimova-Korsmik O. G., Smirnov A.I., Veselov S.V., Kislov N.G.** Characterization of Ni-Cr-Mo Alloy phase structures under DLD process. *Journal of Physics: Conference Series*. 2077 (10th International Conference “Beam Technologies and Laser Applications” (BTLA 2021) St. Petersburg, 20–22 September 2021). St. Petersburg, 2021, pp. 5–7.

9. **Ma G., Wu D., Niu F., Zou H.** Microstructure evolution and mechanical property of pulsed laser welding Ni-based superalloy. *Optics and Laser in Engineering*, 2015, iss. 72, pp. 39–46.
10. **Vildanov A., Babkin K., Kovchik A., Arkhipov A., Gushchina M.** Development of laser metal deposition process for a large IN625 part using small trial sample. *Procedia CIRP* 94 (11th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2020] on September 7–10, 2020), 2020, pp. 310–313.
11. **Promakhov V., Zhukov A., Ziatdinov M., Zhukov I., Schulz N., Kovalchuk S., Dubkova Y., Korsmik R., Klimova-Korsmik O., Turichin G., Perminov A.** Inconel 625/TiB2 metal matrix composites by direct laser deposition. *Metals*, 2019, vol. 9, iss. 2, pp. 141–143.
12. **Khakimov A. M., Zhatkin S. S., Nikitin K. V.** Investigation of the parameters of direct laser growing and subsequent processing to obtain a defect-free structure of a material made of a heat-resistant EP648 alloy. *Journal of Physics: Conference Series (Engineering and Materials Science)*, 2021, pp. 305–310.
13. **Silchonok S. S., Zadykyam G. G., Zotov O. G., Morozova I.** Research of effect of the power material quality in the structure formation of the DLD Inconel 718 samples. *Key Engineering Materials*, 2019, no. 822, pp. 404–409.
14. **Grigoryants A. G.** *Lazernye additivnye tekhnologii v mashinostroenii* [Laser additive technologies in mechanical engineering]. Moscow, MGTU im. Baumana Publ., 2018, pp. 135–140.
15. **Balyakin A. V., Nosova E. A., Oleinik M. A.** Vliyanie termicheskoy obrabotki na strukturu i svojstva zagotovok iz zharoprochnykh nikelovykh splavov, poluchennykh po additivnym tekhnologiyam [The effect of heat treatment on the structure and properties of workpieces made of heat-resistant nickel alloys obtained by additive technology]. *Vestnik Moskovskogo aviacionnogo instituta = Bulletin of the Moscow Aviation Institute*, 2023, no. 3, pp. 209–219.
16. **Baranov D. A., Shchedrin E. Yu., Zhatkin S. S., Nikitin K. V.** Issledovanie struktury zharoprochnykh splavov pri pryamom lazernom vyrashchivani [Investigation of the structure of heat-resistant alloys under direct laser cultivation]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 3, pp. 16–23.
17. **Misyurov A. I.** Formirovanie struktury pri vosstanovlenii detalej iz zharoprochnykh splavov na nikelovoy osnove lazernym impul'sno-periodicheskom izluchenii [Structure formation during the restoration of parts from heat-resistant nickel-based alloys by laser pulse-periodic training]. *Tekhnologiya mashinostroeniya = Mechanical Engineering Technology*, 2011, no. 14, pp. 22–26.
18. **Grigoryants A. G.** *Tekhnologicheskie processy lazernoy obrabotki* [Technological processes of laser processing]. Moscow, MGTU im. Baumana Publ., 2008, 662 p.
19. **Baranov D. A., Zhatkin S. S., Parkin A. A.** Analysis of defects at laser welding of heat-resistant alloy KhN45VMTYuBR. *Defect and Diffusion Forum*, 2021, vol. 410, pp. 108–114.
20. **Kablov E. N., Yevgenov E. N., Ospennikova O. G., Semenov B. I., Semenov A. B., Korolev V. A.** Metal-powder composites of heat-resistant alloy EP648 manufactured by FSUE “VIAM” SSC RF in technologies of selective laser fusion, laser gas-powder surfacing and high-precision casting of polymers coated with metal powders. *News of higher educational institutions. Mechanical engineering*, 2016, no. 9 (678), pp. 62–75.
21. **Baranov D. A., Zhatkin S. S., Nikitin K. V. [et al.]**. Study on the influence of different energy sources on the structure and mechanical properties of a welded joint from an EP693 nickel alloy. *Russian Journal of Non-Ferrous Metal*, 2022, vol. 63, pp. 7–62.
22. **Baranov D. A., Zhatkin S. S., Parkin A. A. [et al.]**. HN45VMTYuBR alloy: impact beam welding modes on microstructure and distribution of alloying elements in the seam. *Solid State Phenomena*, 2018, pp. 530–535.
23. **Promakhov V., Schulz M., Vorozhtsov A. [et al.]**. The strength of Inconel 625, manufactured by the method of direct laser deposition under sub-microsecond load duration. *Metals*, 2021, vol. 11, pp. 5–13.
24. **Volkov A. M., Garibov G. S.** Vliyanie temperaturnykh rezhimov zakalki na strukturu i mekhanicheskie svojstva diskovogo granuliruemogo zharoprochnogo splava [The effect of temperature regimes quenching on the structure and mechanical properties of a disk granulated heat-resistant alloy]. *Light Alloys Technology*, 2013, no. 2, pp. 51–55.
25. **Baranov D. A., Klimov V. G., Parkin A. A., Zhatkin S. S., Popov A. S.** Issledovanie struktury svarykh shvov, sformirovannykh lazernoj svarkoj zharoprochnogo splava HN68VMTYuK-VD (EP693-ED) pri proizvodstve detalej i uzlov GTD [Investigation of the structure of welds formed by laser welding of heat-resistant alloy HN68VMTYuK-VD (EP693-VD) in the production of parts and assemblies of the GTE]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo centra Rossijskoj akademii nauk = Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2016, no. 18, pp. 148–151.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-63-71>
УДК 621.79

Поступила 26.03.2024
Received 26.03.2024

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ ЛИТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

С. А. МАЦИНОВ, В. А. КАЛИНИЧЕНКО, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: klad@bntu.by
А. А. АНДРУШЕВИЧ, Белорусский государственный аграрно-технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 99. E-mail: andru49@mail.ru

Литейное производство представляет собой многогранную отрасль, позволяющую получать изделия практически любой конфигурации и геометрических размеров. Данные изделия могут быть представлены материалами на основе различных металлов и сплавов, биметаллов и композиционных материалов. Полученные изделия могут быть с равномерными или градиентными свойствами. Однако для получения изделия со свойствами в несколько раз отличающимися на поверхности и в объеме отливки, целесообразно нанесение покрытий со свойствами, позволяющими улучшить работу покрытия. В работе рассматривается получение литых композиционных материалов с улучшенными поверхностными свойствами. Рассмотрены различные типы покрытий на основе высокоэнтропийных сплавов, керметов, полимеров, углеродных нанотрубок, способных повышать свойства литых композиционных материалов, приведены их классификация и особенности нанесения на поверхность композиционного материала. Показаны перспективы использования этих покрытий для улучшения свойств литых композиционных материалов.

Ключевые слова. Литые композиционные материалы, композиты, литые детали, поверхностные слои, высокоэнтропийные сплавы, керметы, нанотрубки, улучшение поверхностных свойств.

Для цитирования. Мацинов, С. А. Перспективы применения покрытий для улучшения поверхностных свойств литых композиционных материалов / С. А. Мацинов, В. А. Калиниченко, А. А. Андрушевич // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 63–71. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-63-71>.

PROSPECTS OF COATING APPLICATION FOR IMPROVING SURFACE PROPERTIES OF CAST COMPOSITE MATERIALS

S. A. MATSINOV, V. A. KALINICHENKO, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: klad@bntu.by
A. A. ANDRUSHEVICH, Belarusian State Agrarian Technical University,
Minsk, Belarus, 99, Nezavisimosti ave. E-mail: andru49@mail.ru

Foundry production is a versatile industry that allows the production of products of almost any configuration and geometric dimensions. These products can be made from materials based on various metals and alloys, bimetals, and composite materials. The obtained products can have uniform or gradient properties. However, to obtain a product with significantly different properties on the surface and in the volume from the casting, it is expedient to apply coatings with desired properties on the castings that complement the properties, allowing the improvement of coating performance. The paper focuses on the production of cast composite materials with improved surface properties. Various types of coatings based on high-entropy alloys, cermets, polymers, carbon nanotubes, capable of enhancing the properties of cast composite materials, are considered. The classification and peculiarities of applying these coatings on the surface of composite materials are presented. The prospects of using these coatings to improve the properties of cast composite materials are shown.

Keywords. Cast composite materials, composites, castings, surface layers, high-entropy alloys, cermets, nanotubes, surface property improvement.

For citation. Matsinov S. A., Kalinichenko V. A., Andrushevich A. A. Prospects of coating application for improving surface properties of cast composite materials. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 63–71. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-63-71>.

Современное развитие науки и техники требует постоянного создания и применения новых материалов на основе инновационных решений с уникальными свойствами, которые отсутствуют у традиционных металлов и сплавов, для получения деталей, механизмов и машин с повышенными

эксплуатационными характеристиками. В технике и быту используются естественные (природные) и искусственные (синтезированные) композиционные материалы (КМ) – композиты. Однако не все получаемые КМ должны обладать равномерными свойствами по всей толщине отливки, что, как правило, связано со спецификой их эксплуатации. В связи с этим наибольшее воздействие отрицательных факторов принимает рабочая поверхность композиционного материала, которая вступает во взаимодействие с окружающей средой или контртелом.

Для повышения функциональных свойств поверхности изделий из КМ наиболее эффективны покрытия на основе следующих материалов: высокоэнтروпийные сплавы, керметы, полимеры, углеродные нанотрубки.

Однако многие из этих материалов не обладают высокими прочностными свойствами и, как правило, наносятся на подложку тонкими слоями. В случае наличия вибрации или ударных нагрузок возможно разрушение нанесенного улучшающего покрытия. В качестве подложки целесообразно использование литых КМ с макронеоднородной структурой: с матрицей на основе медьсодержащих сплавов, которые обладают достаточно хорошей демпфирующей способностью [1–3]. Далее будут предложены материалы покрытий, способные повысить качество поверхности макронеоднородных композиционных материалов, изготавливаемых методами литья.

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС)

Понятие о данном типе материалов ввел Йех (Yeh) в 2004 г. [4]. Это материалы, состоящие обычно от 5 до 13 элементов с примерно равными концентрациями от 5 до 35 ат. %. Однако более поздние исследования показали, что это определение можно расширить. Предполагается, что только сплавы, образующие твердый раствор с незначительным влиянием интерметаллидных фаз, следует считать настоящими высокоэнтропийными сплавами, поскольку образование упорядоченных фаз уменьшает энтропию системы [5].

Для получения высокоэнтропийных сплавов могут быть использованы различные технические решения, связанные с процессами плавления, порошковой металлургии (механического легирования порошков), сварки, спиннингования, splat-охлаждения, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, магнетронного распыления мишеней, наплавки порошковых смесей на металлическую основу и др.

В большинстве случаев ВЭС получают плавлением материалов с последующей их кристаллизацией [7]. Используют методы электродугового плавления в вакууме [3, 18–22], аргонодугового [23] и индукционного [24, 25] плавления, плавления в печах сопротивления.

Одним из наиболее распространенных методов получения ВЭС является вакуумно-дуговое плавление [26]. Исходным материалом является смесь металлов чистотой более 99%. Выплавку сплавов выполняют в среде инертного газа, предотвращающего материал от окисления. С целью повышения степени однородности отливок их переплавляют несколько раз.

К часто используемым методам получения ВЭС относят также механическое сплавление чистых порошковых компонентов в планетарных шаровых мельницах [27–34]. Деформированием в высокоэнергетических шаровых мельницах смеси элементарных порошков осуществляют их взаимодействие. Особенностью, характерной для механического сплавления порошков высокопластичных материалов, является налипание их на поверхность деформирующих шаров, что в итоге отражается на качестве формируемых ВЭС. Полученные методом механического легирования порошковые материалы требуют консолидации.

Одним из наиболее эффективных подходов к выполнению этой задачи служит искровое плазменное спекание (spark plasma sintering) [35–38]. В ряде работ многокомпонентные высокоэнтропийные сплавы получают с использованием технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза [39, 40].

Высокоэнтропийные сплавы в виде тонких пленок и многослойных покрытий получают методом магнетронного распыления [41, 42]. Тонкослойный ВЭС может быть получен путем распыления одной мишени, в состав которой входит несколько компонентов. Второй подход к решению задачи основан на одновременном магнетронном распылении нескольких мишеней [43]. Методом магнетронного распыления получают высокоэнтропийные сплавы в виде нитридов [44], карбидов [45] и других материалов. Чередую мишени разного состава, методом магнетронного распыления были сформированы также наноструктуры, состоящие из слоев ВЭС и чистых металлов [46].

Одной из разновидностей многокомпонентных сплавов, применяемых в последнее время, являются высокоэнтропийные металлические стекла [10, 47, 48]. Технологический процесс их получения основан на спиннинговании расплавов ВЭС. Полученное металлическое стекло представляет собой аморфную

ленту, охлажденную с высокой скоростью на вращающемся медном барабане. Одна из технологий ускоренной закалки ВЭС из жидкого состояния основана на использовании *splat*-охлаждения, заключающегося в столкновении капли расплава с внутренней поверхностью вращающегося с высокой скоростью медного цилиндра [49].

Слоистые композиты формируют методом диффузионной сварки алюминиевой фольги и тонких слоев высокоэнтروпийных сплавов. Слитки ВЭС, полученные в вакуумно-дуговой печи, деформируют прокаткой до толщины 0,4 мм на двухвалковых станах при комнатной температуре со степенью ~ 15 % за один проход [50, 51]. Слоистые заготовки сваривают диффузионным методом в два этапа. На первом этапе длительностью 2 ч температура составляла 600 °С, на втором – 950 °С.

В качестве важных показателей ВЭС отмечают их твердость, прочность, износостойкость [6–9], повышенную пластичность при низких температурах, коррозионную стойкость, термическую стабильность [10], устойчивость к ионизирующим излучениям [11, 12], которые улучшают поверхностные характеристики деталей из литых композиционных материалов.

Уникальные свойства многокомпонентных ВЭС обусловлены проявлением четырех эффектов [10, 12–17]. Один из них связан с высокой энтропией сплава, второй – с искажениями кристаллической решетки, третий – с замедленной диффузией компонентов сплава, четвертый получил название «коктейльный эффект».

Эффект высокой энтропии, от которого происходит название рассматриваемых в работе сплавов, определяется уровнем конфигурационной энтропии. В соответствии с одной из классификаций анализируемых сплавов к низкоэнтропийным относят сплавы, у которых $DS_{\max} \leq 0,69R$, где R – универсальная газовая постоянная [49]. Среднеэнтропийные сплавы описываются соотношением $0,69R \leq DS_{\max} \leq 1,61R$. К высокоэнтропийным относят сплавы с $DS_{\max} \geq 1,61R$.

Поиск составов высокоэнтропийных стабильных сплавов осложняется рядом обстоятельств [10]. Одно из них заключается в том, что применимость зависимостей, надежно описывающих условия стабильности идеальных растворов, по отношению к реальным твердым растворам неочевидна [15].

Второй из основных эффектов высокоэнтропийных сплавов – **эффект искажений кристаллической решетки**, который обусловлен различием размеров атомов, образующих многокомпонентную систему. Искажения кристаллической решетки в значительной степени определяют уровень прочностных свойств ВЭС. Степень искажений минимальна при соседстве атомов, близких по своим размерам. В сплавах, состоящих из атомов, существенно различающихся по размерам, формируются более крупные пустоты – междоузлия. В этих пустотах могут располагаться внедренные атомы, формирующие область локальных напряжений [10]. Источниками искажений являются также крупные атомы, расположенные в узлах кристаллической решетки и окруженные более мелкими атомами, положение которых также соответствует узлам решетки.

Замедленная диффузия представляет собой третий эффект, определяющий стабильность структуры и комплекс свойств высокоэнтропийных сплавов. Благоприятное влияние низкой скорости диффузии отражается в повышении термической и химической стабильности ВЭС [50, 51]. В качестве факторов, объясняющих торможение диффузионных процессов, отмечают искажения кристаллической решетки и иные особенности, характерные для ВЭС [19, 49, 52, 53]. Вскрытые в ряде работ противоречия позволяют сделать вывод, что подтверждение или опровержение эффекта замедленной диффузии в ВЭС требует дополнительных исследований [10].

Термин **«коктейльный эффект»** предполагает, что в сложной по составу системе проявляется эффект смешения, не доступный каждому из его компонентов в отдельности. По сути, этот термин является синонимом такого понятия, как синергетический эффект [10].

Керметы

Керметы стали известны после Второй мировой войны, когда появилась необходимость разработки высокотемпературных и стойких к высоким нагрузкам материалов.

Керметы – это керамико-металлические материалы, получаемые путем спекания металлических и керамических порошков. Керамические материалы наряду с высокой твердостью, как правило, имеют повышенную хрупкость, низкое сопротивление изгибу и ударным нагрузкам. Ликвидировать многие из этих недостатков позволяет сочетание керамических материалов с металлической связкой.

Керамико-металлические композиционные материалы изготавливают методами порошковой металлургии из железа, ванадия, молибдена, вольфрама, кобальта, меди и других металлов, тугоплавких

оксидов, а также карбидов, боридов, нитридов и силицидов металлов [52]. Керметы обладают высокими прочностными свойствами, химической стойкостью, высокой тепло- и электропроводностью. Они нашли применение в машиностроении для изготовления режущего инструмента, электрических скользящих контактов, подшипников скольжения, в авиационной и космической технике для изготовления камер сгорания ракет и авиационных двигателей и т.д.

Полимеры

Современная концепция полимеров, как ковалентно связанных макромолекулярных структур, была предложена в 1920 г. Германом Штаудингером [21]. Полимеры – вещества, состоящие из «мономерных звеньев», соединенных в длинные макромолекулы химическими связями.

Полимерами могут быть неорганические и органические, аморфные и кристаллические вещества. Полимер является высокомолекулярным соединением: количество мономерных звеньев в полимере (степень полимеризации) должно быть достаточно велико (в другом случае соединение будет называться олигомером).

Во многих случаях количество звеньев может считаться достаточным, чтобы отнести молекулу к полимерам, если при добавлении очередного мономерного звена молекулярные свойства не изменяются. Как правило, полимеры – вещества с молекулярной массой от нескольких тысяч до нескольких миллионов [53].

Преимущества полимерных материалов и изделий:

- неограниченная сырьевая база для их производства, постоянно пополняемая за счет синтеза новых полимеров с заранее заданными свойствами;
- невысокая полимероемкость, т.е. невысокий расход смол на единицу готовой продукции;
- простота переработки полимерных материалов в изделия любого (даже весьма сложного) профиля с образованием минимума отходов;
- способность полимеров образовывать тонкие прочные пленки;
- широкие технологические возможности получения материалов и изделий с заданными характеристиками, отвечающими функциональным, эксплуатационным, эстетическим и экономическим требованиям;
- ценный комплекс свойств: сочетание легкости и прочности, водо-, паро- и газонепроницаемость, химическая стойкость, электроизоляционные и диэлектрические свойства, эластичность, неподверженность коррозии и др.;
- способность принимать любую окраску и фактуру.

Полимеры и материалы на их основе имеют ряд недостатков. К ним относятся: недостаточная долговечность, старение, чувствительность к ультрафиолетовому излучению (материал становится жестким, хрупким, растрескивается), низкая тепло- и морозостойкость, малая жесткость и поверхностная твердость, ползучесть, горение, способность накапливать статическое электричество.

Полимерные материалы характеризуются такими важными триботехническими свойствами, как низкий коэффициент трения, способность работать без смазочного материала, малый удельный вес, достаточная прочность, высокая химическая стойкость к агрессивным средам. Эти материалы хорошо выдерживают возникающие при трении температуры и способны работать в условиях крайне низких температур.

Нанотрубки

Нанотрубки – топологические формы наночастиц в виде пологого наностержня. Фуллерен (C_{60}) был открыт группой ученых: Смолли, Крото и Кёрла в 1985 г. [54], за что в 1996 г. эти исследователи были удостоены Нобелевской премии по химии.

Углеродные нанотрубки – своеобразные цилиндрические молекулы диаметром примерно половины нанометра и длиной до нескольких микрометров, состоящие из одних лишь атомов углерода. Что касается углеродных нанотрубок, то здесь нельзя назвать точную дату их открытия. Хотя общеизвестным является факт наблюдения структуры таких многослойных нанотрубок Иидзимой в 1991 г. [55].

Электрическая проводимость углеродных нанотрубок гораздо выше, чем у меди и серебра. К тому же, на расстоянии нескольких микрометров наблюдается баллистическая проводимость. С другой стороны, углеродные нанотрубки – это замечательный полупроводниковый материал, который по своим характеристикам может сравниться с кремнием. С использованием однослойных углеродных нанотрубок можно получить транзисторы, в которых подвижность носителей заряда значительно превышает подвижность в традиционных кремниевых транзисторах. Кроме того, однослойные нанотрубки позволяют

получить транзисторы на гибких и прозрачных подложках. Однослойные углеродные нанотрубки обладают замечательными тепловыми свойствами, лучшими, чем у алмаза: тепловая проводимость в трубках примерно в 2 раза выше.

Термическая устойчивость углеродных нанотрубок довольно высока: можно, не боясь разрушить их, нагревать до 1500 °С, в то время как их основной конкурент, органические проводники – начинают разрушаться уже при температуре около 150 °С. Углеродные нанотрубки очень легкий материал. Они обладают высокой удельной прочностью – в 25 раз выше, чем у высокопрочной стали. Это чуть ли не единственный материал, из которого можно было бы создать космический лифт, связав вращающийся на геостационарной орбите спутник с Землей, в виде троса, на котором можно было бы поднимать грузы в космос. Добавки углеродных нанотрубок в полимеры позволяют получить композиты, в которых изменяются механические свойства, получаются очень прочные композиционные материалы, в которых варьируется и электрическая проводимость. Если материал покрыть слоем углеродных нанотрубок, то можно получить слой, который будет защищать и экранировать материал от электромагнитных волн.

Выводы

Приведенные примеры не исчерпывают всевозможные области эффективного применения покрытий, способных повысить качество поверхности макрогетерогенных литых композиционных материалов, однако свидетельствуют о больших перспективах использования этих материалов при изготовлении различных деталей современной техники.

Наиболее эффективным и технически целесообразным на основании проведенного аналитического обзора является использование в качестве материалов таких покрытий высокоэнтروпийных сплавов, получаемых в промышленности самыми разнообразными способами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Андрушевич, А.А. Литейная технология изготовления деталей сельскохозяйственной техники из композиционных материалов / А.А. Андрушевич, В.А. Калиниченко // Современные проблемы освоения новой техники, технологий, организации технического сервиса в АПК: материалы Междунар. науч.-техн. конф. Минск, 7–8 июня 2018 г. – Минск: БГАТУ, 2018. – С. 225–228.
2. Особенности получения медно-чугунных композитов с использованием литейных технологий / А.С. Калиниченко [и др.] // Металлургия: Респ. межвед. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2017. – Вып. 38. – С. 101–105.
3. Андрушевич, А.А. Особенности получения композиционных материалов с матрицей на основе меди / А.А. Андрушевич, В.А. Калиниченко // Современные проблемы освоения новой техники, технологий, организации технического сервиса в АПК: материалы Междунар. науч.-техн. конф. Минск, 6–7 июня 2019 г. – Минск: БГАТУ. – 2019. – С. 151–156.
4. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes / J.W. Yeh [et al.]. – Advanced Engineering Materials. – 2004. – Vol. 6, iss. 5. – P. 299–303.
5. Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys / F. Otto [et al.] // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, iss. 7. – P. 2628–2638.
6. Влияние микроструктуры на механические свойства при растяжении высокоэнтропийного сплава AlCoCrCuFeNi / А.В. Кузнецов [и др.] // Научные ведомости Белгородского гос. ун-та. Математика. – 2012. – № 11. – С. 191–205.
7. Ивченко, М.В. Структура, фазовые превращения и свойства высокоэнтропийных металлических сплавов на основе AlCrCoNiCu: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / М.В. Ивченко. – Екатеринбург, 2015. – 167 с.
8. Влияние содержания никеля на износостойкость литого высокоэнтропийного сплава VCrMnFeCoNi_x / М.В. Карпец [и др.] // Современная электрометаллургия. – 2015. – № 1. – С. 56–60.
9. Рогачев, А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов / А.С. Рогачев // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121, № 8. – С. 807–841.
10. Башев, В.Ф. Структура и свойства высокоэнтропийного сплава CoCrCuFeNiSn_x / В.Ф. Башев, А.И. Кушнерев // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115, № 7. – С. 737–741.
11. Yeh, J.-W. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys / J.-W. Yeh // JOM. – 2013. – Vol. 65, iss. 12. – P. 1759–1771.
12. Microstructures and properties of high-entropy alloys / Y. Zhang [et al.] // Progress in Materials Science. – 2014. – Vol. 61. – P. 1–93.
13. Cantor, B. Multicomponent and high entropy alloys / B. Cantor // Entropy. – 2014. – Vol. 16, iss. 9. – P. 4749–4768.
14. Miracle, D.B. A critical review of high entropy alloys and related concepts / D.B. Miracle, O.N. Senkov // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 122. – P. 448–511.
15. High-entropy alloys: fundamentals and applications / M. C. Gao [et al.] // Cham: Springer International Publishing. – 2016. – 524 p.
16. Zhang, W. Science and technology in high-entropy alloys / W. Zhang, P.K. Liaw, Y. Zhang // Science China Materials. – 2018. – Vol. 61, iss. 1. – P. 2–22.
17. High-entropy alloys – a new era of exploitation / J.-W. Yeh [et al.] // Materials Science Forum. – 2007. – Vol. 560. – P. 1–9.
18. Formation of simple crystal structures in Cu-CoNi-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements / J.-W. Yeh [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions: A. – 2004. – Vol. 35. – P. 2533–2536.
19. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocrystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy after severe plastic deformation / B. Schuh [et al.] // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 96. – P. 258–268.

20. **Надутов, В. М.** Влияние алюминия на тонкую структуру и распределение химических элементов в высокоэнтروпийных сплавах $\text{Al}_x\text{FeNiCoCuCr}$ / В. М. Надутов, С. Ю. Макаренко, П. Ю. Волосевич // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 5. – С. 467–472.
21. The microstructure and mechanical properties of novel Al-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys with trimodal distributions of coherent B2 precipitates / L. J. Zhang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 757. – P. 160–171.
22. Особенности фазообразования и формирования структуры в высокоэнтропийных сплавах системы AlCrFeCoNiCu_x ($x = 0; 0.5; 1.0; 2.0; 3.0$) / Н. А. Крапивка [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 5. – С. 496–504.
23. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 213–218.
24. Regulating the strength and ductility of a cold rolled FeCrCoMnNi high-entropy alloy via annealing treatment / J. Gu [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 755. – P. 289–294.
25. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy / O. N. Senkov [et al.] // Journal of Materials Science. – 2012. – Vol. 47. – P. 4062–4074.
26. **Трофименко, Н. Н.** Проблемы создания и перспективы использования жаропрочных высокоэнтропийных сплавов / Н. Н. Трофименко, И. Ю. Ефимочкин, А. Н. Большакова // Авиационные материалы и технологии. – 2018. – № 5. – С. 3–8.
27. Nanocrystalline CoCrFeNiCuAl high-entropy solid solution synthesized by mechanical alloying / K. B. Zhang [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – Vol. 485, iss. 1–2. – P. L31–L34.
28. Alloying behavior, microstructure and mechanical properties in a FeNiCrCo $_{0.3}$ Al $_{0.7}$ high entropy alloy / W. P. Chen [et al.] // Materials and Design. – 2013. – Vol. 51. – P. 854–860.
29. Alloying behavior and novel properties of CoCrFeNiMn high-entropy alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering / W. Ji [et al.] // Intermetallics. – 2015. – Vol. 56. – P. 24–27.
30. Microstructure and mechanical properties of Ni $_{1.5}$ Co $_{1.5}$ CrFeTi $_{0.5}$ high entropy alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering / I. Moravcik [et al.] // Materials and Design. – 2017. – Vol. 119. – P. 141–150.
31. Механическое сплавление с частичной аморфизацией многокомпонентной порошковой смеси Fe-Cr-Co-Ni-Mn и ее электроискровое плазменное спекание для получения компактного высокоэнтропийного материала / Н. А. Кочетов [и др.] // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2018. – № 2. – С. 35–42.
32. Properties of high-strength ultrafine-grained CoCrFeNiMn high-entropy alloy prepared by short-term mechanical alloying and spark plasma sintering / F. Prusa [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 734. – P. 341–352.
33. Effects of milling time, sintering temperature, Al content on the chemical nature, microhardness and microstructure of mechanically synthesized FeCoNiCrMn high entropy alloy / M. D. Alcalá [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 749. – P. 834–843.
34. TiZrNiCuAl and TiNbNiCuAl alloys by thermal explosion and high-energy ball milling / S. G. Vadchenko [et al.] // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. – 2019. – Vol. 28, iss. 2. – P. 137–142.
35. **Рогачев, А. С.** Горение для синтеза материалов: введение в структурную макрокинетику / А. С. Рогачев, А. С. Мукасьян. – М.: Физматлит, 2012. – 398 с.
36. СВС-металлургия литых высокоэнтропийных сплавов на основе переходных металлов / В. Н. Санин [и др.] // Доклады НАН Беларуси. – 2016. – Т. 470, № 4. – С. 421–426.
37. Mechanical properties, deformation behaviors and interface adhesion of $(\text{AlCrTaTiZr})\text{N}_x$ multi-component coatings / S. Y. Chang [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Vol. 204, iss. 20. – P. 3307–3314.
38. Effects of substrate bias on the structure and mechanical properties of $(\text{Al}_{1.5}\text{CrNb}_{0.5}\text{Si}_{0.5}\text{Ti})\text{N}_x$ coatings / W. J. Shen [et al.] // Thin Solid Films. – 2012. – Vol. 520. – P. 6183–6188.
39. **Dolique, V.** High-entropy alloys deposited by magnetron sputtering / V. Dolique, A. L. Thomann, P. Brault // IEEE Transactions on Plasma Science. – 2011. – Vol. 39, iss. 11. – P. 2478–2479.
40. Influence of substrate bias, deposition temperature and post-deposition annealing on the structure and properties of multi-principal-component $(\text{AlCrMoSiTi})\text{N}$ coatings / H. W. Chang [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2008. – Vol. 202. – P. 3360–3366.
41. Nanostructured multi-element $(\text{TiZrNbHfTa})\text{C}$ hard coatings / V. Braic [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 211. – P. 117–121.
42. High strength dual-phase high entropy alloys with a tunable monolayer thickness / Z. H. Cao [et al.] // Scripta Materialia. – 2019. – Vol. 173. – P. 149–153.
43. Soft magnetic Fe $_{26.7}$ Co $_{26.7}$ Ni $_{26.6}$ Si $_{9.1}$ B $_{11}$ high entropy metallic glass with good bending ductility / R. Wei [et al.] // Materials Letters. – 2017. – Vol. 197. – P. 87–89.
44. Strong metallic glass: TiZrHfCuNiBe high entropy alloy / Y. Tong [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 820. – Art. 153119.
45. **Башев, В. Ф.** Структура и свойства литых и жидкозакаленных высокоэнтропийных сплавов системы Al-Cu-Fe-Ni-Si / В. Ф. Башев, А. И. Кушнерев // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 1. – С. 42–50.
46. Структура и механические свойства жаропрочного композита на основе высокоэнтропийного сплава / С. А. Фирстов [и др.] // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2015. – Т. 81, № 6. – С. 28–33.
47. Структура и свойства слоистого композита из высокоэнтропийного сплава с карбидным и интерметаллидным упрочнением / С. А. Фирстов [и др.] // Изв. Российской академии наук. Сер. физ. – 2015. – Т. 79, № 9. – С. 1267–1275.
48. **Yeh, J. W.** Recent progress in high-entropy alloys / J. W. Yeh // Annales de Chimie-Science des Matériaux. – 2006. – Vol. 31. – P. 633–648.
49. On the superior hot hardness and softening resistance of $\text{AlCoCrFeMo}_{0.5}\text{Ni}$ high-entropy alloys / C.-Y. Hsu [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528. – P. 3581–3588.
50. **Shun, T.-T.** Formation of ordered/disordered nanoparticles in FCC high entropy alloys / T.-T. Shun, C.-H. Hung, C.-F. Lee // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol. 493. – P. 105–109.

51. On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi hightentropy alloy system / C. C. Tung [et al.] // Materials Letters.– 2007.– Vol. 61, iss. 1.– P. 1–5.
52. Roiter, Y. AFM Single Molecule Experiments at the Solid-Liquid Interface: In Situ Conformation of Adsorbed Flexible Polyelectrolyte Chains / Y. Roiter, S. Minko // Journal of the American Chemical Society.– 2005.– Vol. 127, iss. 45.– P. 15688–15689.
53. Михайлов, Ю. А. Термостойкие полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлов.– СПб: Профессия, 2006.– 295 с.
54. C60: Buckminsterfullerene / H. W. Kroto [et al.] // Nature.– 1985.– Vol. 318.– P. 162–163.
55. Iijima, S. Helical microtubules of graphitic carbon / S. Iijima // Nature.– 1991.– Vol. 354.– P. 56.

REFERENCES

1. Andrushevich A.A., Kalinichenko V.A. Litejnaya tekhnologiya izgotovleniya detalej sel'skochozyajstvennoj tekhniki iz kompozicionnyh materialov [Foundry technology for manufacturing parts of agricultural machinery from composite materials]. *Sovremennye problemy osvoeniya novoj tekhniki, tekhnologij, organizacii tekhnicheskogo servisa v APK: materialy Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. Minsk, 7–8 iyunya 2018 g. = Modern problems of mastering new equipment, technologies, organizing technical services in the agro-industrial complex: materials of the International scientific-technical conf. Minsk, June 7–8, 2018.* Minsk, BGATU Publ., 2018, pp. 225–228.
2. Kalinichenko A.S., Sluckij A.G., Shejnert V.A., Kalinichenko V.A., Kiselev S.V. Osobennosti polucheniya medno-chugunnyh kompozitov s ispol'zovaniem litejnyh tekhnologij [Features of producing copper-cast iron composites using foundry technologies]. *Metallurgiya: Resp. mezhdved. sb. nauch. tr. = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific works.* Minsk, BNTU Publ., 2017, vol. 38, pp. 101–105.
3. Andrushevich A.A., Kalinichenko V.A. Osobennosti polucheniya kompozicionnyh materialov s matricej na osnove medi [Features of obtaining composite materials with a copper-based matrix]. *Sovremennye problemy osvoeniya novoj tekhniki, tekhnologij, organizacii tekhnicheskogo servisa v APK: materialy Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. Minsk, 6–7 iyunya 2019 g. = Modern problems of mastering new equipment, technologies, organizing technical services in the agro-industrial complex: materials of the International scientific-technical conf. Minsk, June 6–7, 2019.* Minsk, BGATU Publ., 2019, pp. 151–156.
4. Yeh.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 2004, vol. 6, iss. 5, pp. 299–303.
5. Otto F., Yang Y., Bei H., George E. P. Relative effects of enthalpy and entropy on the phase stability of equiatomic high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, iss. 7, pp. 2628–2638.
6. Kuznetsov A. V., Salishchev G. A., Senkov O. N., Stepanov N. D., Shaysultanov D. G. Vliyanie mikrostruktury na mekhanicheskie svoystva pri rastyazhenii vysokoentropijnogo splava AlCoCrCuFeNi [Microstructure influence on tensile mechanical properties of an alcoercufeni high-entropy alloy]. *Nauchnye vedomosti Belgorodskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika. Fizika = Scientific bulletins of Belgorod State University. Mathematics. Physics*, 2012, iss. 11, pp. 191–205.
7. Ivchenko M. V. Struktura, fazovye prevrashcheniya i svoystva vysokoentropijnyh metallicheskih splavov na osnove AlCrCoNiCu: dis. ... kand. fiz.-mat. nauk [Structure, phase transformations and properties of high-entropy metal alloys based on AlCrCoNiCu: dis. cand. physics and mathematics sciences]. Ekaterinburg, 2015, 167 p.
8. Karpec M. V., Gorban' V. F., Myslivchenko O. M., Marchenko S. V., Krapivka M. O. Vliyanie sodержaniya Ni na iznosostojkost' litogo vysokoentropijnogo splava VCrMnFeCoNi_x [The influence of Ni content on the wear resistance of cast high-entropy alloy VCrMnFeCoNi_x]. *Sovremennaya elektrometallurgiya = Modern electrometallurgy*, 2015, iss. 1, pp. 56–60.
9. Rogachev A. S. Struktura, stabil'nost' i svoystva vysokoentropijnyh splavov [Structure, stability, and properties of high-entropy alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121, iss. 8, pp. 733–764.
10. Bashev V. F., Kushnerev A. I. Struktura i svoystva vysokoentropijnogo splava CoCrCuFeNiSn_x [Structure and properties of high-entropy alloy CoCrCuFeNiSn_x]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of metals and metallurgy*, 2014, vol. 115, iss 7, pp. 737–741.
11. Yeh J.-W. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys. *JOM*, 2013, vol. 65, iss. 12, pp. 1759–1771.
12. Zhang Y., Zuo T. T., Tang Z., Gao M. C., Dahmen K. A., Liaw P. K., Lu Z. P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 2014, vol. 61, pp. 1–93.
13. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys. *Entropy*, 2014, vol. 16, iss. 9, pp. 4749–4768.
14. Miracle D. B., Senkov O. N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 2017, vol. 122, pp. 448–511.
15. Gao M. C., Yeh J.-W., Liaw P. K., Zhang Y. (ed.) High-entropy alloys: fundamentals and applications. *Cham: Springer International Publishing*, 2016, 524 p.
16. Zhang W., Liaw P. K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Materials*, 2018, vol. 61, iss. 1, pp. 2–22.
17. Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. High-entropy alloys – a new era of exploitation. *Materials Science Forum*, 2007, vol. 560, pp. 1–9.
18. Yeh J.-W., Chen S.-K., Gan J.-Y., Lin S.-J., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Formation of simple crystal structures in Cu-CoNi-Cr-Al-Fe-Ti-V alloys with multiprincipal metallic elements. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2004, vol. 35, pp. 2533–2536.
19. Schuh B., Mendez-Martin F., Völker B., George E. P., Clemens H., Pippan R., Hohenwarter A. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocrystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy after severe plastic deformation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 96, pp. 258–268.
20. Nadutov V. M., Makarenko S. Yu., Volosevich P. Yu. Vliyanie alyuminiya na tonkuyu strukturu i raspredelenie himicheskikh elementov v vysokoentropijnyh splavah Al_xFeNiCoCuCr [The influence of aluminum on the fine structure and distribution of chemical elements in high-entropy alloys Al_xFeNiCoCuCr]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of metals and metallurgy*, 2015, vol. 116, iss. 5, pp. 467–472.

21. Zhang L.J., Guo K., Tang H., Zhang M.D., Fan J.T., Cui P., Ma Y.M., Yu P.F., Li G. The microstructure and mechanical properties of novel Al-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloys with trimodal distributions of coherent B2 precipitates. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 757, pp. 160–171.
22. Krapivka N.A., Firstov S.A., Karpec M.V., Myslivchenko A.N., Gorban' V.F. Osobennosti fazoobrazovaniya i formirovaniya struktury v vysokoentropijnyh splavah sistemy AlCrFeCoNiCu_x ($x = 0; 0.5; 1.0; 2.0; 3.0$) [Features of phase formation and structure formation in high-entropy alloys of the AlCrFeCoNiCu_x system ($x = 0; 0.5; 1.0; 2.0; 3.0$)]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of metals and metallurgy*, 2015, vol. 116, iss. 5, pp. 496–504.
23. Cantor B., Chang I.T. H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, pp. 213–218.
24. Gu J., Ni S., Liu Y., Song M. Regulating the strength and ductility of a cold rolled FeCrCoMnNi high-entropy alloy via annealing treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 755, pp. 289–294.
25. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Meisenkothen F., Miracle D.B., Woodward C.F. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy. *Journal of Materials Science*, 2012, vol. 47, pp. 4062–4074.
26. Trofimenko N.N., Efimochkin I. Yu., Bol'shakova A.N. Problemy sozdaniya i perspektivy ispol'zovaniya zharoprochnykh vysokoentropijnyh splavov [Problems of creation and prospects for using heat-resistant high-entropy alloys]. *Aviacionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*, 2018, iss. 5, pp. 3–8.
27. Zhang K.B., Fu Z.Y., Zhang J.Y., Shi J., Wang W.M., Wang H., Wang Y.C., Zhang Q.J. Nanocrystalline CoCrFeNiCuAl high-entropy solid solution synthesized by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 485, iss. 1–2, pp. L31–L34.
28. Chen W.P., Fu Z.Q., Fang S.C., Xiao H.Q., Zhu D.Z. Alloying behavior, microstructure and mechanical properties in a FeNi-CrCo0.3Al0.7 high entropy alloy. *Materials and Design*, 2013, vol. 51, pp. 854–860.
29. Ji W., Wang W., Wang H., Zhang J., Wang Y., Zhang F., Fu Z. Alloying behavior and novel properties of CoCrFeNiMn high-entropy alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Intermetallics*, 2015, vol. 56, pp. 24–27.
30. Moravcik I., Cizek J., Zapletal J., Kvasova Z., Vesely J., Minarik P., Kitzmantel M., Neubauer E., Dlouhy I. Microstructure and mechanical properties of Ni1.5Co1.5CrFeTi0.5 high entropy alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering. *Materials and Design*, 2017, vol. 119, pp. 141–150.
31. Kochetov N.A., Rogachev A.S., Shchukin A.S., Vadchenko S.G., Kovalev I.D. Mekhanicheskoe splavlenie s chastichnoj amorfizacij mnogokomponentnoj poroshkovoj smesi Fe-Cr-Co-Ni-Mn i ee elektroiskrovoe plazmennoe spekanie dlya polucheniya kompaktnogo vysokoentropijnogo materiala [Mechanical alloying with partial amorphization of Fe-Cr-Co-Ni-Mn multicomponent powder mixture and its spark plasma sintering for compact high-entropy material production]. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Powder Metallurgy and Functional Coatings*, 2018, iss. 2, pp. 35–42.
32. Prusa F., Senkova A., Kusera V., Capek J., Vojtech D. Properties of high-strength ultrafine-grained CoCrFeNiMn high-entropy alloy prepared by short-term mechanical alloying and spark plasma sintering. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 734, pp. 341–352.
33. Alcalá M.D., Real C., Fombella I., Trigo I., Córdoba J.M. Effects of milling time, sintering temperature, Al content on the chemical nature, microhardness and microstructure of mechanically synthesized FeCoNiCrMn high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 749, pp. 834–843.
34. Vadchenko S.G., Rogachev A.S., Kovalev D. Yu., Kovalev I.D., Mukhina N.I. TiZrNiCuAl and TiNbNiCuAl alloys by thermal explosion and high-energy ball milling. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2019, vol. 28, iss. 2, pp. 137–142.
35. Rogachev A.S., Mukas'yan A.S. *Gorenie dlya sinteza materialov: vvedenie v strukturnuyu makrokinetiku* [Combustion for materials synthesis: an introduction to structural macrokinetics]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2012, 398 p.
36. Sanin V.N., Yukhvid V.I., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Sachkova N.V., Alymov M.I. SVS-metallurgiya litykh vysokoentropijnyh splavov na osnove perekhodnykh metallov [SHS metallurgy of high-entropy transition metal alloys]. *Doklady Akademii nauk Belarusi = Doklady of the Academy of Sciences of Belarus*, 2016, vol. 470, iss. 2, pp. 145–149.
37. Chang S.Y., Lin S.Y., Huang Y.C., Wu S.L. Mechanical properties, deformation behaviors and interface adhesion of (AlCrTaTiZr)_{N_x} multi-component coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2010, vol. 204, iss. 20, pp. 3307–3314.
38. Shen W.J., Tsai M.-H., Chang Y.-S., Yeh J.-W. Effects of substrate bias on the structure and mechanical properties of (Al_{11.5}CrNb_{0.5}Si_{0.5}Ti)_{N_x} coatings. *Thin Solid Films*, 2012, vol. 520, pp. 6183–6188.
39. Dolique V., Thomann A.L., Brault P. High-entropy alloys deposited by magnetron sputtering. *IEEE Transactions on Plasma Science*, 2011, vol. 39, iss. 11, pp. 2478–2479.
40. Chang H.W., Huang P.K., Yeh J.W., Davison A., Tsau C.H., Yang C.C. Influence of substrate bias, deposition temperature and post-deposition annealing on the structure and properties of multi-principal-component (AlCrMoSiTi) N coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2008, vol. 202, pp. 3360–3366.
41. Braic V., Vladescu A., Balaceanu M., Luculescu R., Braic M. Nanostructured multi-element (TiZrNbHfTa) C hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 211, pp. 117–121.
42. Cao Z.H., Ma Y.J., Cai Y.P., Wang G.J., Meng X.K. High strength dual-phase high entropy alloys with a tunable monolayer thickness. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 173, pp. 149–153.
43. Wei R., Tao J., Sun H., Chen C., Sun G.W., Li F.S. Soft magnetic Fe_{26.7}Co_{26.7}Ni_{26.6}Si₉B₁₁ high entropy metallic glass with good bending ductility. *Materials Letters*, 2017, vol. 197, pp. 87–89.
44. Tong Y., Qiao J.C., Pelletier J.M., Yao Y. Strong metallic glass: TiZrHfCuNiBe high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 820, art. 153119.
45. Bashev V.F., Kushnerov O.I. Struktura i svoystva litykh i zhidkozakalennykh vysokoentropijnyh splavov sistemy Al-Cu-Fe-Ni-Si [Structure and properties of cast and splat-quenched high-entropy Al-Cu-Fe-Ni-Si alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, iss. 1, pp. 39–47.
46. Firstov S.A., Karpov M.I., Gorban' V.F., Korzhov V.P., Krapivka N.A., Stroganova T.S. Struktura i mekhanicheskie svoystva zharoprochnogo kompozita na osnove vysokoentropijnogo splava [Structure and mechanical properties of a heat-resistant compos-

ite based on a high-entropy alloy]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov* = *Factory Laboratory. Diagnostics of materials*, 2015, vol. 81, iss. 6, pp. 28–33.

47. **Firstov S.A., Karpov M.I., Korzhov V.P., Gorban' V. F., Krapivka N.A., Stroganova T.S.** Struktura i svojstva sloistogo kompozita iz vysokoentropijnogo splava s karbidnym i intermetallidnym uprochneniem [Structure and properties of a layered composite made of a high-entropy alloy with carbide and intermetallic hardening]. *Izvestiya Rossijskoj akademii nauk. Seriya fizicheskaya* = *News of the Russian Academy of Sciences. Physical series*, 2015, vol. 79, iss. 9, pp. 1267–1275.

48. **Yeh J.W.** Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie-Science des Materiaux*, 2006, vol. 31, pp. 633–648.

49. **Hsu C.-Y., Juan C.-C., Wang W.-R., Sheu T.-Sh., Yeh J.-W., Chen S.-K.** On the superior hot hardness and softening resistance of AlCoCrFeMo_{0.5}Ni high-entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, pp. 3581–3588.

50. **Shun T.-T., Hung C.-H., Lee C.-F.** Formation of ordered/disordered nanoparticles in FCC high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, vol. 493, pp. 105–109.

51. **Tung C. C., J. Yeh W., Shun T. T., Chen S.-K., Huang Y.-S., Chen H.-C.** On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi highentropy alloy system. *Materials Letters*, 2007, vol. 61, iss. 1, pp. 1–5.

52. **Roiter Y., Minko S.** AFM single molecule experiments at the solid-liquid interface: in situ conformation of adsorbed flexible polyelectrolyte chains. *Journal of the American Chemical Society*, 2005, vol. 127, iss. 45, pp. 15688–15689.

53. **Mihajlov Yu.A.** *Termostojkie polimery i polimernye materialy* [Heat-resistant polymers and polymeric materials]. Saint Petersburg, Professiya Publ., 2006, 295 p.

54. **Kroto H.W., Heath J.R., O'Brien S. C., Curl R.F., Smalley R.E.** C₆₀: Buckminsterfullerene. *Nature*, 1985, vol. 318, pp. 162–163.

55. **Iijima S.** Helical microtubules of graphitic carbon. *Nature*, 1991, vol. 354, pp. 56.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-72-81>
УДК 671.24

Поступила 15.04.2024
Received 15.04.2024

ТЕХНОЛОГИЯ ПЛАМЕННО-ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА СТРУЖКИ ЧЕРНЫХ МЕТАЛЛОВ В УСТАНОВКАХ ГОРЯЧЕГО БРИКЕТИРОВАНИЯ

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

В результате проведенного исследования пламенно-индукционного нагрева стальной и чугуновой стружки установлены оптимальные режимы нагрева, габариты печи и соотношение размеров ее составных частей (газопламенного и индукционного нагревателей), что послужило основой для разработки новой технологии нагрева, обеспечивающей по сравнению с известными аналогами минимизацию размеров, повышение производительности и КПД печи. Установлено, что на этапе испарения и удаления из стружки паров воды и легких фракций масла в интервале температур 100–550 °С до момента достижения оптимальной концентрации масла 1,5–3,0% среди всех известных способов муфельного нагрева наиболее экономичным и производительным является газопламенный нагрев, а в дальнейшем при нагреве обезвоженной пористой массы металла плотностью 1100–1700 кг/м³ до 850 °С – индукционный нагрев в атмосфере продуктов термической возгонки и деструкции СОЖ. Индукционный нагрев целесообразно проводить с частотой тока 2,0–2,4 кГц при соотношении протяженности зон газопламенного и индукционного нагрева 2,0–2,5 и размеров индуктора (высоты к диаметру отверстия) 3,7–4,0. Степень окисленности горячепрессованных брикетов соответствует исходному содержанию кислорода в стружке: у стальной – 1,3–1,7%, чугуновой – 0,46–0,47%. Полученные данные позволили разработать технологию пламенно-индукционного нагрева стружки черных металлов, а также конструкцию малогабаритной печи с удельной производительностью 6500–9500 кг/(м²·ч) и КПД 40–45%.

Ключевые слова. Стружка черных металлов, горячее брикетирование, нагрев пламенно-индукционный, проходная муфельная печь, температура, защитная атмосфера, смазочно-охлаждающая жидкость, продукты термической возгонки, пиролиз, углеродное покрытие, брикет.

Для цитирования. Дьяконов, О. М. Технология пламенно-индукционного нагрева стружки черных металлов в установках горячего брикетирования / О. М. Дьяконов, В. Ю. Середа // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 72–81. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-72-81>.

TECHNOLOGY OF FLAME-INDUCTION HEATING OF FERROUS METAL SHAVINGS IN HOT BRIQUETTING INSTALLATIONS

O. M. DYAKONOV, V. Ju. SEREDA, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: deaconco@mail.ru

As a result of the study of flame-induction heating of steel and cast iron shavings, optimal heating modes, dimensions of the furnace and the ratio of the sizes of its components (gas-flame and induction heaters) were established, which served as the basis for the development of a new heating technology, which ensures minimization of dimensions in comparison with known analogues, increasing the productivity and efficiency of the furnace. It has been established that at the stage of evaporation and removal of water vapor and light oil fractions from the chips in the temperature range of 100–550 °C until the optimal oil concentration of 1.5–3.0% is achieved, among all known methods of muffle heating, gas-flame heating is the most economical and productive heating, and subsequently, when heating a dehydrated porous mass of metal with a density of 1100–1700 kg/m³ to 850 °C – induction heating in an atmosphere of products of thermal sublimation and destruction of coolant. It is advisable to carry out induction heating with a current frequency of 2.0–2.4 kHz with a ratio of the lengths of the gas-flame and induction heating zones of 2.0–2.5 and the dimensions of the inductor (height to hole diameter) of 3.7–4.0. The degree of oxidation of hot-pressed briquettes corresponds to the initial oxygen content in the chips: for steel – 1.3–1.7%, for cast iron – 0.46–0.47%. The data obtained made it possible to develop a technology for flame-induction heating of ferrous metal shavings, as well as the design of a small-sized furnace with a specific productivity of 6500–9500 kg/m²·h and an efficiency of 40–45%.

Keywords. Ferrous metal shavings, hot briquetting, flame-induction heating, continuous muffle furnace, temperature, protective atmosphere, cutting fluid, thermal sublimation products, pyrolysis, carbon coating, briquette.

For citation. Dyakonov O. M., Sereda V. Ju. Technology of flame-induction heating of ferrous metal shavings in hot briquetting installations. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 72–81. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-72-81>.

Введение

Стружка черных металлов представляет собой вторичный ресурс современного литейного и металлургического производства, который в условиях непрерывного роста количества выпускаемой металлоемкой продукции в Республике Беларусь приобретает все большее значение. Горячее брикетирование стальной и чугунной стружки проводится с целью полного удаления смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) и получения металлургических брикетов, являющихся полноценными заменителями габаритного кускового лома, чушкового чугуна, литейно-шихтовых слитков. Переплав стружки без предварительной подготовки или с применением холодного брикетирования, как это предлагается в [1–3], неприемлем по причине большого угара, насыщения металла газами и другими вредными примесями, повышенного расхода электроэнергии, кислорода и ферросплавов. Возгонка и сжигание масляного компонента СОЖ многократно увеличивают выбросы теплоты и вредных веществ в атмосферу, требуют частой замены фильтров очистных сооружений. Высокое содержание влаги является причиной быстрого окисления металла при хранении. Загрязненность стружки отработанными маслами приводит к загрязнению транспортного оборудования и железнодорожных магистралей.

Горячее брикетирование стружки позволяет произвести плавку брикетов на индукционных печах и других плавильных агрегатах при минимальном угаре металла с максимальным выходом годного литья, снизить себестоимость литья при полном соблюдении экологических норм и требований СТБ 2026–2010 [4].

Цель работы состоит в определении и оптимизации режимов нагрева стальной и чугунной стружки, а также установлении размеров пламенно-индукционной муфельной печи, что послужило бы основой для разработки новой технологии нагрева, обеспечивающей по сравнению с известными аналогами минимизацию размеров, повышение производительности и КПД печи.

Оборудование, методики и результаты экспериментального исследования

В [5–7] рассмотрена схема вертикальной проходной муфельной печи для пламенно-индукционного нагрева стружки черных металлов и приведены результаты теоретического анализа этого процесса. Установлено, что при площади проходного сечения муфеля $0,15 \times 0,45 = 0,0675 \text{ м}^2$, толщине прогреваемого слоя 0,15 м и мощности газовой горелки 20 нмз/ч оптимальная производительность печи составляет 500 кг/ч. Для полного удаления воды из стружки и повышения производительности требуется увеличение высоты зоны газопламенного нагрева до 2,3 м. К этому параметру необходимо добавить высоту конуса (чаши) 0,4 м – участка перехода стружки из муфеля газопламенного нагревателя в муфель индуктора, а также высоту муфеля индуктора. Для подтверждения расчетных данных нами проведено экспериментальное исследование процесса нагрева при тех же условиях.

Нагрев стружки осуществляли в стальном коробе с отверстиями для выхода паров СОЖ в камерной печи SNOL 165/1200 (AB Umega). В рабочем пространстве печи температуру короба поддерживали постоянной, равной 900 °С. Изменение температуры стружки и кинетику удаления СОЖ определяли методом поэтапного нагрева. Температурный интервал нагрева с учетом предварительного подогрева в загрузочном устройстве составлял 20–800 °С. Температуру печного пространства печи измеряли с помощью хромель-алюмелевой термопары, встроенной в корпус печи, температуру стружки – с помощью пирометра Кельвин-1000, энергозатраты – по счетчику электроэнергии. В процессе нагрева в ограниченном пространстве короба создавалась защитная углеводородная атмосфера в результате термической возгонки масляного компонента СОЖ. Кинетику удаления СОЖ во времени определяли периодическим взвешиванием, т.е. весовым методом. По полученным значениям времени нагрева производили расчет параметров промышленной печи при практически полной идентификации условий и режимов нагрева в коробе и муфеле промышленной печи: равенство температур рабочего пространства, толщины прогреваемого слоя стружки и площади отверстий для выхода паров СОЖ.

Для определения состава дымовых газов использовали газоанализатор типа ПЭМ-2М, предназначенный для измерения массовой концентрации оксида углерода (CO), оксида азота (NO), диоксида азота (NO₂), диоксида серы (SO₂), метана (CH₄), объемной доли кислорода (O₂), диоксида углерода (CO₂). Газоанализатор ПЭМ-2М представляет собой многоблочный многоканальный прибор непрерывного действия. Для измерения массовой концентрации оксида азота, оксида углерода, диоксида азота, диоксида серы, метана и объемной доли диоксида углерода применяли оптико-абсорбционный метод в инфракрасной области спектра; для измерения объемной доли кислорода – электрохимический метод с помощью выносного измерительного модуля.

Образование коксообразных углеродных отложений (результат пиролиза углеводородных соединений) подтверждено электронно-микроскопическими и рентгенографическими исследованиями на лазерном растровом микроскопе ЛРЭМ-150В (Япония) с рентгеновской приставкой, позволяющей проводить точечный качественно-количественный анализ на любых участках поверхности (площадь 2×2 мкм). Для исследования химического состава стружки использовали стандартные методики по ГОСТ 22536.1-88, ГОСТ 17745-90.

В таблице приведены экспериментальные данные, полученные методом поэтапного нагрева, на рис. 1 показаны зависимости температуры стружки и концентрации СОЖ от времени нагрева и расстояния, пройденного в печи при ее производительности 500 кг/ч.

Т а б л и ц а

Марка материала	Измеряемые параметры	Время, мин											
		0	5	10	15	20	25	26,8	31,1	35	40	45	46,5
		I					II			III			
Сталь 45	$T, ^\circ\text{C}$	90	163	226	279	360	458	487	550	628	692	743	750
	$C_w, \%$	7,0	3,6	2,0	1,0	0	0	0	0	0	0	0	0
	$C_o, \%$	3,0	2,9	2,5	2,4	2,3	1,9	1,8	1,1	0,8	0,4	0	0
	$C, \%$	10,0	6,5	4,5	3,4	2,3	1,9	1,8	1,1	0,8	0,4	0	0
Чугун СЧ25	$T, ^\circ\text{C}$	70	129	188	216	261	345	392	495	675	788	817	820
	$C_w, \%$	7,0	4,3	3,7	2,7	0,9	0	0	0	0	0	0	0
	$C_o, \%$	3,0	2,9	2,8	2,6	2,5	2,4	2,2	1,5	0,9	0	0	0
	$C, \%$	10,0	7,2	5,5	4,3	3,4	2,4	2,2	1,5	0,9	0	0	0

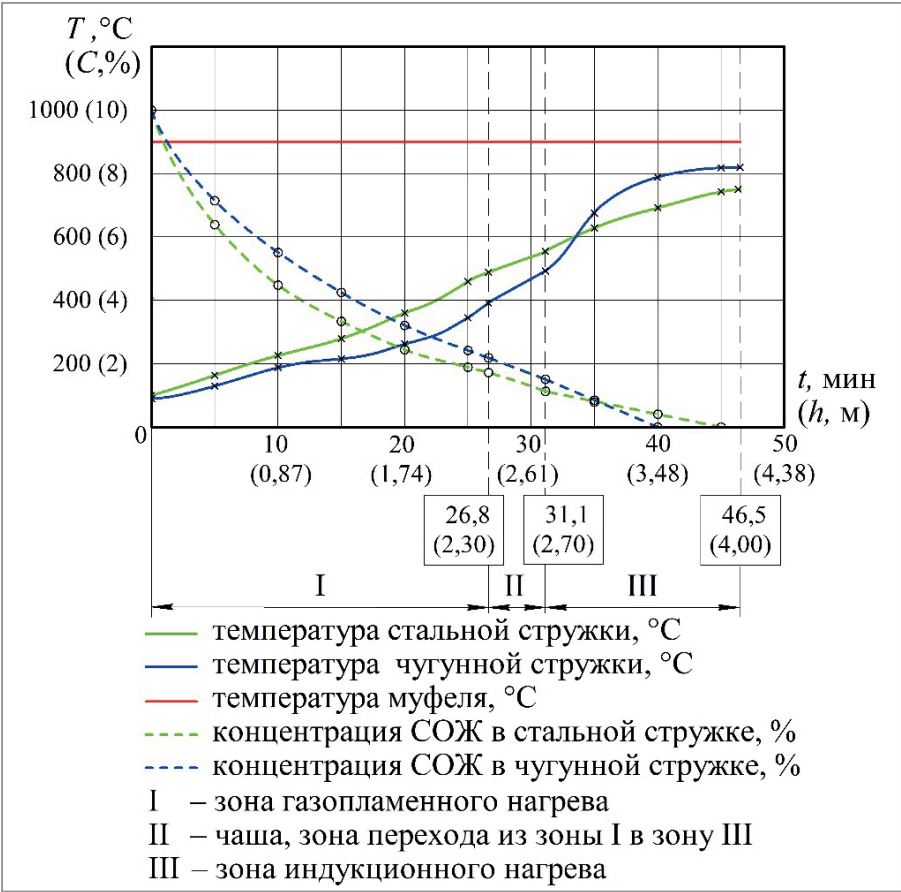


Рис. 1. Зависимость температуры стружки и концентрации СОЖ от времени нагрева и расстояния, пройденного в печи

Размеры короба – $150 \times 150 \times 450$ мм; плотность засыпки стальной стружки в короб – 900 кг/м^3 ; масса – 9,1 кг; плотность засыпки чугунной стружки – 1300 кг/м^3 , масса – 13,2 кг; исходное содержание СОЖ в стружке – $C = 10\%$ (вода – $C_w = 7\%$; масло И-20А – $C_o = 3\%$).

Процесс нагрева стружки в коробе в камерной электропечи имитировал процесс газопламенного нагрева в муфеле промышленной проходной печи (зона I). Из короба горячая стружка высыпалась в стальной муфель индуктора диаметром 300 мм и высотой 1300 мм (зона III) посредством конусной чаши высотой 400 мм (зона II).

Из таблицы и рисунка видно, что в зоне I интенсивность нагрева металла сдерживается процессами испарения воды и масла. В условиях ограниченного пространства в коробе образовавшийся газ продувает слой стружки под давлением, вытесняя воздух и создавая защитную углеводородную атмосферу, состав которой зависит от химического состава СОЖ. В состав газов входят угарный и углекислый газы, водород, углеводородные соединения, соединения азота, серы и фосфора, сажа и др. Избыточное давление и живучесть защитной атмосферы определяются величиной плотности газа, т.е. его необходимым и достаточным количеством в единице объема. Пары воды и масла выходят в топку печи через щелевые отверстия в крышке короба. При извлечении короба из печи, снятии крышки и засыпке горячей стружки в чашу и затем в муфель индуктора высвобождается значительное количество паров воды и масла. В муфеле индуктора стружка нагревается до конечной заданной температуры 800°C с высокой интенсивностью, однако в конце процесса градиент роста температуры снижается в связи с действующим ограничением температуры муфеля 900°C . В конце процесса происходит выравнивание температур столба стружки в его поперечных сечениях от периферии к центру за счет теплопроводности. Масло удаляется в полном объеме. Погрешность расчетных значений температуры на всех этапах процесса нагрева по сравнению с экспериментальными данными не превышает 7% .

Характерно, что в коробе (зона I) тонкая сливная стальная стружка нагревается быстрее, чем чугунная стружка надлома, а в индукторе (зона III) наоборот, нагрев чугунной стружки протекает с большей интенсивностью. Объясняется это различием толщины частиц и насыпной плотности стальной и чугунной стружки. В индукторе плотность и масса засыпки чугунной стружки больше.

Индукционный нагрев стружки главным образом осуществляется за счет прямого контактного теплообмена со стенками горячего муфеля, а также радиационного и конвективного теплообмена с газами в пространстве муфеля, что особенно эффективно при нагреве парамагнитных и немагнитных материалов, входящих в состав металлургических композитов. Металлические частицы, помимо прямого контакта с нагретым муфелем, подвержены также электромагнитному воздействию. Эффективность индукционного нагрева повышается экспоненциально по мере удаления СОЖ и уплотнения стружки. С целью повышения эксплуатационной стойкости и во избежание скин-эффекта муфель индуктора целесообразно изготавливать из парамагнитной аустенитной жаропрочной стали 20Х23Н18. В этом случае в индукторе он будет нагреваться равномерно по всему объему.

Плотность паров масла в индукторе достигает своего наивысшего значения. При повышенных температурах интенсифицируется также процесс пиролиза углеводородных соединений. Углеродное покрытие защищает металл от окисления как в процессе нагрева, так и на выходе из печи, вплоть до получения и охлаждения брикета. Помимо защитных функций, оно выполняет роль эффективной смазки в процессе горячего прессования [4, с. 179–184].

КПД пламенно-индукционной печи рассчитывается по формуле:

$$\eta = \frac{A}{Q} = \frac{A_1 + A_2}{Q} = \eta_1 \frac{Q_1}{Q} + \eta_2 \frac{Q_2}{Q} = \eta_1 k_1 + \eta_2 k_2,$$

где A – полезная энергия, кДж; Q – полная энергия, затраченная на нагрев стружки, кДж; A_1, A_2 – полезная энергия, затраченная на нагрев стружки в зонах газопламенного и индукционного нагрева соответственно, кДж; Q_1, Q_2 – полная энергия, затраченная в этих зонах, кДж; η_1, η_2 – КПД печи в зонах газопламенного и индукционного нагрева соответственно; k_1, k_2 – доли в балансе энергозатрат газопламенного и индукционного нагрева.

Оптимальное соотношение протяженности зон газопламенного и индукционного нагрева (временных интервалов) определяли по достижении минимума энергозатрат. При этом выдерживали принцип предотвращения окисления частиц металла. Установлено, что доля энергозатрат в зонах газопламенного и индукционного нагрева находится в пределах $k_1 = 0,6\text{--}0,7$ и $k_2 = 0,3\text{--}0,4$. КПД печи в этих зонах $\eta_1 = 24\text{--}26\%$ и $\eta_2 = 70\text{--}75\%$. КПД печи в целом $\eta = 40\text{--}45\%$. При сгорании в топке масляного компонента СОЖ КПД печи возрастает пропорционально количеству сгоревшего масла.

По результатам теоретического и экспериментального исследований зависимости температуры нагрева стальной и чугунной стружки и КПД печи, а также процентного содержания и состава вододисперсионной СОЖ от производительности печи и времени нагрева установлено, что на этапе испарения и удаления из стружки паров воды и легких фракций масла в интервале 100–550 °С до момента достижения оптимальной концентрации масла 1,5–3,0 % среди всех известных способов нагрева наиболее экономичным и производительным является газопламенный нагрев. При нагреве обезвоженной пористой массы металла плотностью 1100–1700 кг/м³ до температуры 850 °С наиболее эффективен индукционный нагрев с частотой тока 2,0–2,4 кГц. Оптимальное соотношение протяженностей зон газопламенного и индукционного нагрева – 2,0–2,5, размеров индуктора (высоты к диаметру отверстия) – 3,7–4,0 удельной производительностью 6500–9500 кг/м²·ч.

По результатам экспериментального исследования влияния условий и режимов муфельного нагрева на формирование состава и свойств стальной и чугунной стружки установлено протекание процессов возврата и частичной рекристаллизации металла при температурах неполной горячей деформации 700–850 °С, сопровождаемых снижением прочностных характеристик металла в 6–7 раз, полной очисткой твердых частиц от масляных загрязнений и СОЖ. При плотности углеводородов и продуктов их распада в муфеле 15–25 кг/м³ металлические частицы стружки полностью защищены от окисления. Для поддержания избыточного давления в муфеле суммарная площадь щелевых отверстий в стенке муфельной трубы не должна превышать 3–5 % площади ее поперечного проходного сечения. Степень окисленности горячепрессованных брикетов соответствует исходному содержанию кислорода в стружке: у стальной – 1,3–1,7 %, чугунной – 0,46–0,47 %.

Технология и оборудование пламенно-индукционного нагрева стружки черных металлов

С целью повышения производительности нами разработана конструкция малогабаритной печи с П-образным муфелем и тремя газовыми горелками (рис. 2). По сравнению с рассмотренным выше прямоугольным профилем (0,15×0,45 м) площадь проходного сечения муфеля увеличена в 2,3 раза при толщине прогреваемого слоя стружки 0,15 м. Производительность печи увеличена в 3 раза и составляет 1,5 т/ч.

Печь состоит из головки 5, газопламенного 6 и индукционного 7 нагревателей, муфелей 8, 9, чаши 10, трех вертикальных шнеков 11, трех узлов газа 12 с тремя дутьевыми горелками 13 мощностью 20 мВт/ч каждая, затвора 14, труб 15 для отвода дымовых газов в установку мокрой очистки, обезвреживания и утилизации. Корпус печи изготовлен из стальных уголков и стального листа, выложен изнутри шамотным кирпичом, изолирован листовым асбестом.

Дробленая стружка (размер фракций до 20 мм) с помощью ковшового элеватора загружается в бункер 1. Горизонтальные шнековые питатели 2 подают стружку в головку 5 печи и сбрасывают ее в вертикальную П-образную муфельную трубу 8. Стружка перемещается в трубе под действием собственного веса, при этом шнеки 11 предотвращают ее зависание.

Процесс нагрева стружки делится на два этапа: предварительный нагрев в зоне газопламенного нагрева до 450–550 °С и окончательный нагрев в муфеле индуктора до температуры прессования 700–850 °С. На этапе предварительного нагрева вода из шихты удаляется в полном объеме, а масло (в основном его легкие фракции) – до 30 %.

В муфеле газопламенного нагревателя продукты испарения СОЖ проходят через слой шихты как через постоянно обновляемый фильтр вплоть до их выпуска в топку печи через щелевые отверстия в стенках муфельной трубы. Термическое разложение, фильтрация газообразных продуктов сокращают общий объем газовыделений, упрощая задачу их обезвреживания и утилизации.

В пламени газовых горелок пары масла сгорают как дополнительное топливо совместно с природным газом. Сжигание масла интенсифицируется вдуванием в топку горячего воздуха. Масло обладает высокой теплотворной способностью, повышает КПД печи, снижает расход природного газа (до 30 %) и, таким образом, в значительной степени способствует повышению экономической эффективности установки горячего брикетирования стружки.

Принятая U-образная схема перемещения дымовых газов улучшает условия теплообмена, способствует снижению перепада температур по высоте зоны газопламенного нагрева. В топке печи (800–1200 °С) образуется завеса перегретого пара в результате испарения водной составляющей СОЖ. Дымовые газы проходят эту завесу, взаимодействуя с активными молекулами пара, а также с молекулами кислорода горячего воздуха, вдуваемого в печь для сжигания паров масла, при этом газы очищаются от твердых частиц сажи и практически полностью вступают в реакцию окисления (дожигания) оксида углерода.

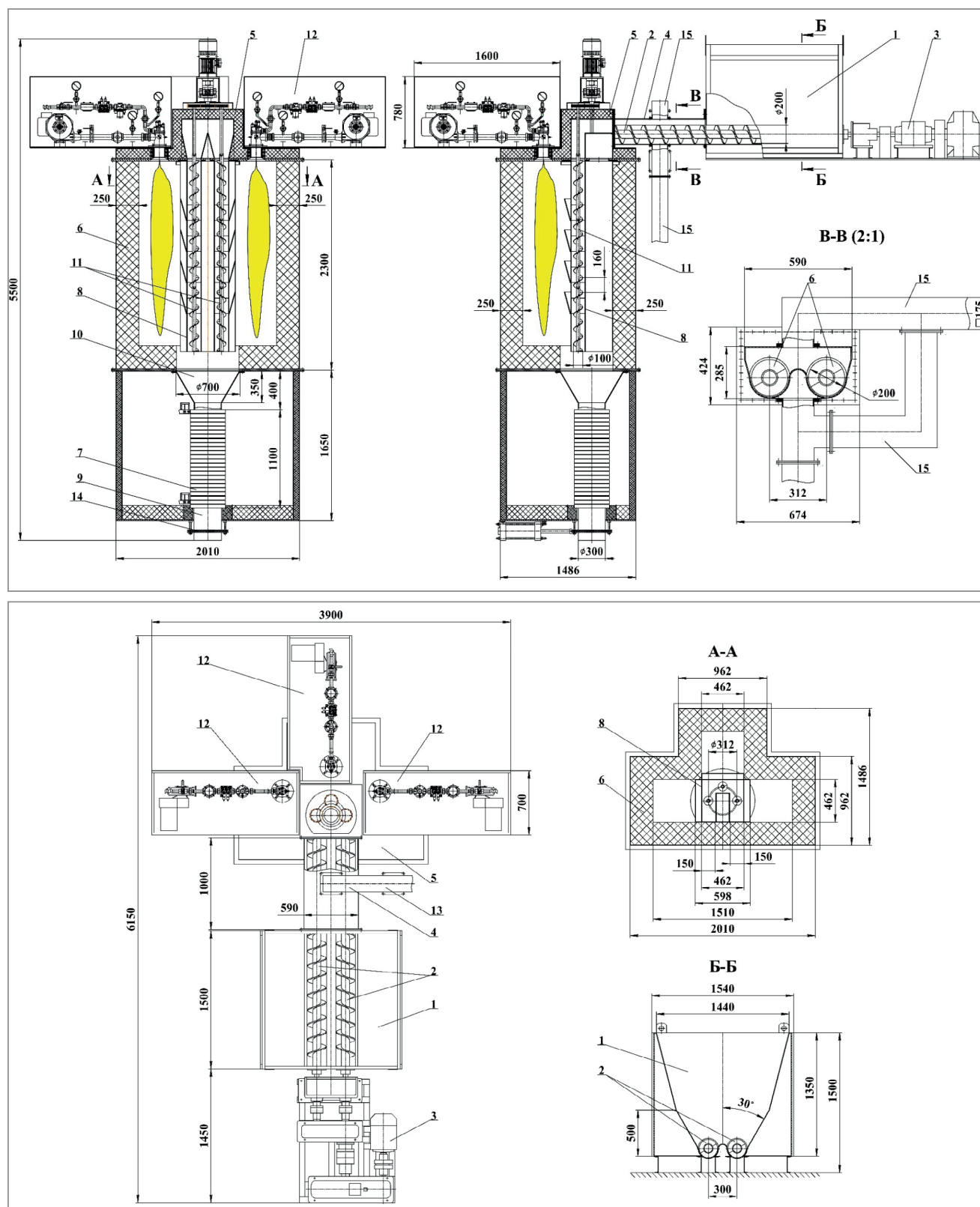


Рис. 2. Проходная муфельная печь с П-образным муфелем

Из П-образного муфеля 8 стружка сбрасывается в чашу 10, которая представляет собой неотъемлемую часть топки печи, куда поступает нагретый воздух. Стружка разрыхляется, высвобождая значительное количество энергии в виде паров воды и масла. Пары масла сгорают, повышая температуру топочного пространства. Образовавшийся поток газов выходит в канал между стенками муфеля, обогревая его с противоположных от горелок сторон. Это создает условия для равномерного прогрева стружки по сечению муфеля.

В муфель 9 индуктора стружка поступает при полном отсутствии воды, содержание масла не превышает 3 %. Термической возгонке подвергаются остатки тяжелых углеводородов. Таким образом, создаются условия для окончательного высокопроизводительного и высокоэффективного индукционного нагрева металла. Благодаря наличию контактов между частицами металла с повышенным электросопротивлением плотная металлическая сердцевина муфеля нагревается со скоростью, превышающей скорость нагрева компактного металла. Вместе с тем габариты индуктора ограничены затратами электроэнергии, которые находятся в квадратичной зависимости от числа витков. Мощность индуктора ограничена температурой нагрева муфеля, от которой зависит его эксплуатационная стойкость. Рабочая температура стального муфеля не должна превышать 900 °С. Применение индукционного нагрева в сочетании с предварительным газопламенным обеспечивает достижение заданной температуры нагрева шихты при наименьших затратах энергии. Печь, построенная по такому принципу, обладает наименьшими габаритами и наивысшей производительностью. Температура стружки регулируется автоматически в зависимости от заданной температуры на выходе из печи.

На рис. 3 показана технологическая схема горячего брикетирования стружки черных металлов. Технологический процесс включает в себя следующие технологические операции:

- сепарирование стружки и шламов с целью удаления концевых отходов и других твердых предметов (резцов, болтов, гаек, брусков абразива и пр.), мокрую магнитную сепарацию и механический отжим шламов, дробление шламовых брикетов в порошок, дробление стальной стружки;
- приготовление шихты смешиванием компонентов;
- пламенно-индукционный нагрев шихты до температуры неполной горячей деформации (700–850 °С) в защитной атмосфере продуктов термической возгонки масляного компонента СОЖ;
- подачу и засыпку шихты в пресс-форму при минимальных потерях теплоты (не более 50 °С);
- брикетирование на гидравлическом прессе горизонтального исполнения под давлением 470–500 МПа.

Шлифовальные шламы перед брикетированием совместно со стружкой подвергаются мокрой магнитной сепарации и механическому отжиму от остатков влаги. Плотность горячепрессованных брикетов достигает 90–95 % плотности компактного материала того же химического состава. Технологический процесс включает в себя также очистку, обезвреживание и утилизацию теплоты уходящих дымовых газов.

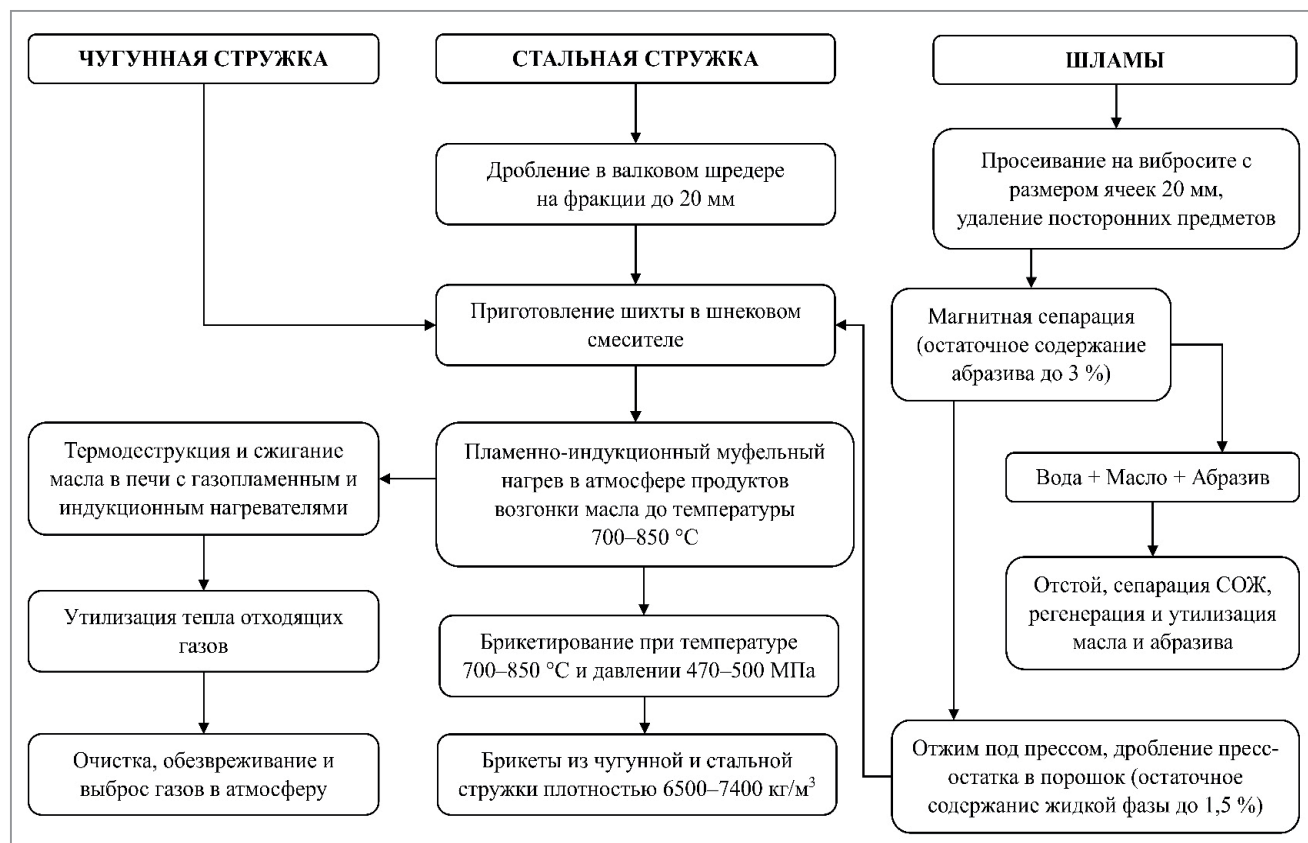


Рис. 3. Технологическая схема горячего брикетирования стружки черных металлов

На рис. 4 показана технологическая схема пламенно-индукционного нагрева стружки черных металлов в собственной защитной атмосфере продуктов термической возгонки СОЖ. Технологический процесс включает в себя тепло- и массоперенос, сопровождаемые термохимическими превращениями СОЖ.

В установке горячего брикетирования нагревательная печь и выпускная горловина муфеля располагаются непосредственно над приемным бункером гидравлического пресса горизонтального исполнения. Потери теплоты при выходе из печи вплоть до подачи в пресс-форму не превышают 50 °С.

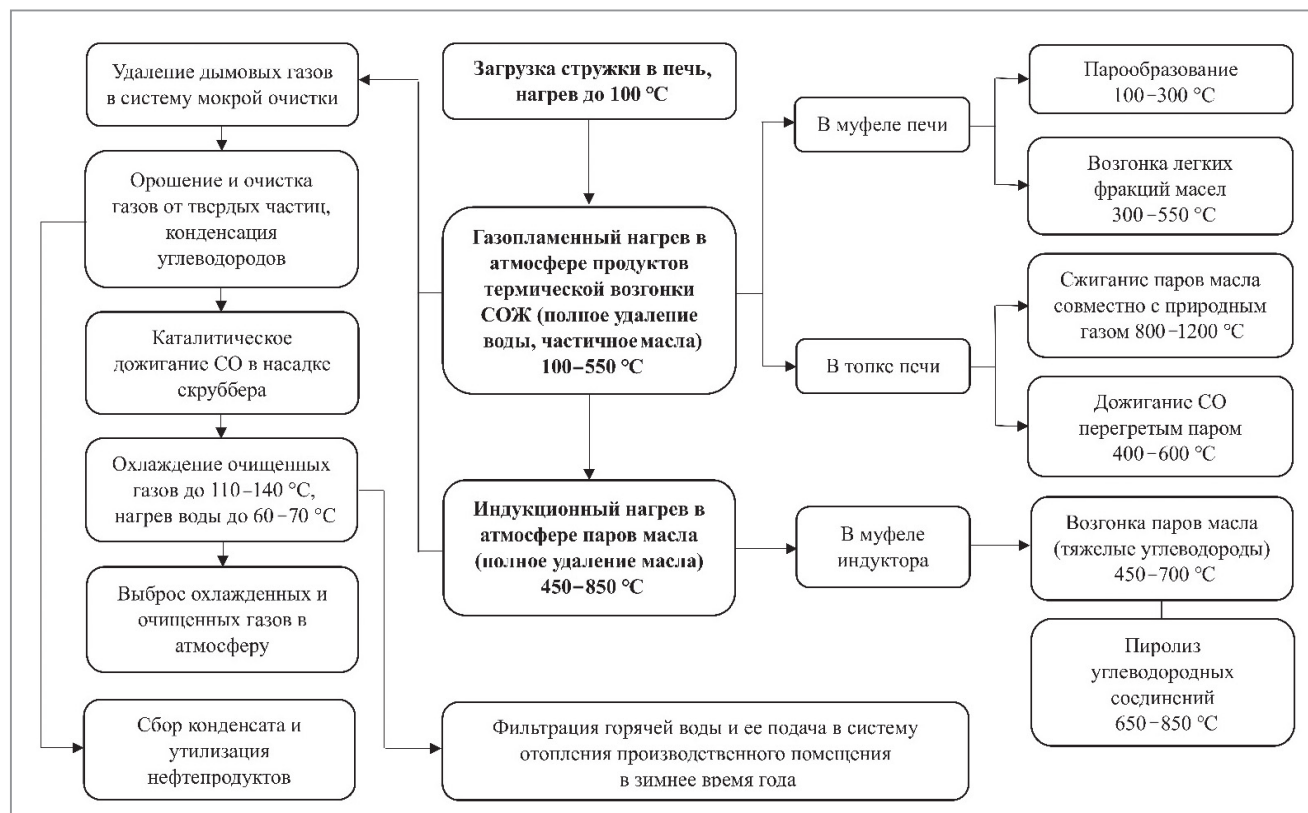


Рис. 4. Технологическая схема пламенно-индукционного нагрева стружки черных металлов

Система мокрой очистки дымовых газов

Система мокрой газоочистки показана на рис. 5. Ее суть заключается в смачивании и коагуляции пылевых частиц или поглощении газов жидкими реагентами (принцип сорбции). Главное преимущество способа состоит в возможности уловить частицы размером 3–5 мкм. Коэффициент очистки достигает значения 99 %, аэрозоли улавливаются до 99,9 %. В качестве сорбентов в насадке скруббера используются сода, суспензия извести, соединения аммиака, суспензия доломита, кальцинированная вода, карбонат натрия и др. Эти соединения связывают вредные вещества в солевые образования. Для каждой СОЖ выбор сорбентов и технологии очистки индивидуальный.

Система работает следующим образом. Газы выходят из головки печи и далее по трубам с помощью дымососа направляются в скруббер Вентури. В трубе Вентури вода орошает газы в противотоке. В насадке скруббера остатки СО дожигаются в присутствии хромоникелевого катализатора (каталитическое дожигание). Сажистый углерод (сажа) и другие твердые частицы не преодолевают водный заслон, оседают в насадке, смываются и вместе с водой удаляются в канал сточной воды. На дне канала образуется осадок в виде шлама. Газообразные остатки углеводородов конденсируются и скапливаются на поверхности воды в виде масла.

Очищенные и охлажденные газы (CO_2 и H_2O) преодолевают гидравлическое сопротивление водного заслона скруббера и механическое сопротивление насадок под действием тяги дымососа, выбрасываются через трубу в атмосферу. Температура газов понижается до 110–140 °С, вода нагревается до 60–70 °С.

Сбор масла с поверхности воды в канале осуществляется с помощью плавающего поплавка насосной установки. Масло отправляется на нефтеперерабатывающий завод или используется в собственном производстве для приготовления СОЖ. Порошкообразный осадок (сажистый углерод) используется в металлургических брикетах. Чистка канала производится по мере накопления осадка (25–30 % объема).

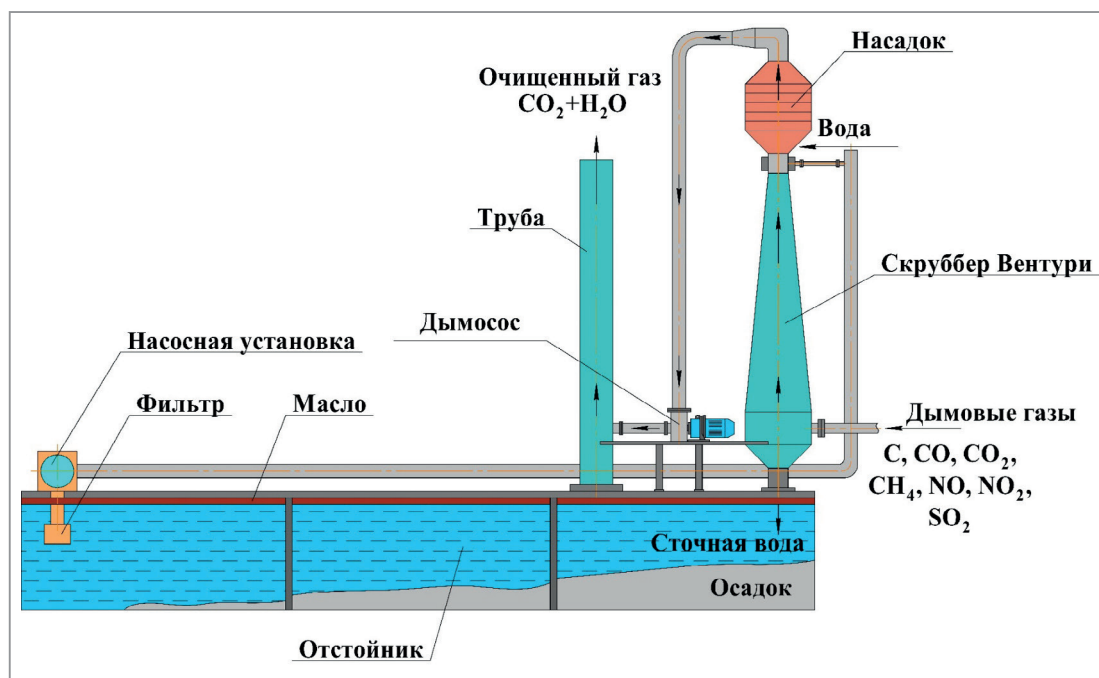


Рис. 5. Система мокрой очистки дымовых газов

При необходимости чистая отфильтрованная вода (40–60 °С) из третьего отсека канала с помощью насосной станции направляется в радиаторы отопления цеха в зимнее время года. Возврат воды в канал и поддержание ее уровня производится автоматически. Компенсация потерь воды (приблизительно 2 м³/ч, главным образом из-за испарения в скруббере) производится из общей системы водоснабжения завода.

Выводы

1. В результате проведенного теоретического и экспериментального исследования пламенно-индукционного нагрева стальной и чугунной стружки установлены оптимальные режимы нагрева, габариты печи и соотношение размеров ее составных частей (газопламенного и индукционного нагревателей), что послужило основой для разработки новой технологии нагрева, обеспечивающей по сравнению с известными аналогами минимизацию размеров, повышение производительности и КПД печи. Установлено, что на этапе испарения и удаления из стружки паров воды и легких фракций масла в интервале температур 100–550 °С до момента достижения оптимальной концентрации масла 1,5–3,0% среди всех известных способов муфельного нагрева наиболее экономичным и производительным является газопламенный нагрев, а в дальнейшем при нагреве обезвоженной пористой массы металла плотностью 1100–1700 кг/м³ до 850 °С – индукционный нагрев в атмосфере продуктов термической возгонки и деструкции СОЖ. Индукционный нагрев целесообразно проводить с частотой тока 2,0–2,4 кГц при соотношении протяженности зон газопламенного и индукционного нагрева 2,0–2,5 и размеров индуктора (высоты к диаметру отверстия) 3,7–4,0. Полученные данные позволили разработать конструкцию малогабаритной печи удельной производительностью 6500–9500 кг/(м²·ч) и КПД 40–45%.

2. По результатам экспериментального исследования влияния условий и режимов муфельного нагрева на формирование состава и свойств стальной и чугунной стружки установлено протекание процессов возврата и частичной рекристаллизации металла при температурах неполной горячей деформации 700–850 °С, сопровождаемых снижением прочностных характеристик металла в 6–7 раз, полной очисткой твердых частиц от масляных загрязнений и СОЖ. При плотности углеводородов и продуктов их распада в муфеле 15–25 кг/м³ металлические частицы стружки полностью защищены от окисления. Для поддержания избыточного давления в муфеле суммарная площадь щелевых отверстий в стенке муфельной трубы не должна превышать 3–5% площади ее поперечного проходного сечения. Степень окисленности горячепрессованных брикетов соответствует исходному содержанию кислорода в стружке: у стальной – 1,3–1,7%, чугунной – 0,46–0,47%.

3. Разработаны технология и оборудование пламенно-индукционного нагрева стружки черных металлов, включая системы мокрой очистки, обезвреживания и утилизации теплоты дымовых газов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ровин, С.Л. Рециклинг металлоотходов в ротационных печах / С.Л. Ровин. – Минск: БНТУ, 2015. – 382 с.
2. Переработка стружки черных металлов / С.Л. Ровин [и др.] // Литье и металлургия. – 2017. – № 4. – С. 94–101.
3. Дьяконов, О.М. Комплексная переработка стружки и металлосодержащих шламов / О.М. Дьяконов. – Минск: Технология, 2012. – 262 с.
4. Дьяконов, О.М. Моделирование процесса нагрева стружко-порошковых дисперсий черных металлов в проходной муфельной печи горячего брикетирования. Сообщение 1 / О.М. Дьяконов, А.А. Литвинко, В.Ю. Середа // Литье и металлургия. – 2022. – № 2. – С. 59–67.
5. Дьяконов, О.М. Моделирование процесса нагрева стружко-порошковых дисперсий черных металлов в проходной муфельной печи горячего брикетирования. Сообщение 2 / О.М. Дьяконов, А.А. Литвинко, В.Ю. Середа // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 70–82.
6. Дьяконов, О.М. Моделирование процесса нагрева стружко-порошковых дисперсий черных металлов в проходной муфельной печи горячего брикетирования. Сообщение 3 / О.М. Дьяконов, А.А. Литвинко, В.Ю. Середа // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 84–93.

REFERENCES

1. Rovin S.L. *Recikling metalloothodov v rotacionnyh pechah* [Recycling of metal waste in rotary furnaces]. Minsk, BNTU Publ., 2015, 382 p.
2. Rovin S.L., Rovin L.E., Zayac T.M., Valickaya O.M. *Pererabotka struzhki chernyh metallov* [Recycling of ferrous metal shavings]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 4, pp. 94–101.
3. D'yakonov O.M. *Kompleksnaya pererabotka struzhki i metallosoderzhashchih shlamov* [Complex processing of shavings and metal-containing sludge]. Minsk, Tekhnologiya Publ., 2012, 262 p.
4. Dyakonov O.M., Litvinko A.A., Sereda V.Y. *Modelirovanie processa nagreva struzhko-poroshkovykh dispersij chernyh metallov v prohodnoj mufel'noj pechi goryachego briketirovaniya. Soobshchenie 1* [Modeling of the process of heating of chippowder dispersions of ferrous metals in the passthrough muffle furnace of hot briquetting. Message 1]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 59–67.
5. Dyakonov O.M., Litvinko A.A., Sereda V.Y. *Modelirovanie processa nagreva struzhko-poroshkovykh dispersij chernyh metallov v prohodnoj mufel'noj pechi goryachego briketirovaniya. Soobshchenie 2* [Modeling of the process of heating of chippowder dispersions of ferrous metals in the passthrough muffle furnace of hot briquetting. Message 2]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 70–82.
6. Dyakonov O.M., Litvinko A.A., Sereda V.J. *Modelirovanie processa nagreva struzhko-poroshkovykh dispersij chernyh metallov v prohodnoj mufel'noj pechi goryachego briketirovaniya. Soobshchenie 3* [Modeling of the process of heating of chip-powder dispersions of ferrous metals in the pass-through muffle furnace of hot briquetting. Message 3]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 84–93.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-82-87>
УДК 539.2

Поступила 26.03.2024
Received 26.03.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР НА ПОВЕРХНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Ti-C – СМЕСОВАЯ ТКАНЬ

*А. Г. АНИСОВИЧ, Институт прикладной физики НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 16. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru
М. И. МАРКЕВИЧ, И. П. АКУЛА, Н. М. ЧЕКАН, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10
Е. Н. ЩЕРБАКОВА, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65*

Продemonстрирован метод формирования композиционного материала, заключающегося в том, что на одну сторону смесовой ткани 07С11-КВ (производство ОАО «Моготекс») наносили титан, а на другую сторону – углерод. Проведены испытания полученного материала в климатической камере при $-20 \dots -40$ °С. Показано, что разработанный композиционный материал хорошо выдерживает пониженные температуры, не наблюдается дополнительной деформации композиционного материала и дефектов структуры. Данный композиционный материал может быть рассмотрен как перспективный для специальных применений в условиях пониженных температур (антистатических, поглощающих СВЧ излучение, биомедицинских).

Ключевые слова. Смесовая ткань, алмазоподобный углерод, титан, климатические испытания.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Исследование влияния низких температур на поверхность композиционного материала Ti-C – смесовая ткань / А. Г. Анисович, М. И. Маркевич, И. П. Акула, Н. М. Чекан, Е. Н. Щербакова // *Литье и металлургия*. 2024. № 2. С. 82–87. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-82-87>.

INVESTIGATION OF LOW TEMPERATURE EFFECTS ON THE SURFACE OF Ti-C COMPOSITE MATERIAL – TEXTILE BLEND

*A. G. ANISOVICH, Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 16, Akademicheskaya str. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru
M. I. MARKEVICH, I. P. AKULA, N. M. CHEKAN, Physical-Technical Institute of the National Academy of
Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str.
E. N. SHCHERBAKOVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.*

A method for the formation of a composite material is demonstrated, which involves applying titanium to one side of the textile blend 07S11-KV (produced by OJSC “Mogotex”) and carbon to the other side of the fabric. Tests were conducted on the obtained material in a climatic chamber at temperatures ranging from -20 °C to -40 °C. It is shown that the developed composite material withstands low temperatures well, with no additional deformation of the composite material or structural defects observed. This composite material can be considered as promising for special applications in low-temperature conditions (antistatic, microwave absorbing, biomedical).

Keywords. Textile blend, diamond-like carbon, titanium, climatic testing.

For citation. Anisovich A. G., Markevich M. I., Akula I. P., Chekan N. M., Shcherbakova E. N. Investigation of low temperature effects on the surface of Ti-C composite material – textile blend. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 2, pp. 82–87. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-82-87>.

Введение

В Республике Беларусь разработка и производство текстиля, обладающего специальными свойствами, является приоритетным и инновационным направлением. Значимость приобретают разработки технического текстиля на основе отечественного сырья [1, 2]. В настоящее время уделяется большое внимание формированию комбинированных текстильных материалов для различных применений. Представляют интерес радиопоглощающие и бактерицидные свойства таких материалов. В последнее время

активно изучаются антибактериальные свойства алмазоподобных пленок на текстильных материалах. В [3] исследовали антибактериальные свойства DLC-пленки против двух типов бактерий (*Staphylococcus aureus* и *Klebsiella pneumoniae*) с помощью стандартной методики оценки Международной организации по стандартизации (ISO) 20743. Результаты показали, что такие покрытия могут подавлять рост активных бактерий и использоваться в биомедицинских целях.

В [4–7] подробно рассмотрены, в частности, морфология поверхности и радиопоглощающие свойства композиционных материалов на основе различных тканей с металлизированными покрытиями. При этом важно знать и устойчивость таких материалов к низким температурам [8]. Эти материалы могут создаваться на основе смесовых тканей, которые состоят из натуральных и синтетических волокон и сочетают в себе высокую воздухопроницаемость, гигроскопичность, низкую усадку, несминаемость, прочность и износостойкость.

Цель данной работы – синтез, исследование морфологии поверхности композиционного материала на основе смесовой ткани, модифицированной кластерами углерода и титана при последующих климатических испытаниях при низких температурах.

Материалы и методики эксперимента

Объект исследования – смесовая ткань (полиэстр+хлопковое волокно) 07C11-KB (производство ОАО «Моготекс»), состав – 30–40 % хлопка, остальное – полиэстр.

Модификацию тканей проводили кластерами титана с одной стороны и кластерами углерода с другой.

Формирование покрытий углерода и титана выполняли гибридным методом, основанном на разложении молекул углеводородного газа высокотокковым импульсом катодно-дугового разряда в вакууме. Для осаждения АПУ покрытия использовали установку УВНИПА-1-002, оборудованную двумя источниками дуговой плазмы и четырьмя ионно-лучевыми источниками с анодным слоем типа «Радикал». После откачки вакуумной камеры до остаточного давления порядка $5 \cdot 10^{-3}$ Па для удаления с поверхности ткани следов органических загрязнений выполняли ионно-лучевую очистку (ИЛО) поверхности ионами аргона при следующих параметрах работы ионных источников: давление аргона – $1,5 \cdot 10^{-2}$ Па, ускоряющее напряжение – 1,5–2,0 кВ, ускоряющий ток – 20–40 мА, время обработки – 20 мин. В процессе проводили визуальный контроль общего состояния образцов через смотровые окна вакуумной камеры с целью предотвратить возможный их перегрев и деформацию (оплавление). Предварительно перед формированием покрытий поверхность ткани обрабатывали высокоэнергетическими ионами аргона для удаления органических загрязнений в течение 15 мин при следующих параметрах: давление аргона в вакуумной камере – порядка $3,7 \cdot 10^{-2}$ Па, ускоряющее напряжение – 2 кВ, ионный ток – 20 мА, время очистки – 15 мин. Толщина углеродного покрытия составила приблизительно 0,8–1,2 мкм.

После нанесения покрытия углерода технологическую оснастку с образцами тканей устанавливали в вакуумную камеру установки УВНИПА-1-001. Установка формирует металлическую плазму с помощью источников стационарной металлической плазмы. Так как образцы в процессе перемещения между вакуумным оборудованием могли подвергнуться загрязнению поверхности посторонними веществами, то после вакуумирования на установке УВНИПА-1-01 проводили ионно-лучевую обработку ионами аргона с помощью источника ионов «Радикал» в течение 3 мин при следующих параметрах: давление аргона – $1,8 \cdot 10^{-2}$ Па, ускоряющее напряжение – 2 кВ, ток – 30 мА.

При нанесении покрытия из титана использовали дуговой источник (ток дуги 55А) в режиме сепарации плазмы. Поскольку температура покрытия при его формировании на поверхности ткани может достигать нескольких сотен градусов Цельсия, то процесс осуществляли путем чередования периодов работы источника плазмы (1 мин) и паузы для охлаждения ткани (1 мин). Толщина покрытия титана составила примерно 0,5 мкм.

Испытания при низких температурах выполняли в климатической камере СМ-70/150–80 ТВХ. Образцы подвергали температурному воздействию при температурах –20, –30 и –40 °С в течение 6 ч; влажность составляла 50 %.

Для исследования структуры образцов использовали инвертированный металлографический микроскоп МИ-1; способ контрастирования – темнопольное освещение. Образцы ткани целиком укладывали на предметный столик микроскопа. Для исследования выбирали участок в центре образца, наилучшим образом выполнявший условия по резкости изображения. Метод исследования в темном поле основан на освещении объекта полым конусом света, что достигается однократным прохождением света через оптическую

систему микроскопа с отражением от параболического зеркала. Таким образом, центральные лучи конуса падающего света не попадают на образец, а изображение формируется наклонными лучами. При этом в объектив попадает только свет, отраженный от наклонных участков образца: границ зерен и фаз, различных включений, неплоскостных участков неметаллических материалов. Изображение структуры воспринимается как обратное тому, которое наблюдается при освещении в светлом поле: детали структуры, которые были темными при светлословном освещении, в «темном поле» ярко освещены. Темнопольное освещение позволяет расширить возможности металлографического микроскопа в исследовании неметаллических объектов. Неровную поверхность в светлом поле можно практически не увидеть в связи с сильным рассеянием света. Освещение в темном поле зрения дает исключительно контрастные изображения при большой разрешающей способности объектива; также сохраняется натуральный вид окрашенных объектов [9].

Результаты и их обсуждение

Ткань в исходном состоянии без покрытия имеет полотняное переплетение (рис. 1), наиболее распространенное из всех ткацких переплетений. В этом переплетении основные нити (через одну) перекрываются уточными нитями, поэтому ткани полотняного переплетения наиболее прочны [10, 11]. Лицевая и изнаночная стороны ткани имеют одно и то же строение (рис. 1, а). Раппорт переплетения по основе и утку равен двум. Наблюдается некоторое разволокнение нитей (рис. 1, б), в большей степени за счет волокон хлопка. Структура отдельных волокон показана на рис. 1, в. Волокна хлопка 1 имеют характерный рельеф. Волокно полиэстера 2 гладкое, края волокна подсвечиваются за счет отражения света от наклонной поверхности в темном поле. Диаметр волокон полиэстера составляет порядка 13 мкм, хлопка – ~21 мкм.

На рис. 2, 3 представлена морфология поверхности композиционного материала с каждой из сторон после нанесения покрытий. Дополнительного разволокнения не наблюдается (рис. 2, а, б, рис. 3, а, б). Поверхность образцов неоднородна. На всех снимках видна диффузия (через отверстия в переплетениях) наносимых элементов на другую сторону. Так, на стороне, где наносили углерод, имеются филаменты,

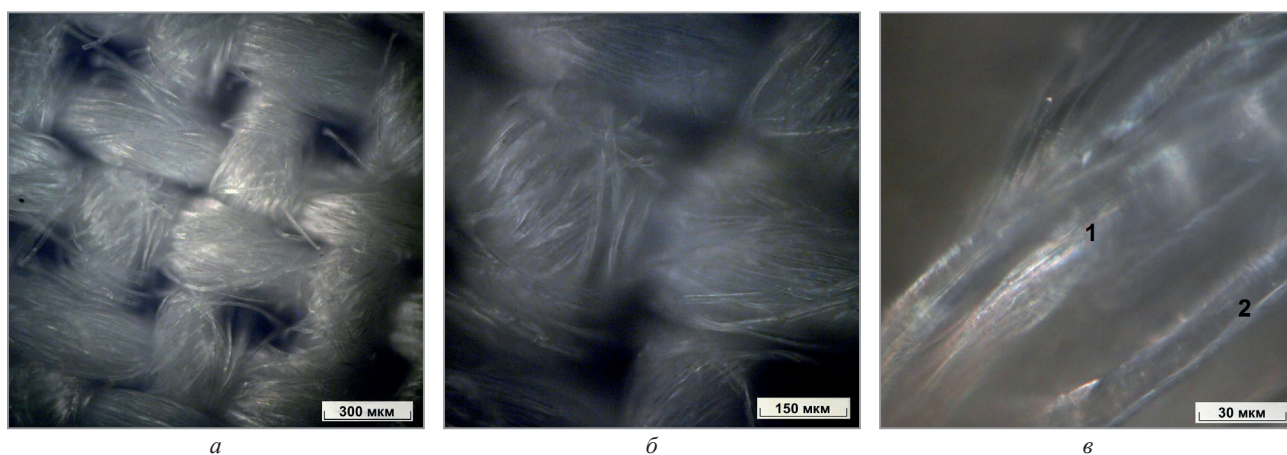


Рис. 1. Смесовая ткань в исходном состоянии при различных увеличениях

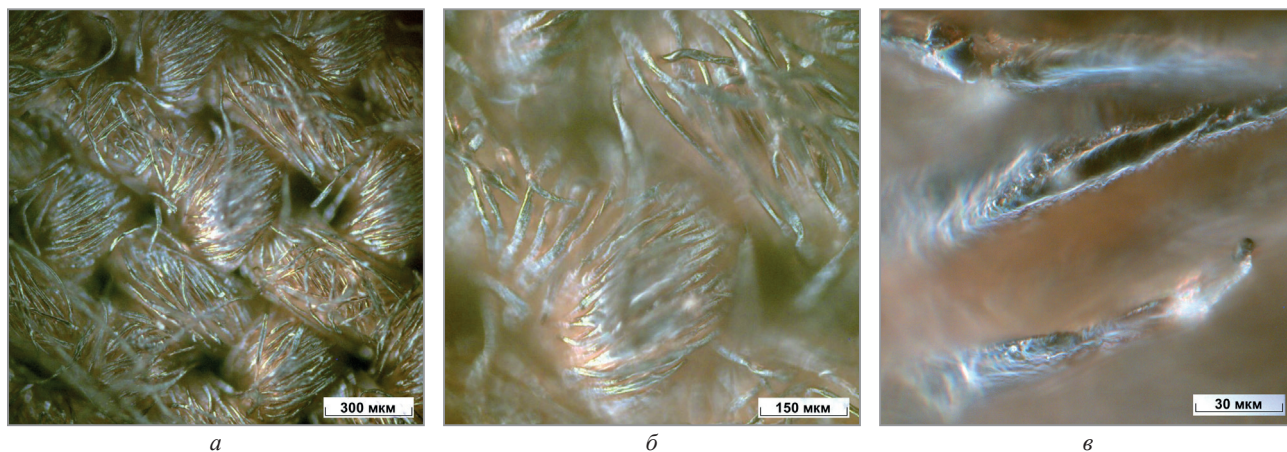


Рис. 2. Поверхность ткани после нанесения углеродного покрытия

покрытые титаном поверх покрытия углерода. Такое же явление наблюдается и с обратной стороны. На поверхности, сформированной углеродом, наблюдается капельная фаза (рис. 2, в); на покрытии титана капельная фаза отсутствует (рис. 3, в). На поверхности волокон, покрытых титаном, наблюдаются интерференционные явления (рис. 3, в).

После климатических испытаний во всем исследованном интервале температур поверхность ткани не претерпевает существенных изменений. На рис. 4, 5 показана структура волокон ткани с покрытием поле испытаний при -40°C . На поверхности волокон не наблюдается изменений структуры покрытия, нарушений сплошности или отслоения металлизированного слоя. Также отсутствует деформация композиционного материала. На поверхности титанового покрытия интерференционные явления отсутствуют.

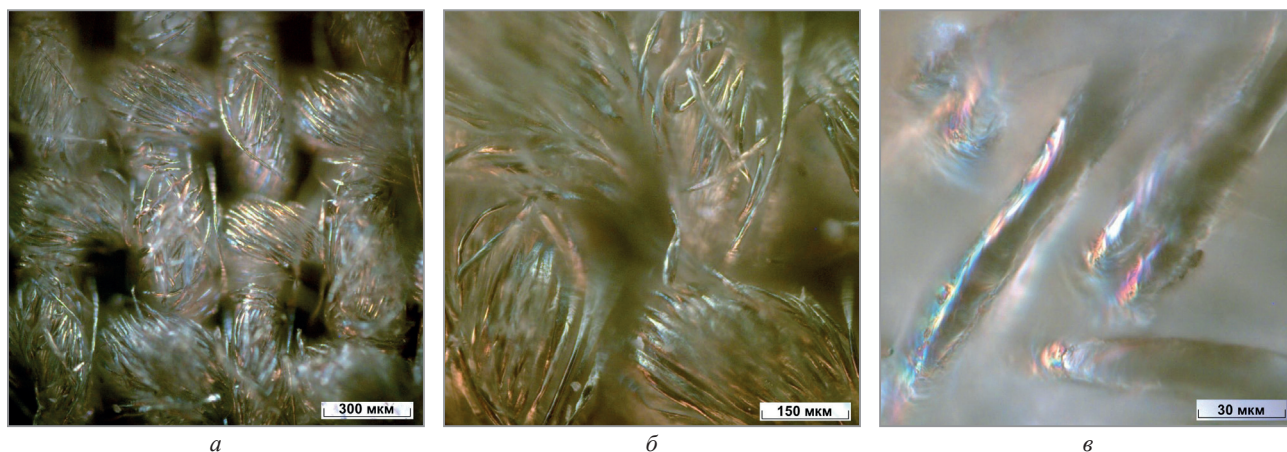


Рис. 3. Поверхность ткани после нанесения титанового покрытия

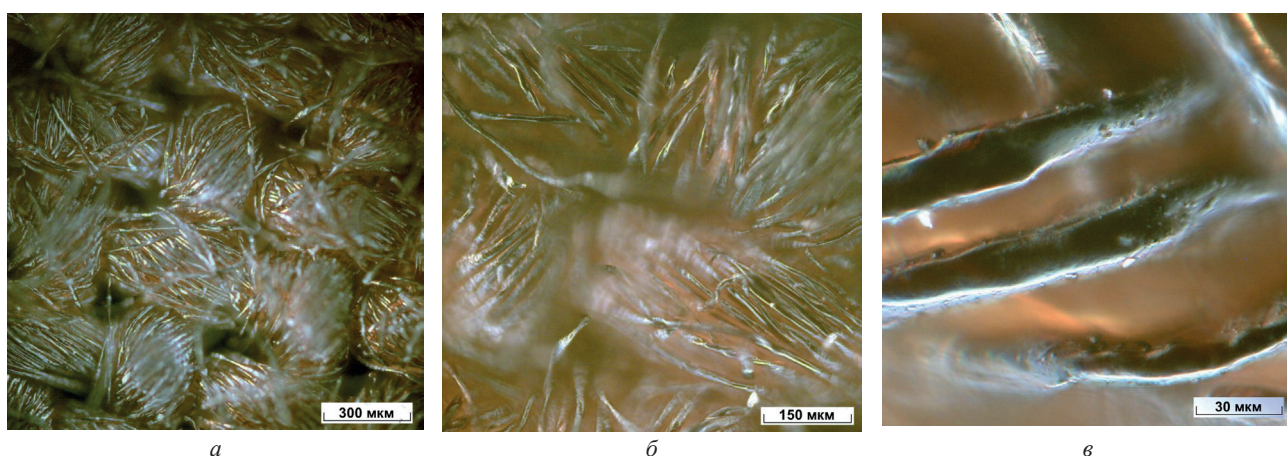


Рис. 4. Морфология поверхности ткани с покрытием углерода после климатических испытаний, температура -40°C

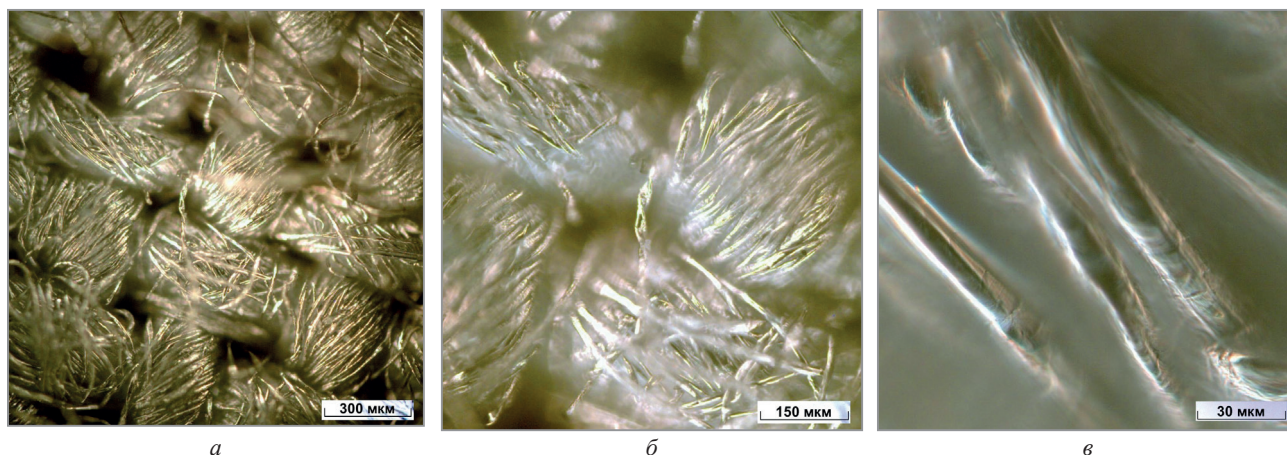


Рис. 5. Морфология поверхности ткани с покрытием титана после климатических испытаний, температура -40°C

Выводы

Продemonстрирован метод формирования композиционного материала, заключающегося в том, что на одну сторону смесовой ткани 07С11-КВ (производство ОАО «Моготекс») наносили титан, а на другую сторону – углерод. Проведены исследования морфологии поверхности данного композиционного материала с последующими испытаниями в климатической камере. Методом оптической микроскопии установлено, что происходит проникновение наносимых материалов на противоположные стороны материала основы. Полученный композиционный материал хорошо выдерживает пониженные температуры, не наблюдается дополнительной деформации отдельных волокон материала, отслоения покрытий от основы или структуры нанесенных слоев. Данный композиционный материал может быть рассмотрен как перспективный для специальных применений (антистатических, поглощающих СВЧ излучение, биомедицинских).

ЛИТЕРАТУРА

1. Морфология поверхности ткани 07С11-КВ после лазерного воздействия / А.Г. Анисович [и др.] // Квантовая электроника: материалы 13-й Междунар. науч.-техн. конф., 22–26 ноября. 2021. – Минск: БГУ, 2021. – С. 461–464.
2. Магниторезонансная диагностика радиопоглощающих композиционных материалов / С.В. Адашкевич [и др.] // Полимерные материалы и технологии. – 2015. – Т. 1, № 1. – С. 71–75.
3. Antibacterial property of DLC film coated on textile material / N. Kitahara [et al.] // Diamond & Related Materials. – 2010. – Vol. 19. – P. 690–694.
4. Диагностика магниторезонансного поглощения энергии СВЧ аморфного углерода на подложке лавсана / И.П. Акула [и др.] // Электроника–Инфо. – 2017. – № 1. – С. 55–56.
5. Морфология поверхности и диагностика магниторезонансного поглощения энергии СВЧ лавсана, модифицированного кластерами углерода / А.Г. Анисович [и др.] // Прикладные проблемы оптики, информатики, радиофизики и физики конденсированного состояния: V Междунар. науч.-практ. конф., 16–17 мая 2019. – Минск: БГУ, 2019. – С. 202–203.
6. Морфология поверхности, антистатические и магнитные свойства ткани 07С11-КВ / А.Г. Анисович [и др.] // Электроника плюс. – 2019. – № 4. – С. 51–52.
7. Морфология поверхности, магниторезонансные и антистатические свойства ткани 07С11-КВ с покрытием из нержавеющей стали / А.Г. Анисович [и др.] // Литье и металлургия. – 2020. – № 1. – С. 87–92.
8. Изменение поверхности смесовой ткани 07С11-КВ, модифицированной кластерами углерода и циркония, при климатических испытаниях / А.Г. Анисович [и др.] // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 94–96.
9. Анисович, А.Г. Возможности использования темнопольного освещения для анализа несвязанных объектов / А.Г. Анисович // Литье и металлургия. 2013. – № 1. – С. 116–122.
10. Кукин, Г.Н. Текстильное материаловедение (текстильные полотна и изделия) / Г.Н. Кукин, А.Н. Соловьев. – М.: Легпробытгиздат, 1992. – 272 с.
11. Ефремов, Д.Е. Теория переплетений. Часть 1. Главные и производные переплетения / Д.Е. Ефремов, Г.И. Толубеева. – Иваново: Ивановская государственная текстильная академия, 2007. – 33 с.

REFERENCES

1. Anisovich A.G., Akula I.P., Zhuravleva V.I., Markevich M.I., Chekan N.M. Morfologiya poverhnosti tkani 07S11-KV posle lazernogo vozdejstviya [Surface morphology of fabric 07S11-KV after laser exposure]. *Kvantovaya elektronika: Materialy 13-j Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf., 22–26 noyabrya 2021 = Quantum Electronics: Proceedings of the 13th international scientific and technical conference, November 22–26, 2021*. Minsk, BGU Publ., 2021, pp. 461–464.
2. Adashkevich S.V., Stel'mah V.F., Bakaev A.G., Gordienko A.I., Markevich M.I., Chaplanov A.M., Shcherbakova E.N. Magnitirezonansnaya diagnostika radiopogloshchayushchih kompozitsionnykh materialov [Magnetic resonance diagnostics radioabsorbing composite materials]. *Polimernye materialy i tekhnologii = Polymer materials and technologies*, 2015, vol. 1, no. 1, pp. 71–75.
3. Kitahara N., Sato T., Isogawa H., Ohgoe Y., Masuko S., Shizuku F., Hirakuri K.K. Antibacterial property of DLC film coated on textile material. *Diamond & Related Materials*, 2010, vol. 19, pp. 690–694.
4. Akula I.P., Markevich M.I., Stel'mah V.F., Chaplanov A.M., Chekan N.M. Diagnostika magnitirezonansnogo pogloshcheniya energii SVCH amorfnoogo ugleroda na podlozhke lavsana [Diagnostics of magnetic resonance absorption of microwave energy of amorphous carbon on a lavsan substrate]. *Elektronika-Info = Electronics-Info*, 2017, no. 1, pp. 55–56.
5. Anisovich A.G., Akula I.P., Markevich M.I., Stel'mah V.F., Chekan N.M. Morfologiya poverhnosti i diagnostika magnitirezonansnogo pogloshcheniya energii SVCH lavsana, modifitsirovannogo klasterami ugleroda [Surface morphology and diagnostics of magnetic resonance absorption of microwave energy of lavsan modified with carbon clusters]. *Prikladnye problemy optiki, informatiki, radiofiziki i fiziki kondensirovannogo sostoyaniya: V Mezhdunar. nauch.-prakt. konf., 16–17 maya 2019 = Applied problems of optics, computer science, radiophysics and condensed matter physics: V International Scientific and Practical Conference, May 16–17, 2019*. Minsk, BGU Publ., 2019, pp. 202–203.
6. Anisovich A.G., Akula I.P., Laskovnev A.P., Markevich M.I., Stel'mah V.F., Chekan N.M. Morfologiya poverhnosti, antistaticheskie i magnitnye svoystva tkani 07S11-KV [Surface morphology, antistatic and magnetic properties of fabric 07S11-KV]. *Elektronika plus = Electronics Plus*, 2019, no. 4, pp. 51–52.
7. Anisovich A.G., Akula I.P., Zalesskiy V.G., Markevich M.I., Stelmakh V.F., Chekan N.M. Morfologiya poverhnosti, magnitirezonansnye i antistaticheskie svoystva tkani 07S11-KV s pokrytiem iz nerzhaveyushchej stali [Surface morphology, magnetic resonant and antistatic properties of 07S11-KV fabric coated with stainless steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 87–92.

8. **Anisovich A.G., Markevich M.I., Akula I.P., Chekan N.M., Shcherbakova E.N., Kevra E.V.** Izmenenie poverhnosti smesovoy tkani 07S11-KV, modificirovannoj klasterami ugleroda i cirkoniya, pri klimaticheskikh ispytaniyah [Changing the surface of the 07S11-KV mixed fabric modified by carbon and zirconium clusters, during climate tests]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 94–99.
9. **Anisovich A.G.** Vozmozhnosti ispol'zovaniya temnopol'nogo osveshcheniya dlya analiza nesvyazannykh obektov [Possibilities of application of darkfloor lighting for analysis of unlinked objects]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 1, pp. 116–122.
10. **Kukin G.N., Solov'ev A.N.** *Tekstil'noe materialovedenie (tekstil'nye polotna i izdeliya)* [Textile materials science (textile fabrics and products)]. Moscow, Legprombytizdat Publ., 1992, 272 p.
11. **Efremov D.E., Tolubeeva G.I.** *Teoriya perepletenij. Chast' 1. Glavnye i proizvodnye perepleteniya* [Theory of weaving. Part 1. Main and derivative weave]. Ivanovo, Ivanovo State Textile Academy Publ., 2007, 33 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-88-95>
УДК 621.789; 621.735.043; 621.78-977

Поступила 12.03.2024
Received 12.03.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 45Х2НМФБА ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

А. Ю. ИЗОБЕЛЛО, А. В. БАСАЛАЙ, Э. Г. БИЛЕНКО, В. В. ПЕТРЕНКО, В. В. АПИШЕВ,
Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10.
E-mail: valik.apishev@gmail.com

Проведен анализ структуры баллистических материалов и выбраны оптимальные механические свойства, необходимые для обеспечения лучшей пулестойкости и долговечности броневой стали. Проведено исследование броневой стали 45Х2НМФБА при различных режимах термической обработки. Определены оптимальные режимы термической обработки, обеспечивающие повышение механических свойств. Выяснено, что при повышении скорости охлаждения стали образуется более мелкозернистая структура, а увеличение температуры закалки приводит к росту зерна первичного аустенита. Представлены результаты оптической микроскопии и механических свойств исследуемых образцов стали.

Ключевые слова. Термическая обработка, броневая сталь, микроструктура, механические свойства.

Для цитирования. Изобелло, А.Ю. Исследование микроструктуры и механических свойств образцов стали 45Х2НМФБА после термического воздействия / А.Ю. Изобелло, А.В. Басалай, Э.Г. Биленко, В.В. Петренко, В.В. Апишев // *Литье и металлургия*. 2024. № 2. С. 88–95. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-88-95>.

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF 45KH2NMFBA STEEL SAMPLES AFTER THERMAL EXPOSURE

A. Yu. IZOBELLO, A. V. BASALAY, E. G. BILENKO, V. V. PETRENKO, V. V. APISHEV,
Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str.
E-mail: valik.apishev@gmail.com

The analysis of the structure of ballistic materials was carried out and the optimal mechanical properties necessary to ensure the best bullet resistance and durability of armored steel were selected. A study of 45X2NMFBA armor steel was carried out under various heat treatment modes. The optimal modes of heat treatment have been determined to ensure an increase in mechanical properties. It was found that with an increase in the cooling rate of steel, a finer-grained structure is formed, and an increase in the quenching temperature leads to an increase in the grain of primary austenite. The results of optical microscopy and mechanical properties of the studied steel samples are presented

Keywords. Heat treatment, armor steel, microstructure, mechanical properties.

For citation. Izobello A. Yu., Basalay A. V., Bilenko E. G., Petrenko V. V., Apishev V. V. Investigation of microstructure and mechanical properties of 45KH2NMFBA steel samples after thermal exposure. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 2, pp. 88–95. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-88-95>.

Введение

На протяжении всей истории человечества по мере развития вооружений и увеличения количества и силы поражающих факторов одновременно создавались и средства индивидуальной защиты человеческого тела. В настоящее время средства индивидуальной бронезащиты (СИБ) в виде бронежилетов являются неотъемлемым элементом современной боевой экипировки военнослужащих, а также сотрудников других силовых структур государства.

Одна из важнейших проблем при создании современных средств индивидуальной бронезащиты – это выбор оптимальных баллистических материалов, позволяющих эффективно противодействовать поражающим факторам общевойскового боя. Очевидно, что правильный выбор материалов для бронезащиты может быть осуществлен только в результате изучения и анализа их возможностей с точки зрения стойкости по отношению к различным типам средств поражения. Поскольку эти средства иногда принципиально отличны друг от друга, то условия нагружения, в которых работает броня в СИБ, также влияют на требования, которые предъявляются к материалу брони.

Традиционно в качестве жестких панелей бронежилетов Бр2-Бр4 и С1 классов защиты используются металлические материалы, в большей степени – броневые стали. Использование броневых сталей связано с относительно низкой стоимостью и доступностью, высокой прочностью и высокой «живучестью».

Броневая сталь представляет собой среднеуглеродистую, среднелегированную сталь мартенситного класса. Высокие прочностные характеристики броневых сталей для СИБ достигаются в результате термообработки, включающей в себя закалку на мартенсит и низкий отпуск [1].

Кроме термообработки, упрочнение сталей осуществляется путем их рационального легирования и с помощью термомеханической обработки (ТМО) – сочетанием термообработки с деформационным упрочнением.

Деформирование сталей (прокатка, штамповка, ковка и др.) сопровождается измельчением микроструктуры, увеличением плотности дислокаций, формированием более однородной структуры [2]. Мелкозернистый материал имеет более высокую прочность вследствие большей площади границ между зернами, являющихся естественным барьером для движения дислокаций.

Таким образом, для увеличения прочности сталей следует стремиться к сверхмелкозернистой структуре, насыщенной дислокациями.

Увеличить пулестойкость броневой стали можно было бы путем увеличения ее твердости. Однако при твердости преграды из гомогенной углеродистой броневой стали большей 55 HRC она становится хрупкой и при обстреле даже обычными стальными пулями поражается по типу пролома или раскола. Для того чтобы избежать этого, необходимо сохранить пластичность стали на уровне $\psi = 30\%$ [2].

Основными серийными стальными броневыми материалами, применяемыми в противопульной защите, в настоящее время являются среднелегированные стали системы Cr-Ni-Mo-V. Прочность этих сталей находится в пределах 1700–2000 МПа, твердость – 48–54 HRC, относительное удлинение – 8–12%. Эти стали при толщине пластин 6,0–6,5 мм обеспечивают защиту без пробития при обстреле пулями со стальным термоупрочненным сердечником (ТУС) из автоматов АК74 и АК47 с расстояния 10 м.

К сталям для бронепластин предъявляются высокие требования по сочетанию прочности с вязкостью. Эти требования можно обеспечить при содержании углерода в пределах 0,35–0,55% и среднем уровне легирования, что позволяет получать достаточно высокую твердость (до 54 HRC) и мелкозернистую структуру, являющуюся основой хороших пластических свойств.

В соответствии с изложенным для первичных исследований можно принять следующие марки конструкционных сталей: сталь «96» (45X2НМФА) – эта сталь обеспечивает лучшие показатели качества, отвечающие требованиям ГОСТ 34286-2017, ей предшествовали стали марок «44», «56», «85»; сталь 35ХГСА (ГОСТ 4543-2016) обладает высокой вязкостью и хорошо работает при знакопеременных нагрузках; сталь 55ХГР (ГОСТ 14959-2016) относится к особо прочным конструкционным материалам и предназначена прежде всего для изготовления рессорной полосы; сталь 45ХН2МФА, близкая по составу и свойствам, – к так называемым броневым сталям.

Помимо перечисленных конструкционных сталей, прекрасное сочетание прочностных и пластических свойств имеет сталь 30ХГСН2А (ГОСТ 4543-2016) и ряд других сложнoleгированных сталей. Однако не всякую подходящую по характеристикам сталь можно применить, поскольку из нее не производят листовой прокат.

Сталь «96» – это основной материал, который хорошо себя зарекомендовал и широко применяется в производстве СИБ. Главная задача этой стали – отработка режимов формообразования и термообработки, обеспечивающие качество бронезащитных элементов, а также возможное повышение функциональных свойств бронезащитных элементов за счет специальных методов термомеханической обработки.

Стали 45ХН2МФА, 30ХГСА, 30ХГСН2А, 35ХГСА (ГОСТ 4543-2016) являются ближайшим резервом замены броневых сталей, поскольку имеют хорошие характеристики механических свойств и входят в номенклатуру тонколистовой горячекатаной стали.

Цель работы заключается в исследовании влияния режимов термической обработки на комплекс механических свойств и установлении граничных температурных условий пластического формообразования стали 45Х2НМФА.

Материалы и методы исследований

В качестве материала для исследований использовали образцы броневой стали марки «96». В настоящее время она обеспечивает лучшие показатели качества, отвечающие требованиям СТО 00186217-491-2019. Химический состав стали «96», мас. %, приведен ниже.

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Cu	Al	P	S
0,43 – 0,48	0,3 – 0,6	0,15 – 0,35	1,5 – 1,8	0,8 – 1,2	0,5 – 0,7	0,08 – 0,10	0,05 – 0,07	до 0,30	0,01 – 0,15	<0,015	<0,005

Определение оптимальных режимов термической обработки пластин из броневой стали «96» осуществляли варьированием температуры закалки (850, 900 и 950 °С), времени выдержки (4, 4,5, 5, 6 мин) для пластин толщиной 2,5 мм и среды охлаждения (в масле или между плитами). Отпуск для всех образцов проводили по одному режиму: температура $T = 180$ °С, время $t = 5$ ч.

Металлографический анализ структуры выполняли с помощью микроскопа МИКРО-200, оснащенного цифровой записью изображения с выводом информации на компьютер. Для этого проводили шлифование образцов и травление в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте.

Микротвердость поверхностных фаз и включений определяли по методике Виккерса на микротвердомере ПМТ-3. В поверхностный слой образцов вдавливали под нагрузкой алмазный индентор в форме четырехгранной пирамиды с углом при вершине $\alpha = 136^\circ$. После удаления нагрузки, действовавшей в течение 5 с, измеряли диагональ отпечатка, оставшегося на поверхности образца.

Измерение твердости исследуемых образцов по методу Роквелла проводили на приборе ТК-2М по шкале «С» с нагрузкой 1471 Н.

Для испытаний на растяжения были изготовлены образцы с рабочей частью в виде стержня с прямоугольным сечением (плоские образцы). Соотношения между размерами образцов определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84. Испытания на растяжение проводили на разрывной машине WDW-100E. Перед проведением испытаний образцы измеряли при помощи микрометра и штангенциркуля. Полученные диаграммы растяжения были построены как средние по результатам испытаний трех образцов.

Результаты исследований и их обсуждение

Исходная структура стали «96» – перлитно-ферритная (рис. 1). Феррита немного (~10–15%) и располагается он на границах зерен. Величина зерна первичного аустенита составляет ~30–36 мкм. Микротвердость феррита – 24–28 HRC.

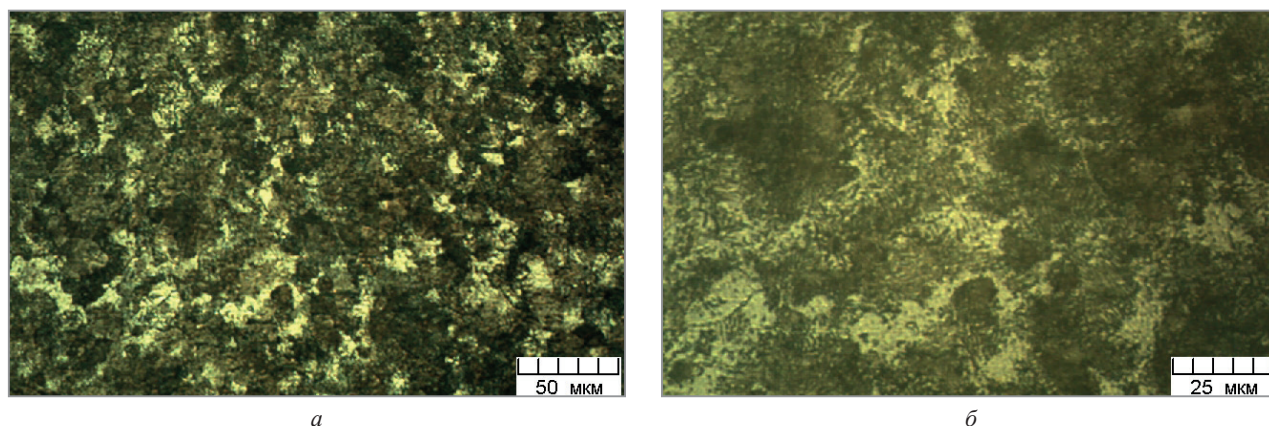


Рис.1. Исходная микроструктура образца из броневой стали при разном увеличении

Размер зерна аустенита – важнейшая характеристика. Он влияет на конечную структуру и свойства стали. Характеристикой склонности к росту является «наследственное» зерно [3]. Стандартным способом получения наследственно мелкозернистой стали является дополнительное раскисление (по сути, микролегирование) алюминием в количестве порядка 0,005 %. Оксиды и нитриды алюминия очень дисперсны, не растворяются и не коагулируют вплоть до температур порядка 1000 °С и сдерживают рост аустенитного зерна. Также наследственную мелкозернистость обеспечивает микролегирование титаном, редкоземельными элементами, ниобием. Как модификаторы первого рода они создают устойчивые против нагрева очень дисперсные частицы (карбиды, карбонитриды и др.), а как модификаторы второго рода – снижают удельную зернограницную энергию и движущую силу процесса роста зерен. Легирующие элементы также уменьшают склонность к перегреву, однако марганец может способствовать росту зерна. Надо отметить, что на склонность к росту зерна, кроме марочного химического состава, могут влиять многие факторы, связанные с выплавкой стали, обработкой давлением, промежуточными операциями термической обработки.

В процессах горячей ОМД стали важное значение имеет устойчивость аустенита при охлаждении в процессе пластического формообразования. Кроме легирования, на устойчивость аустенита влияет и структура. Чем крупнее зерно (меньше поверхностная энергия), чем гомогеннее аустенит, тем он стабильнее. Поэтому повышение температуры закалки может повысить прокаливаемость. Влияет и субмикроструктура: чем больше дислокаций и других дефектов, тем больше энергия, аустенит менее стабильный. Поэтому пластическая деформация может сдвигать С-кривые влево и снижать прокаливаемость.

Величина действительного зерна аустенита оказывает наибольшее влияние на ударную вязкость [3]. У сталей с мелким действительным зерном ударная вязкость гораздо выше, особенно при низких температурах. Следовательно, для изделий, подвергающихся ударным нагрузкам, необходимо обеспечить измельчение действительного зерна.

В работе стабильность аустенита стали «96» была определена экспериментально путем нагрева стали выше температуры 900 °С и дальнейшего подстуживания вплоть до 400 °С с последующей закалкой. После закалки проводили измерения твердости образцов (рис. 2).

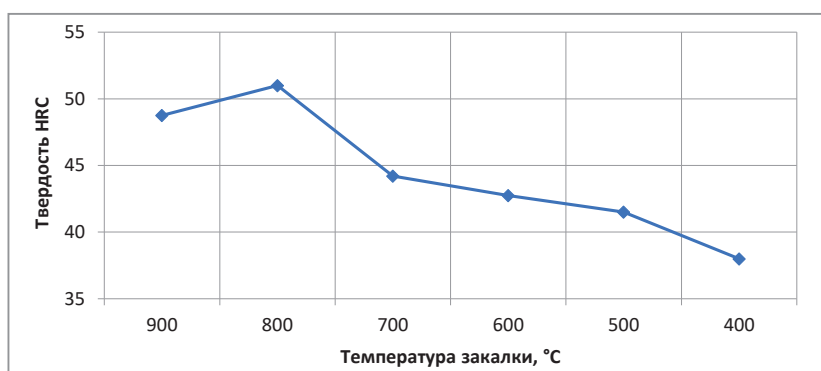


Рис. 2. Зависимость твердости от температуры закалки при подстуживании образцов

Из рисунка следует, что сталь «96» закаливается при подстуживании до 750 °С на необходимую твердость (свыше 48 HRC). Это позволяет проводить пластическую деформацию и последующую закалку данной стали в более широком диапазоне температур без снижения механических характеристик.

Более низкая температура деформации и последующей закалки позволяет сохранить структуру дислокаций в деформированном материале и тем самым повысить механические свойства изделия. Сохранение структуры дислокаций обеспечивается снижением скорости рекристаллизации микроструктуры при более низких температурах.

При этом важно обеспечить предварительный нагрев стали выше закалочной температуры для обеспечения необходимых микроструктурных превращений и возможности последующей закалки стали на мартенситную структуру.

Но так как процесс горячей штамповки бронепластин происходит за определенный промежуток времени, при котором материал значительно охлаждается, то необходимо определить оптимальные режимы нагрева и выдержки.

Определение оптимальных режимов термической обработки пластин из броневой стали «96» осуществляли в два этапа: варьированием температуры закалки (850, 900 и 950 °С), времени выдержки (4,5; 6 мин) на первом и времени выдержки (4 и 5,5 мин) на втором этапе для пластин толщиной 2,5 мм и среды охлаждения (в масло или между плитами). Отпуск для всех образцов проводили по одному режиму: $T = 180$ °С, $t = 5$ ч.

На первом этапе исследовали образцы, для которых время выдержки составляло 4,5 и 6 мин. Режимы термообработки приведены в табл. 1.

После закалки в масло от температур 850, 900 и 950 °С зерно первичного аустенита измельчается соответственно до 10–15, 25–40 и 45–50 мкм.

При охлаждении между плитами зерно немного мельче – 10–20, 15–25 и 20–25 мкм при тех же температурах закалки соответственно. Увеличение времени выдержки на 2,5 мин приводит к возрастанию зерна до 25–50, 25–40 и 50–60 мкм. Результаты анализа образцов приведены в табл. 2.

Все образцы, закаленные при температуре 850 °С и отпущенные, содержат отпущенный мартенсит, троостит и очень мелкие карбидные включения (рис. 3). Мартенсит в виде светлой составляющей, имеющей блочную структуру, троостит в виде более темной составляющей, которая располагается по границам

Таблица 1. Режимы термообработки

Номер образца	Температура закали, °C	Среда охлаждения	Время в печи (нагрев+выдержка)
1	850	Масло	4,5
2	850	То же	6,0
3	850	Плиты	4,5
4	850	То же	6,0
5	900	Масло	4,5
6	900	То же	6,0
7	900	Плиты	4,5
8	900	То же	6,0
9	950	Масло	4,5
10	950	То же	6,0
11	950	Плиты	4,5
12	950	То же	6,0

Таблица 2. Результаты исследования твердости и микроструктурных параметров образцов

Номер образца	Размер зерна, мкм	Твердость HRC	Микротвердость мартенсита HRC	Характеристика карбидов	Примечание
Исходный	30–36	22–28	-	-	Перлитно-ферритная структура
1	10–15	52,8	55–55,5	Россыпь мелких по границам	Троостомартенситная структура
2	25–50	52,7	55–58		Мартенсит с рябинкой, возможно с выделениями карбидов
3	10–20	52,3	54–57		Трооститная структура
4	10–25	51,7	54–55		Троостомартенситная структура
5	25–40	54,3	-	Единичные включения по границам	Троостомартенситная структура
6	25–40	53,2	60–63	Единичные включения по границам	Троостомартенситная структура
7	15–25	53,8	57–59		Троостит на границах
8	15–20	54,2	55–57		Много остаточного мартенсита
9	45–50	54,3	57–60	Мелкие округлые по границам	Трооститная структура, но наблюдается небольшое количество отпущенного мартенсита
10	50–60	54	-		Имеется мелкоигольчатый мартенсит
11	20–25	54,5	57–59		Мартенсит блочной морфологии с карбидной фазой, расположенной как внутри, так и по границам бывшей аустенитной фазы
12	40–60	54	57–59		Отпущенный мартенсит мелкоигольчатой морфологии

бывших аустенитных зерен и в нем, как правило, имеются очень мелкие включения карбидов округлой формы. Иногда карбиды располагаются по границам волокнистых темных трооститных областей. Эти волокнистые темные области мягче (~46–52 HRC), чем более разряженные светлые (~55–58 HRC).

Образцы, закаленные от 900 °C и отпущенные, также содержат троостит, отпущенный мартенсит и карбидную фазу (рис. 4). Но их количественное соотношение меняется.

В образцах, закаленных в масло, содержится практически только троостит, имеются единичные включения карбидной фазы, которые располагаются на границах. Их размер значительно больше карбидов в составе троостита.

При охлаждении между плитами от 900 °C зерно немного мельче, чем при охлаждении в масло. Наблюдается много остаточного мартенсита, микротвердость которого составляет 55–63 HRC.

В образцах, закаленных от 950 °C и отпущенных, структура аналогична образцам при закалке от 850 и 900 °C, но крупнее (рис. 5). Микротвердость мартенсита составляет 57–60 HRC.

Таким образом, опираясь на результаты микроскопии и анализа твердости обработанных образцов, наиболее предпочтительным режимом термообработки стали «96» является закалка при температуре 900 °C с минимальной выдержкой и охлаждением между плитами.

На втором этапе исследовали 12 образцов с временем выдержки 4 и 5,5 мин. Режимы термообработки приведены в табл. 3.

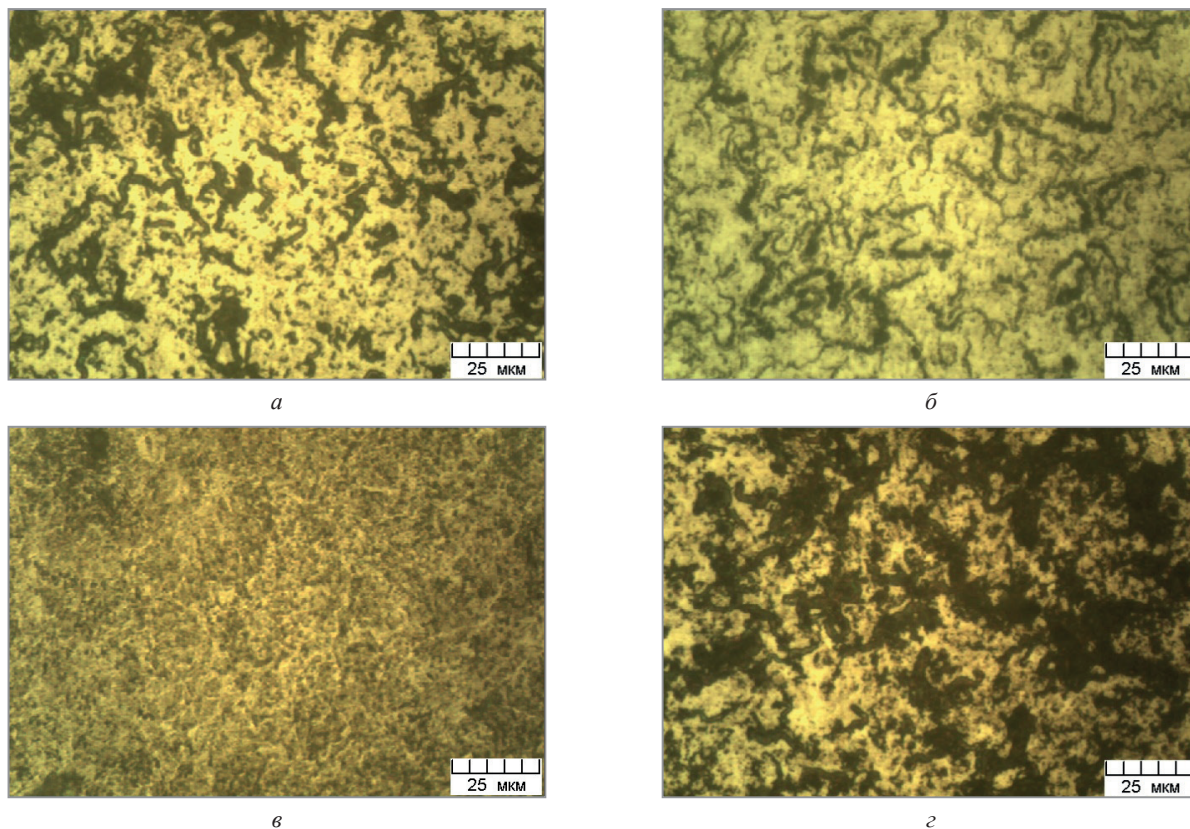


Рис. 3. Микроструктура образцов, закаленных при температуре 850 °C:
а – охлаждение в масло, выдержка 4,5 мин; *б* – охлаждение между плитами, выдержка 4,5 мин;
в – охлаждение в масло, выдержка 6 мин; *г* – охлаждение между плитами, выдержка 6 мин

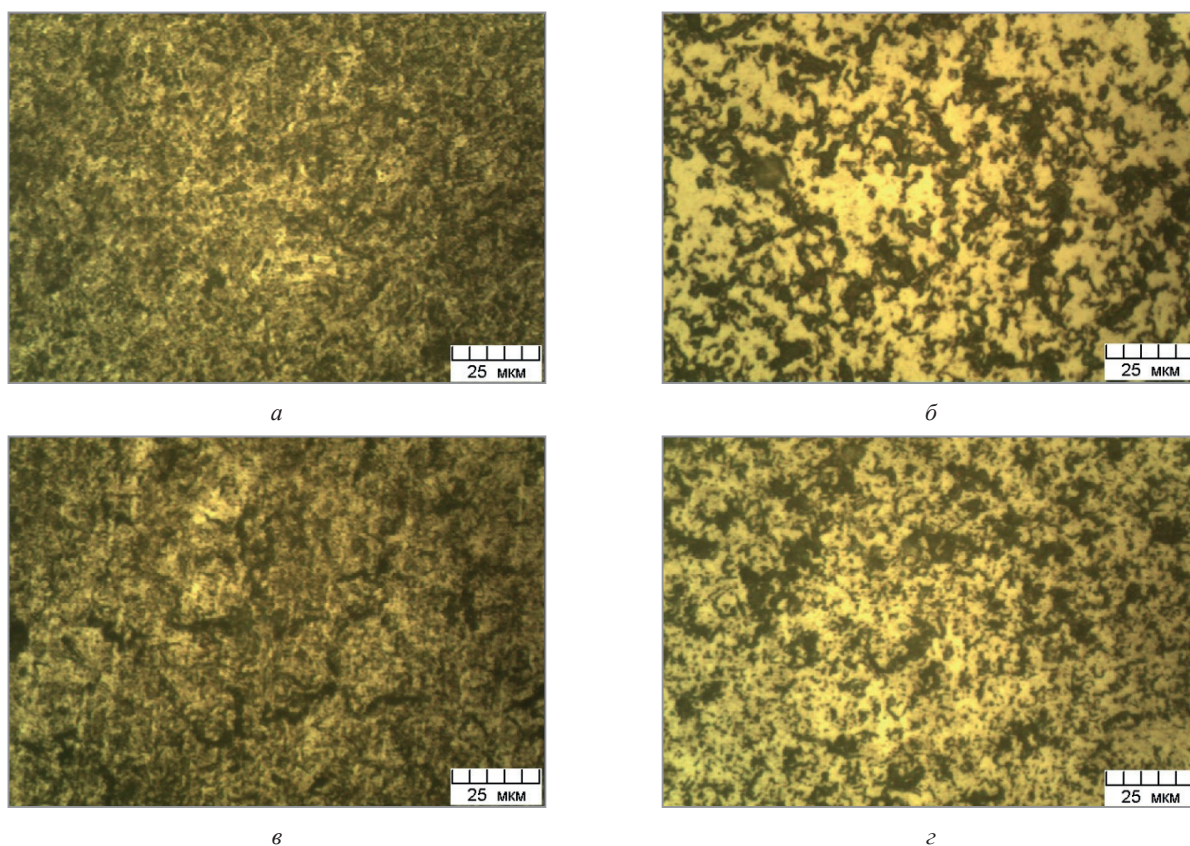


Рис. 4. Микроструктура образцов, закаленных при температуре 900 °C:
а – охлаждение в масло, выдержка 4,5 мин; *б* – охлаждение между плитами, выдержка 4,5 мин;
в – охлаждение в масло, выдержка 6 мин; *г* – охлаждение между плитами, выдержка 6 мин

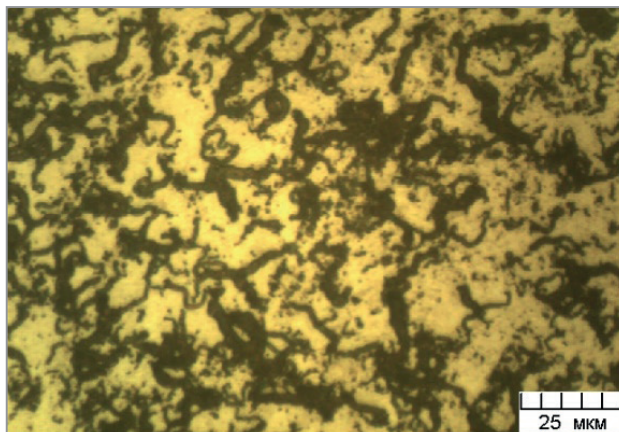


Рис. 5. Микроструктура образца, закаленного при температуре 950 °С с выдержкой 4,5 мин и охлажденного в масле

Т а б л и ц а 3. Режимы термообработки

Номер образца	Температура заковки, °С	Среда охлаждения	Время в печи (нагрев+выдержка)
1	850	Масло	4,0
2	850	То же	5,5
3	850	Плиты	4,0
4	850	То же	5,5
5	900	Масло	4,0
6	900	То же	5,5
7	900	Плиты	4,0
8	900	То же	5,5
9	950	Масло	4,0
10	950	То же	5,5
11	950	Плиты	4,0
12	950	То же	5,5

Средние значения твердости для исследуемых образцов приведены в табл. 4. Из таблицы видно, что для всех режимов твердость фактически не изменяется и составляет от 48,3 HRC для образца, закаленного при температуре 950 °С и охлажденного в масле с временем выдержки 5,5 мин, до 52,3 HRC для образца, закаленного при температуре 850 °С с временем выдержки 5,5 мин.

Т а б л и ц а 4. Результаты измерения твердости

Номер образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Твердость HRC	51,6	52	51,5	52,3	51,8	49	52	52	51	48,3	48,3	51,3

В результате анализа микроструктуры и измерений твердости получено, что при исследовании второй серии образцов наиболее предпочтительным режимом термообработки стали «96» является закалка при температуре 900 °С с минимальной выдержкой и охлаждением между плитами, то же, что и для первой серии, с разницей во времени выдержки 0,5 мин. При охлаждении между плитами структура мельче и не успевают выпасть хрупкие карбидные фазы. Если рассматривать образцы, охлажденные в масле, оптимальным режимом является температура заковки 900 °С со временем выдержки 4 мин.

На рис. 6 приведены диаграммы растяжения исходного образца стали «96» до (а) и после (б) термической обработки.

Полученные результаты коррелируют с результатами измерения твердости.

Наибольший предел прочности (рис. 6, б, кривая 1) был получен на образцах, закаленных на масло с температуры 900 °С. Относительное удлинение при таком режиме обработки получилось наименьшее – 6,8 %. В целом предел прочности образцов находится в пределах 2030–2090 МПа, относительное удлинение составило 6,8–8,0 %.

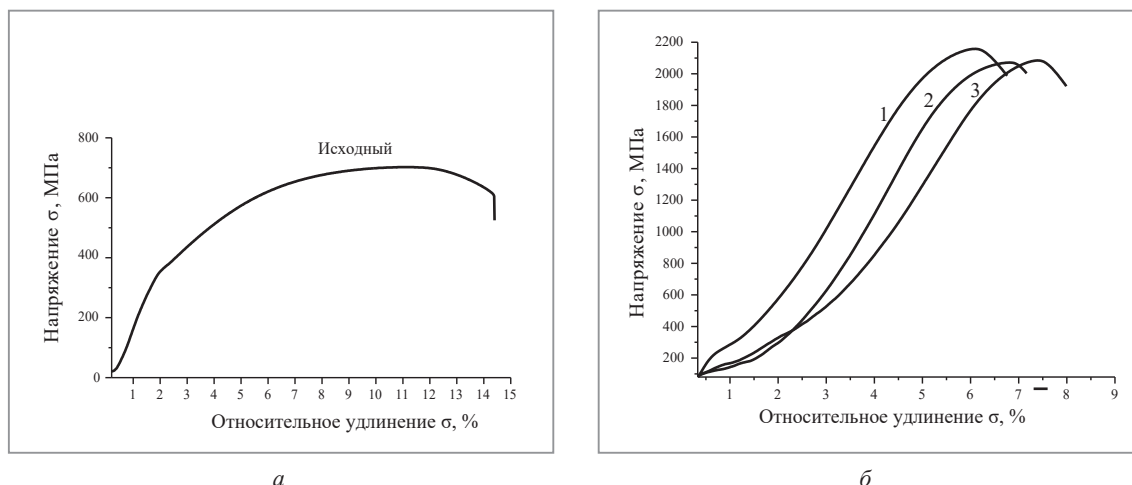


Рис. 6. Диаграмма растяжения стали «96» до (а) и после термической обработки (б): 1 – закалка с температуры 900 °С на масло; 2 – закалка с температуры 950 °С на масло; 3 – закалка с температуры 900 °С между плитами

Выводы

Были установлены наиболее предпочтительные режимы термической обработки образцов стали «96», которые обеспечиваются нагревом 900 °С с минимальной выдержкой (4–4,5 мин). Установлено, что увеличение скорости охлаждения способствует образованию более мелкозернистой структуры. Увеличение температуры закалки приводит к росту зерна первичного аустенита.

Необходимо отметить, что показатели пластичности стали, полученные после термической обработки всех исследуемых образцов, находятся не на самом высоком уровне. Поэтому следует применять дополнительные методы воздействия на материал для увеличения его механических характеристик, позволяющие создавать мелкозернистую структуру с большей плотностью дислокаций. К таким методам воздействия относятся интенсивная пластическая деформация и термомеханическая обработка.

ЛИТЕРАТУРА

1. Концептуальные основы создания средств индивидуальной защиты. Ч. 1. Бронежилеты / В. И. Байдак [и др.]. – М.: Вооружение. Политика. Конверсия, 2003. – 340 с.
2. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В. А. Григорян [и др.]; под ред. В. А. Григоряна. – М.: РадиоСофт, 2008. – 406 с.
3. Болховитинов, Н. Ф. Металловедение и термическая обработка / Н. Ф. Болховитинов. – 6-е изд. – М.: Машиностроение, 1965. – 427 с.

REFERENCES

1. Bajdak V.I. [et al.] *Konceptual'nye osnovy sozdaniya sredstv individual'noj zashhity. Chast' 1. Bronezhilyety* [Conceptual foundations for the creation of personal protective equipment. Part 1. Body armor]. Moscow, Vooruzhenie. Politika. Konversija Publ., 2003, 340 p.
2. Grigorjan V.A. [et al.] *Materialy i zashhitnye struktury dlja lokal'nogo i individual'nogo bronirovaniya* [Materials and protective structures for local and individual bookings]. Moscow, RadioSoft Publ., 2008, 406 p.
3. Bolhovitinov N. F. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka* [Metallurgy and heat treatment]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1965, 427 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-96-105>
УДК 621.74; 621.792; 669.53.01.99; 621.88

Поступила 03.04.2024
Received 03.04.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА КАЧЕСТВО ОБРАБОТКИ КЛЕЕВОГО ШВА В ЭЛЕМЕНТАХ ЛИТЕЙНЫХ МОДЕЛЬНЫХ КОМПЛЕКТОВ И ОЦЕНКА ЕГО ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ В ЖИДКИХ И ВЛАЖНЫХ СРЕДАХ

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

Многие современные модельные комплекты, применяемые в литейном производстве, получены с помощью технологии склеивания различных элементов. Даже в случае склеивания двух однородных материалов в модельном комплекте могут возникать деформации, приводящие к его короблению и даже разрушению. Это может возникнуть из-за отличия коэффициентов термического расширения, влагопоглощения между материалом и клеем. Для прогнозирования таких нежелательных последствий была выполнена оценка поведения клеевого шва в элементах модельного комплекта при эксплуатации в жидких и влажных средах с оценкой твердости и прочности шва. Проведен анализ клеевого шва при его механической обработке, выявлена зависимость между плотностью пластика и качеством клеевого шва.

Ключевые слова. Литейное производство, модельная оснастка, качество клеевого шва, адгезивы.

Для цитирования Калининко, М. Л. Исследование технологических параметров, влияющих на качество обработки клеевого шва в элементах литейных модельных комплектов и оценка его эксплуатационных свойств в жидких и влажных средах / М. Л. Калининко, Б. М. Немененок // *Литье и металлургия*. 2024. № 2. С. 96–105. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-96-105>.

RESEARCH ON TECHNOLOGICAL PARAMETERS AFFECTING THE QUALITY OF ADHESIVE JOINTS IN CASTING MODEL ASSEMBLIES AND ASSESSMENT OF THEIR OPERATIONAL PROPERTIES IN LIQUID AND HUMID ENVIRONMENTS

M. L. KALINICHENKO, B. M. NEMENENOK, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nesavisimosti ave. E-mail: bm.kalinichenko@bntu.by

Modern casting model kits, often created using adhesive technologies, can experience deformations leading to warping and even destruction. This can occur due to differences in thermal expansion and moisture absorption rates between the material and the adhesive. The study evaluated the behavior of the adhesive joint in model kit elements under operational conditions in liquid and humid environments, assessing the hardness and strength of the joint. The analysis revealed a correlation between the density of the plastic and the quality of the adhesive joint.

Keywords. Foundry production, model tooling, quality of adhesive joint, adhesives.

For citation. Kalinichenko M. L., Nemenenok B. M. Research on technological parameters affecting the quality of adhesive joints in casting model assemblies and assessment of their operational properties in liquid and humid environments. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 2, pp. 96–105. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-96-105>.

Применение в литейном производстве крупногабаритных неметаллических модельных комплектов, как правило, связано с созданием их из отдельных элементов, соединенных различными способами. Одним из таких способов является технология склеивания. При этом необходимо отметить, что у данной технологии, как и у любой другой, уязвимыми являются места стыков сопрягаемых элементов. Как следствие, актуальным является вопрос получения клеевого шва с шероховатостью, соответствующей шероховатости рабочей поверхности остальных элементов модельного комплекта [1]. Кроме того, представляет интерес изучение эксплуатационных свойств данного шва во влажных и жидких средах, которые могут воздействовать на него как в процессе эксплуатации, так и при хранении.

Оценка шероховатости поверхности склеиваемых материалов

Известно [2], что промышленные пластиковые модельные комплекты (МК) производятся с помощью технологии склеивания, а именно из набора разнотолщинных плит, соединенных клеевыми составами. Однако если прочностные характеристики склеенных материалов достаточно хорошо изучены [3], то поведение стыка пластик/клей/пластик остается мало изученным аспектом. Также для его оценки берутся достаточно спорные отправные точки.

Важным моментом является выбор типа фрезы (от 1 до 12 режущих кромок), скорость резания и скорость подачи [4]. Для создания точной поверхности МК, как правило, используются однозубые концевые фрезы для работы на 3D-фрезеровальных станках. Также для выравнивания плоскостей целесообразно использовать и многозубые концевые фрезы, так как при этом можно компенсировать затраты на достижение заданной шероховатости поверхности меньшим числом оборотов фрезы.

Таким образом, для оценки качества отфрезерованной поверхности были опробованы технические параметры на пластике средней твердости марки LAB 850, плотностью $1,18 \text{ г/см}^3$, прочностью на сжатие 41 МПа и прочностью на изгиб 57 МПа. Была выбрана фреза с четырьмя режущими кромками (рис. 1).

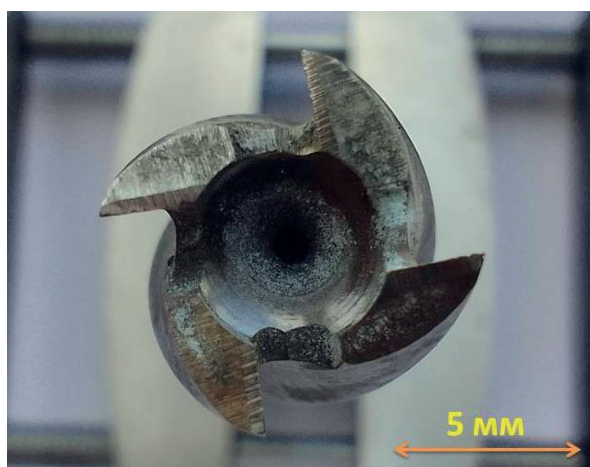


Рис. 1. Вид выбранной фрезы

На рис. 2 показан образец, обработанный на фрезеровальном станке при скорости 1000 об/мин и различной величине подачи режущего инструмента, при условии, что обработка начиналась от наиболее высокой подачи к низкой по скоростям переключения станка (от зоны 1 к зоне 4 соответственно 0,08; 0,04; 0,02; 0,01 мм/об).

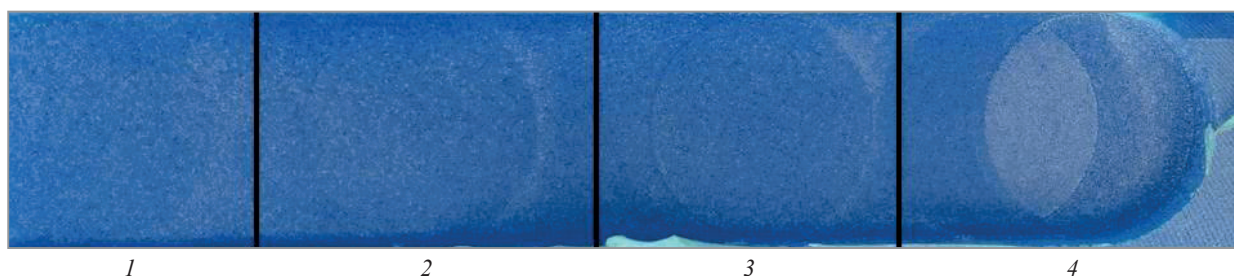


Рис. 2. Обработанный модельный пластик с различной скоростью подачи фрезы

Как видно из рисунка, применение высокой скорости резания и высокой подачи обеспечивают низкую шероховатость получаемой поверхности (зоны 1 и 2). При снижении подачи наблюдаются задиры (зона 3) и следы, оставляемые от вращения фрезы (зона 4).

Необходимо отметить, что в результате проведенных экспериментов было замечено, что для получения наиболее гладкой поверхности следует применять инструмент с наименьшим углом заточки режущей кромки. Выявлено, что режущий клин фрезы в зависимости от его заточки может скалывать материал с заготовки неравномерно.

Исходя из выбранных технологических параметров, была проведена обработка фрезой склеенных пластиков различной плотности. Для испытаний были подготовлены склеенные образцы на основе модельных пластиков разной плотности PROLAB 65 ($0,65 \text{ г/см}^3$); PROLAB 75 ($0,78 \text{ г/см}^3$);

LAB 850 ($1,18 \text{ г/см}^3$); LAB 920 GN ($1,3 \text{ г/см}^3$); WB-1404 RARU-TOOL ($1,4 \text{ г/см}^3$), соединенные с помощью клеев на акриловой основе DP 8805NS, DP 8005NSS, универсальным цианакрилатным суперклеем «Секунда 505», полиуретановым клеем LOCTITE UK 8103, а также белорусскими клеями фирмы ООО «Иннова Продактс» (торговая марка «NAVR») на цианакрилатной и эпоксидной основе. Размеры всех склеенных образцов – $30 \times 15 \times 15 \text{ мм}$ (погрешность в размерном эквиваленте составила $\pm 0,5 \text{ мм}$ на сторону).

Известно [5, 6], что при использовании абсолютно новых фрез с заводской заточкой качество обработки перехода пластик/клей/пластик не вызывает никаких технических проблем. На фрезах, прошедших 15–25 % технологического цикла, могут присутствовать отклонения на вышеупомянутом стыке, а после превышения 50–60 % при еще годной фрезе могут наблюдаться процессы раздробления хрупких клеев (рис. 3). На рисунке наглядно представлено раздробление клеевой составляющей при продвижении фрезы.

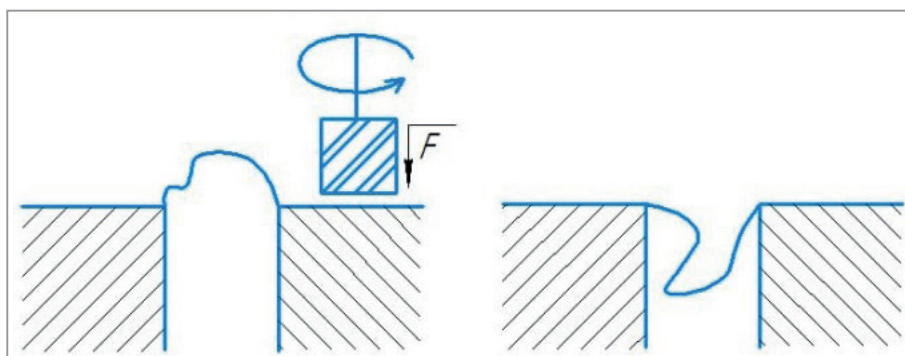


Рис. 3. Схема изменения хрупкого клеевого шва в процессе фрезерования

В случае мягких и пластичных клеев, например на полиуретановой или резиновой основе, наблюдается первоначальное вмятие клеевого шва под действием резца с последующей его релаксацией с образованием выпуклости (рис. 4).

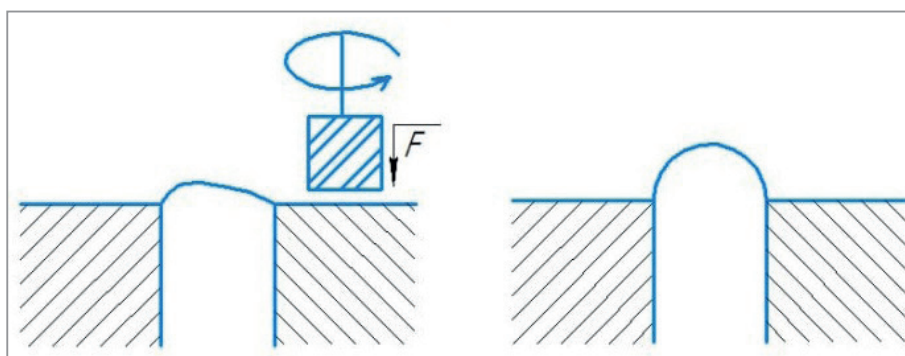


Рис. 4. Схема изменения мягкого клеевого шва в процессе фрезерования

При использовании на стыках твердых высокопрочных клеев наблюдается диаметрально противоположная картина, характеризующаяся образованием впадины (рис. 5).

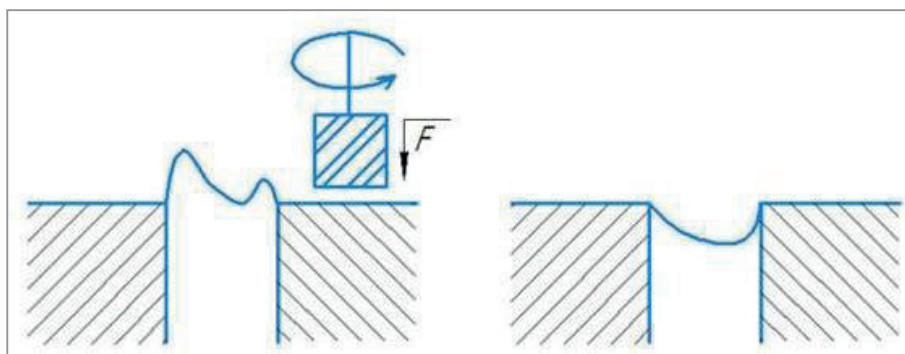


Рис. 5. Схема изменения высокопрочного клеевого шва в процессе фрезерования

Таким образом, было отмечено, что сила резания, температура резца и иные факторы, возникающие в месте стыка пластик/клей/пластик, нарушают правильный контакт инструмента и заготовки с последующими деформациями на всю систему взаимодействия. Далее образцы проверили на шероховатость поверхности, поскольку интерес представлял отрезок непосредственного соединения пластик/клей/пластик.

Измерения проводили на устройстве Mitutoyo SJ-201P, представляющем собой прибор для определения параметров шероховатости поверхности. Измерения шероховатости выполняли по параметрам R_a и R_z (табл. 1). Из таблицы видно, что шероховатость склеенных пластиков достаточно неравномерна. При этом наиболее пиковыми значениями обладают пластики PROLAB 75 плотностью 0,78 г/см³ и WB-1404 RARU-TOOL плотностью 1,4 г/см³.

Таблица 1. Оценка шероховатости поверхности склеенных пластиковых соединений, используемых для создания модельных комплектов

Вид модельных пластиков	Вид используемых клеев	R_a , мкм	R_z , мкм
PROLAB 65	LOCTITE UK 8103	4,41	30,35
	DP 8005NS	6,61	42,21
	DP 8805NS	4,97	29,56
	Секунда 505	4,60	29,88
	Белорусский эпоксидный клей	5,11	33,32
	Белорусский цианакрилатный клей	5,70	30,35
PROLAB 75	LOCTITE UK 8103	7,88	54,78
	DP 8005NS	10,85	53,36
	DP 8805NS	4,41	35,89
	Секунда 505	3,85	28,16
	Белорусский эпоксидный клей	5,51	32,52
	Белорусский цианакрилатный клей	4,89	31,93
LAB 850	LOCTITE UK 8103	1,91	12,54
	DP 8005NS	2,04	13,12
	DP 8805NS	1,93	11,54
	Секунда 505	1,52	12,86
	Белорусский эпоксидный клей	2,45	18,03
	Белорусский цианакрилатный клей	1,87	12,19
LAB 920 GN	LOCTITE UK 8103	3,20	19,85
	DP 8005NS	2,27	12,15
	DP 8805NS	3,39	19,13
	Секунда 505	1,51	10,20
	Белорусский эпоксидный клей	1,89	15,07
	Белорусский цианакрилатный клей	1,75	14,25
WB-1404 RARU-TOOL	LOCTITE UK 8103	2,00	15,30
	DP 8005NS	1,93	8,38
	DP 8805NS	0,81	3,45
	Секунда 505	1,14	7,61
	Белорусский эпоксидный клей	1,12	7,14
	Белорусский цианакрилатный клей	1,38	15,68

Была оценена зависимость параметров шероховатости R_a (рис. 6) и R_z (рис. 7) от плотности модельных пластиков и типов применяемых клеев. На рисунках четко прослеживается снижение параметров шероховатости R_a и R_z с увеличением плотности модельных пластиков.

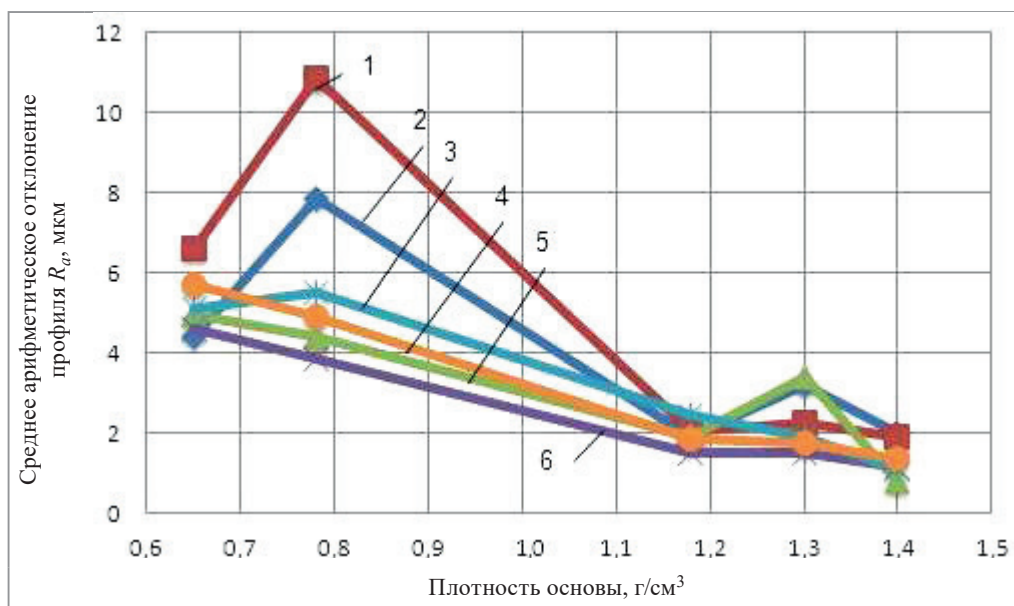


Рис. 6. Зависимость параметра шероховатости R_a от плотности модельных пластиков и типов применяемых клеев:
1 – DP 8005NS; 2 – LOCTITE UK 8103; 3 – белорусский клей на эпоксидной основе;
4 – белорусский клей на цианакрилатной основе; 5 – DP 8805NS; 6 – суперклей «Секунда 505»

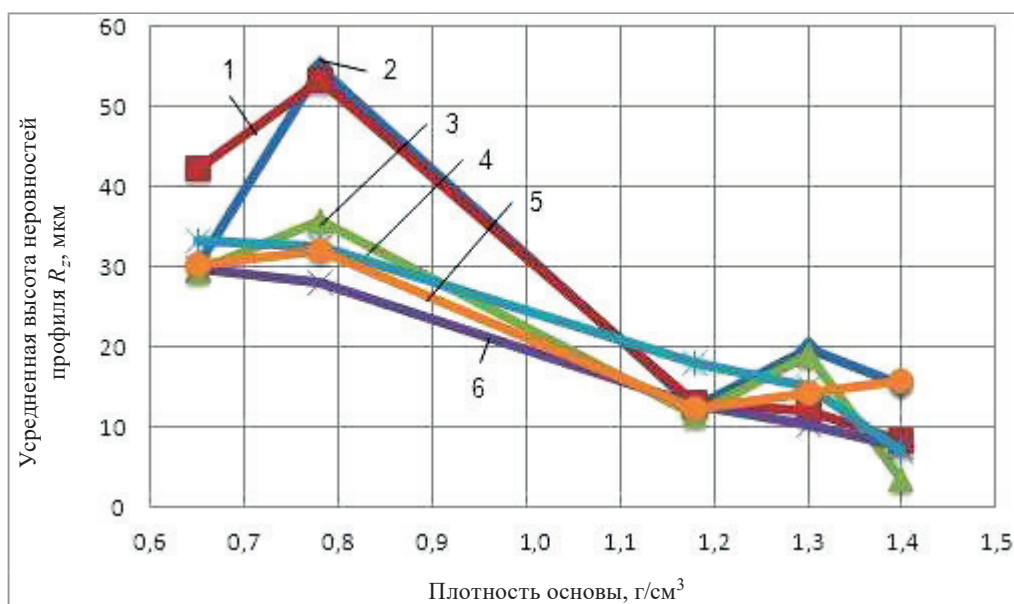


Рис. 7. Зависимость параметра шероховатости R_z от плотности модельных пластиков и типов применяемых клеев:
1 – DP 8005NS; 2 – LOCTITE UK 8103; 3 – DP 8805NS; 4 – белорусский клей на эпоксидной основе;
5 – белорусский клей на цианакрилатной основе; 6 – суперклей «Секунда 505»

Склонность модельных комплектов к короблению и коррозии в жидких и влажных средах

На водостойкость клеевых соединений влияет природа склеиваемых материалов [7]. Для каждого типа материалов важен подбор клеевого состава, что осуществляется исходя из параметров оптимального крепления склеиваемых материалов, а также отсутствия у клеевого шва влаго-, масло- и смолопоглощения при эксплуатации МК [8]. В случае наличия эффекта поглощения клеевым швом жидких сред или влаги на любой химической основе из формовочных смесей могут происходить критические изменения размеров МК или их разрушение в процессе снятия формы. Кроме того, на клеевой шов могут оказывать влияние присадки и реагенты, находящиеся в формовочной смеси. Для исследования были выбраны адгезивы отечественных (белорусские клеи фирмы ООО «Иннова Продактс» (торговая марка «NAVR») на цианакрилатной и эпоксидной основе) и иностранных производителей, которые подходят для рассматриваемых выше условий эксплуатации.

Известно [2, 8–10], что вода и другие среды могут постепенно разрушать адгезионные связи. В противном случае наличие первоначальных дефектов (пор, капилляров) привело бы лишь к небольшому возрастанию водопоглощения и изменению других свойств. Однако по мере увеличения продолжительности пребывания в жидких средах прочность и другие характеристики клеевых соединений (и вообще гетерогенных систем) могут сильно меняться, причем в большей степени, чем свойства аналогичных гомогенных материалов.

Запланированные испытания должны оценить такие свойства адгезивов, как водопоглощение, водостойкость и стойкость к активным средам. Для оценки работы клея было принято решение об использовании адгезивов, максимально отличающихся по составу от склеиваемых материалов.

Для исследования адгезивов на водопоглощение были подготовлены пять групп образцов из нержавеющей стали (для каждого вида клея по три образца), на которые были произвольно нанесены клеевые составы. Испытания проводили по ГОСТ 30535-97 [11] и ГОСТ 4650-80 [12] с использованием аналитических весов ВЛА-200г-М. Согласно методике проведения испытаний, первоначально взвешивали сухие образцы. Далее их погружали в емкость с водой и в течение 40 сут проводили ежедневное контрольное взвешивание. Перед взвешиванием образцы промакивали фильтровальной бумагой. Результаты изменений по показателям массы приведены на рис. 8.

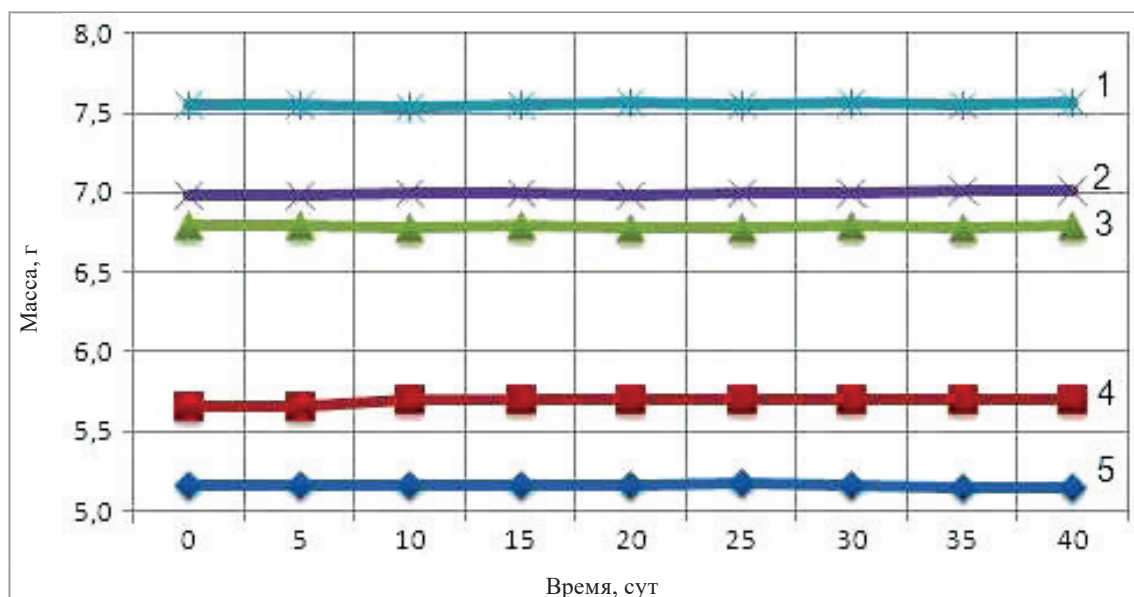


Рис. 8. Среднее изменение массы образцов, склеенных различными типами адгезивов после выдержки в водной среде:
1 – цианакрилатный суперклей «Секунда 505»; 2 – белорусский клей на цианакрилатной основе;
3 – DP 8005NS; 4 – DP 8805NS; 5 – белорусский клей на эпоксидной основе

Из рисунка видно, что адгезивы на любых синтетических основах являются водоненасыщаемыми и водонерастворимыми. Аналогичные результаты были получены и с другими исследуемыми образцами (универсальный цианакрилатный суперклей «Секунда 505», а также белорусские клеи на цианакрилатной и эпоксидной основе). Однако необходимо отметить, что, несмотря на отсутствие изменений в массе образцов с применением клеев на акриловой основе (DP 8805NS и DP 8005NS), емкость с водой, в которой они находились, стала мутной.

Отсутствие изменений массы адгезивов при испытаниях в водной среде характеризует их как сопротивляющимися влагонасыщению. Однако данный процесс не полностью связан с его влагостойкостью. Было принято решение провести эксперименты по снятию отработанного клеевого слоя без применения дополнительных химических средств для снижения затрат на механические способы обработки. Были подготовлены образцы из нержавеющей стали (как инертного и не взаимодействующего с водой материала) с нанесенным тонким слоем адгезивом DP 8805NS и помещены в резервуар с водой на 40 сут. По истечению данного срока адгезив легко отделялся от материала подложки. Небольшие включения на поверхности легко снимались в процессе протирки поверхности (рис. 9).

Отсутствие влагопоглощения или влагонасыщения не является основным критерием оценки адгезивных соединений. Необходимо сравнение ранее рассмотренных показателей с механическими свойствами (прочностные испытания на разрыв). Было принято решение о проведении анализа поведения



Рис. 9. Вид образца с отслоившимся от подложки адгезивом

приведенных клеевых составов (исключив DP 8805NS) в соединении пластик/пластик (LAB 850) после ускоренного старения в течение 40 сут в водной (см. рис. 8) и масляной средах. После проведения испытаний на растяжение выявлено, что наибольшую разрывную прочность показал белорусский клей на эпоксидной основе (23,24 МПа) (рис. 10), что однако на 24 % ниже по сравнению с прочностью при растяжении аналогичных соединений в сухих условиях.

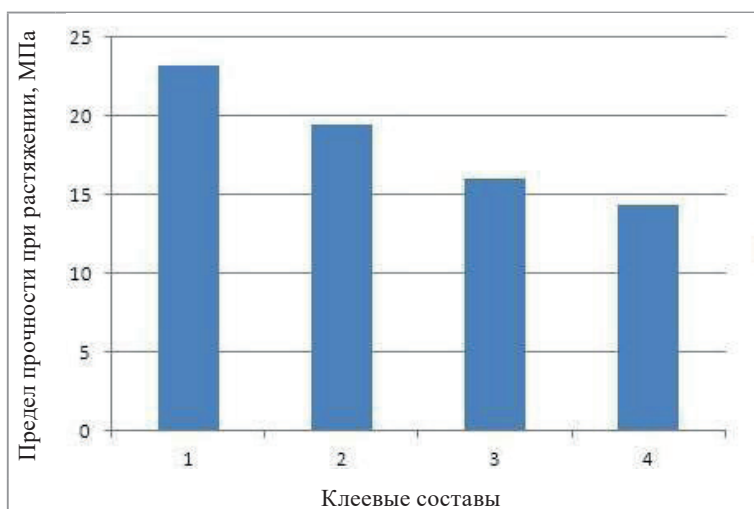


Рис. 10. Распределение прочностных свойств клеевого соединения пластика LAB 85 в зависимости от применения различных адгезивов после испытаний во влажной среде: 1 – белорусский клей на эпоксидной основе; 2 – DP 8005NS; 3 – белорусский клей на цианакрилатной основе; 4 – «Секунда 505» на цианакрилатной основе

Наименьшую прочность при растяжении показал цианакрилатный суперклей «Секунда 505» (14,3 МПа). При этом потеря прочности при растяжении склеенных соединений после эксплуатации во влажных условиях по сравнению с сухими как белорусского клея на цианакрилатной основе, так и цианакрилатного суперклея «Секунда 505» составила до 1 %.

Необходимо отметить, что цианакрилатные клеи стойкие к водным средам. Для повышения их работоспособности в воде, как правило, вводят 0,1 мас. % эфира абиединовой кислоты с возможными добавками глицерина [9, 13]. Так как в нашем случае отсутствует развернутый состав используемых цианакрилатных клеев и не указано наличие тех или иных добавок, то результаты прочностных испытаний данных клеев во влажных условиях можно считать условно точными.

Наихудшие результаты показал клей на акриловой основе DP 8005NS, для которого потеря прочности составила 39 % по сравнению с испытаниями в сухих условиях [3] при удовлетворительных результатах (19,86 МПа).

Прочность при растяжении аналогичных соединений после испытаний в масляной среде независимо от используемого клея существенно не изменилась. Данные потери прочности остались либо те же, что и при эксплуатации в сухих условиях, либо на некоторых образцах составили от 0,5 до 2,5 %.

Измерения величины микротвердости адгезионных составов проводили на базе НТП БНТУ «Политехник» с использованием микротвердомера AFFRI MVDM8 (Италия) по методу Виккерса с нагрузкой на индентор 10–50 г и временем выдержки 15 с. Результаты исследования приведены в табл. 2.

Таблица 2. Значения твердости адгезионных составов по методу Виккерса до и после атмосферных испытаний склеенных образцов

Вид адгезионных составов	Исследование твердости адгезионных составов до атмосферных испытаний		Исследование твердости адгезионных составов после атмосферных испытаний	
	твердость адгезионных составов HV	размер отпечатка, мкм	твердость адгезионных составов HV	размер отпечатка, мкм
DP 8805NS	13,8	57,6	8,2	50,44
DP 8005NS	13,2	74,8	8,4	71,8
LOCTITE UK 8103B10	25,1	48,46	12,8	75,15
Секунда 505	45,0	33,12	20,9	26,66
Белорусский цианакрилатный клей	23,2	49,40	17,1	45,4
Белорусский эпоксидный клей	11,3	60,15	10,0	58,9

Из таблицы видно, что твердость ряда клеевых составов после длительной атмосферной выдержки снизилась почти в 2 раза по сравнению с первоначальной. У других же, напротив, изменение значений твердости практически не наблюдалось. Однако немаловажное значение имеет корреляция прочностных испытаний и изменение твердости клеевых составов (табл. 3).

Таблица 3. Корреляция результатов исследования некоторых клеевых составов на прочностные характеристики и твердость до и после атмосферных воздействий

Вид адгезионных составов	Изменение твердости адгезионных составов после атмосферных испытаний, %		Изменение прочностных показателей адгезионных составов после длительного воздействия водной среды, %	
DP 8805NS	40,71	1,3	-	-
DP 8005NS	36,4	1,6	38,1	1,6
LOCTITE UK 8103	49,1	2	-	-
Секунда 505	53,5	2,2	1,4	1
Белорусский цианакрилатный клей	26,2	1,4	0,62	1
Белорусский эпоксидный клей	11,5	1,13	23,2	1,3

Из таблицы видно, что максимальное изменение твердости после атмосферных испытаний характерно для адгезионных составов «Секунда 505» и LOCTITE UK 8103. Клей DP 8005NS претерпевает одинаковое максимальное изменение твердости после атмосферных испытаний и после длительного воздействия водной среды. Минимальное изменение твердости после атмосферных испытаний (1,13%) характерно для белорусского эпоксидного клея. «Секунда 505» и белорусский цианакрилатный клей претерпевают минимальные изменения прочностных показателей после длительного воздействия водной среды. Выбор адгезионных составов для промышленного применения следует делать исходя из конкретных условий эксплуатации МК.

Выводы

1. Показано, что с увеличением плотности пластиков шероховатость по показателям R_a и R_z равномерно падает, достигая своего минимума и однородности на образцах плотностью 1,4 г/см³. Четко прослеживается снижение параметров шероховатости R_a и R_z с увеличением плотности модельных пластиков.

Отмечено, что пластик плотностью 1,3 г/см³ отличается по показателям шероховатости при использовании для соединения акрилового клея (DP 8805NS) и полиуретанового клея (LOCTITE UK 8103).

В случае применения клея DP 8805NS, содержащего в своем составе стеклянные гранулы, возможно разрушение шва при фрезерной обработке с характерными разрушениями. В случае соединения пластиков мягкими полиуретановыми клеями при фрезерной обработке наблюдается первоначальное вмятие клеевого шва под действием резца с последующей его релаксацией с образованием выпуклости.

Нежелательно использование клеев на основе полиуретанов и акрилов для соединения пластиков, обладающих малой плотностью ($0,65, 0,78 \text{ г/см}^3$), если необходимо получить высокую точность поверхности МК.

Длительность использования МК напрямую связано с шероховатостью поверхности и наличием задиров. В результате исследования было выявлено, что применение более плотных пластиков резко снижает шероховатость поверхности, однако в некоторых случаях армирующие гранулы или мягкие клеи на основе полиуретана могут ухудшать поверхность склеенного модельного пластика и образовывать на стыке клеевого соединения выбоины или выпуклости.

2. Установлено, что наибольшую прочность при растяжении показал белорусский клей на эпоксидной основе (23,24 МПа), что однако на 24% ниже по сравнению с аналогичной прочностью таких соединений в сухих условиях.

Наихудшие результаты показал клей на акриловой основе DP 8005NS, где потеря прочности составила 39% по сравнению с испытаниями в сухих условиях при удовлетворительных показателях прочности (19,86 МПа).

Прочность при растяжении аналогичных соединений после испытаний в масляной среде независимо от используемого клея существенно не изменилась. Данные потери прочности остались либо те же, что при эксплуатации в сухих условиях, либо на некоторых образцах составили от 0,5 до 2,5%.

3. Было установлено, что твердость ряда клеевых составов после длительной атмосферной выдержки снизилась почти в 2 раза по сравнению с первоначальной. У других же, напротив, изменение значений твердости практически не наблюдалось.

4. Выбор адгезионных составов для промышленного применения следует делать исходя из конкретных условий эксплуатации МК.

ЛИТЕРАТУРА

1. Изготовление литейного модельного комплекта с применением станка-робота FANUC / Л. Г. Саранин [и др.] // Известия ТулГУ. Технические науки. Вып. 12. Технология машиностроения. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2018. – № 12. – С. 519–527.
2. Калиниченко, М. Л. Создание литейных модельных комплектов из отходов производства с помощью технологии склеивания / М. Л. Калиниченко // Современные достижения в области клеев и герметиков: материалы, сырье, технологии: тез. докл. IV Междунар. науч.-техн. конф. – Н. Новгород, 2023. – С. 257–258.
3. Калиниченко, М. Л. Технология склеивания: теория, практика, материалы / М. Л. Калиниченко, Л. П. Долгий, В. А. Калиниченко. – Минск: БНТУ, 2021. – 187 с.
4. Сидорова, А. В. Исследование технологии обработки модельного пластика с использованием промышленных роботов / А. В. Сидорова, А. В. Малюков, А. Х. Гафиятуллин // Современные материалы, техника и технологии. – 2020. – № 6. – С. 61–66.
5. Multicut [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://multicut.ru>. – Дата доступа: 13.10.2023.
6. Саранин, Л. Г. Исследование процессов изготовления литейной оснастки из древесины и модельных пластиков / Л. Г. Саранин, П. И. Маленко // Известия ТулГУ. Технические науки. Вып. 10. Технология машиностроения. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2019. – № 10. – С. 502–507.
7. Фрейдин, А. С. Прочность и долговечность клеевых соединений / А. С. Фрейдин. – М.: Химия, 1971. – 256 с.
8. Натуральное исследование прочности склеивания массивной древесины современными клеями при эксплуатации в различных условиях / Е. В. Кантиева [и др.] // Лесотехнический журнал. Вып. 37. Древопереработка. Химические технологии. – 2020. – Т. 10. – № 1. – С. 105–115.
9. Вильнав, Ж. Ж. Клеевые соединения / Ж. Ж. Вильнав; под ред. Г. В. Малышевой. – М.: Техносфера, 2007. – 385 с.
10. Поциус, А. Клеи, адгезия, технология склеивания / А. Поциус. – 3-е изд.; под ред. Г. В. Комарова. – СПб.: Профессия, 2016. – 384 с.
11. ГОСТ 30535-97. Клеи полимерные. Номенклатура показателей. – Введ. 01.01.2002. – Минск: Межгос. совет по стандартизации, метрологии и сертификации: Белорус. гос. ин-т стандартизации и сертификации, 2001. – 10 с.
12. ГОСТ 4650-80. Пластмассы. Методы определения водопоглощения. – Введ. 01.12.1980. – М.: Гос. стандарт Союза ССР: ИПК Изд-во стандартов, 1988. – 7 с.
13. Шилдз, Дж. Клеящие материалы: справ. / Дж. Шилдз; под ред. В. П. Батизата. – М.: Машиностроение, 1980. – 368 с.

REFERENCES

1. Saranin L. G. [et al.] Izgotovlenie litejnogo model'nogo komplekta s primeneniem stanka-robota FANUC [Production of a foundry model kit using a FANUC robotic machine]. *Izvestiya TulGU. Tekhnicheskie nauki. Vyp. 12. Tekhnologiya mashinostroeniya = News of TulGU. Technical science. Vol. 12. Mechanical engineering technology* (ed. V. V. Preuss). Tula, Tula State University Publ., 2018, no. 12, pp. 519–527.

2. **Kalinichenko M. L.** Sozdanie litejnyh model'nyh komplektov iz othodov proizvodstva s pomoshch'yu tekhnologii skleivaniya [Creation of foundry model kits from production waste using gluing technology]. *Sovremennye dostizheniya v oblasti kleev i germetikov: materialy, syr'e, tekhnologii: tezisy dokladov IV Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. = Modern achievements in the field of adhesives and sealants: materials, raw materials, technologies: abstracts of the IV International scientific-technical conf.* N. Novgorod, 2023, pp. 257–258.
3. **Kalinichenko M. L., Dolgiy L. P., Kalinichenko V. A.** *Tekhnologiya skleivaniya: teoriya, praktika, materialy* [Bonding technology: theory, practice, materials]. Minsk, BNTU Publ., 2021, 187 p.
4. **Sidorova A. V., Malyukov A. V., Gafiyatullin A. H.** Issledovanie tekhnologii obrabotki model'nogo plastika s ispol'zovaniem promyshlennyh robotov [Research of model plastic processing technology with the use of industrial robots]. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii = Modern materials, equipment and technologies*, 2020, no. 6, pp. 61–66.
5. Multicut [Electronic resource]. Available at: <https://multicut.ru> (access date 13.10.2023).
6. **Saranin L. G., Malenko P. I.** Issledovanie processov izgotovleniya litejnoj osnastki iz drevesiny i model'nyh plastikov [Study of the processes of manufacturing foundry equipment from wood and model plastics]. *Izvestiya TulGU. Tekhnicheskie nauki. Vyp. 10. Tekhnologiya mashinostroeniya = News of TulGU. Technical science. Vol. 10. Mechanical engineering technology (ed. O. I. Boriskin).* Tula, Tula State University Publ., 2019, no. 10, pp. 502–507.
7. **Freidin A. S.** *Prochnost' i dolgovechnost' kleevyh soedinenij* [Strength and durability of adhesive joints]. Moscow, Himiya Publ., 1971, 256 p.
8. **Kantieva E. V. [et al.]** Natural'noe issledovanie prochnosti skleivaniya massivnoj drevesiny sovremennymi kleyami pri ekspluatatsii v razlichnykh usloviyakh [Natural study of the bonding strength of solid wood with modern adhesives during operation in various conditions]. *Lesotekhnicheskij zhurnal. Vyp. 37. Derevoopererabotka. Himicheskie tekhnologii = Forestry Journal. Vol. 37. Wood processing. Chemical technologies*, 2020, vol.10, no. 1, pp. 105–115.
9. **Villenave J. J.** *Kleevye soedineniya* [Adhesive joints]. Moscow, Technosfera Publ., 2007, 385 p.
10. **Pocius A.** *Klei, adgeziya, tekhnologiya skleivaniya* [Adhesives, adhesion, gluing technology]. 3rd ed. St. Petersburg, ProfessiyaPubl., 2016, 384 p.
11. GOST 30535-97. Polymer adhesives. Nomenclature of indicators. 01.01.2002. Minsk, Interstate Council for Standardization, Metrology and Certification, Belarus. state Institute of Standardization and Certification, 2001, 10 p.
12. GOST 4650-80. Plastics. Methods for determining water absorption. 01.12.1980. Moscow, State Standard of the USSR, IPK Publishing House of Standards, 1988, 7 p.
13. **Shields J.** *Kleyashchie materialy: sprav.* [Adhesive materials: reference book]. Moscow, Maschinostroenie Publ., 1980, 368 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-106-116>
УДК 669.13.017:620.18; 669.13.017:620.17

Поступила 01.04.2024
Received 01.04.2024

ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ВО ВКЛЮЧЕНИЯХ ГРАФИТА В ЛИТОМ И ДЕФОРМИРОВАННОМ ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ

А. И. ПОКРОВСКИЙ, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: arturu@tut.by
С. В. ГРИГОРЬЕВ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65

Для понимания механизма зарождения и роста графитных включений при высокотемпературной кристаллизации расплава чугуна чрезвычайно важны данные о том, как распределяются химические элементы в графите. Это также важно и для понимания механизмов последующей пластической деформации чугуна.

Описана специфика микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) графитных включений сферической формы в чугуне, связанная с выбором исследуемого сечения образца. Наиболее достоверны и информативны результаты, когда включение графита рассекается плоскостью шлифа ровно посередине.

Проведен сравнительный МРСА распределения химических элементов по сечению графитных включений в литом и деформированном (методом горячего выдавливания) высокопрочном чугуне. В литом состоянии в центре включений, помимо основного элемента (углерода), обнаружены аномалии распределения концентраций ряда элементов. Магний, кремний, сера, кислород, иногда железо показывают повышенное содержание в центре. Это, вероятно, связано с наличием в расплаве чугуна при кристаллизации микрочастиц оксидов, сульфидов и оксисульфидов (либо включений кремнистого феррита), на которых в дальнейшем происходит рост графитных включений.

В деформированном чугуне аномалии распределения элементов во включениях в значительной мере устраняются и распределение становится более однородным, причем чем выше степень обжатия, тем выше однородность химического состава. Так, в некоторой мере неоднородность распределения состава еще встречается в продольном сечении при деформации со степенью обжатия 60%. При степени обжатия 80% включение в поперечном сечении становится практически полностью однородным по химическому составу.

Ключевые слова. Высокопрочный чугун, включения, графит, распределение химических элементов, пластическая деформация чугуна, микрорентгеноспектральный анализ.

Для цитирования. Покровский, А. И. Особенности распределения химических элементов во включениях графита в литом и деформированном высокопрочном чугуне / А. И. Покровский, С. В. Григорьев // *Литье и металлургия*. 2024. № 2. С. 106–116. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-106-116>.

SPECIFIC OF DISTRIBUTION OF CHEMICAL ELEMENTS IN GRAPHITE INCLUSIONS IN AS-CAST AND DEFORMED DUCTILE CAST IRON

A. I. POKROVSKY, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: arturu@tut.by
S. V. GRIGOR'EV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

The knowledge about distribution of chemical elements in graphite is crucial for understanding the mechanism of nucleation and growth of graphite inclusions during high-temperature crystallization of a cast iron melt. It is also important for understanding the mechanisms of subsequent plastic deformation of cast iron.

The specificity of the electron probe microanalysis (EPMA) of spherical graphite inclusions in cast iron, which is connected with a selection of the specimen's cross-section to be studied, is described. The most reliable and informative results are obtained when the graphite inclusion is cut by a plane of the metallographic section exactly in the middle.

Comparative EPMA is performed of the profiles of chemical elements over a cross-section of graphite inclusions in the as-cast and deformed (by hot extrusion) ductile iron. It is found that in the as-cast state, the center of inclusions, in addition to the main element (carbon), features anomalies in the concentration profiles of a number of elements. Magnesium, silicon, sulfur, oxygen and sometimes iron exhibit increased content in the center. This can be attributed to the presence of oxide, sulfides and oxysulfide microparticles in the cast iron melt during crystallization (or inclusions of silicon-containing ferrite) on which graphite inclusions subsequently grow.

In the deformed cast iron, anomalies in the concentration distribution of elements in the inclusions are largely eliminated and their distribution becomes more uniform. The higher the reduction ratio, the larger is the homogeneity of the chemical composi-

tion. To some extent, the heterogeneity of the composition distribution is still found in the longitudinal section at deformation with the reduction ratio of 60%. For the reduction ratio of 80%, in cross section the inclusion becomes almost completely homogeneous in chemical composition over the in cross section.

Keywords. Ductile cast iron, graphite inclusions, concentration profile of elements, electron probe microanalysis.

For citation. Pokrovsky A. I., Grigor'ev S. V. Specific of distribution of chemical elements in graphite inclusions in as-cast and deformed ductile cast iron. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 106–116. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-106-116>.

Введение

Чугун занимает ведущее место среди современных машиностроительных материалов. Мировой выпуск всех типов чугунов, по данным журнала «Modern Casting» [1], стабилизировался на 80 млн. т. При этом наблюдается устойчивая тенденция увеличения объемов использования наиболее высокопрочных марок, когда уже более четверти (20 млн. т) всех выпускаемых в мире отливок изготавливаются из высокопрочного чугуна (ВЧ) [2]. Началом эпохи ВЧ послужил разработанный Keith Dwight Millis [3] способ модифицирования чугуна путем введения небольших добавок магния на стадии разливки в ковш.

Области применения ВЧ чрезвычайно широки, причем он уверенно конкурирует со стальными деталями в станкостроении, автомобилестроении и железнодорожном транспорте [4] и распространяется сейчас не только на детали машин, но и на инструмент (например, почвообрабатывающий).

Пожалуй, главным, до конца не выясненным вопросом структурообразования ВЧ при литье является механизм формирования сферических включений графита. Именно эти включения ответственны за высокие прочностные и антифрикционные характеристики этого материала, способность быстро гасить вибрации, меньший, чем у стали, удельный вес, повышенную теплопроводность. Существует большое число теорий и гипотез формирования шаровидного графита в литой структуре чугунов [5]. Можно выделить несколько школ исследователей механизмов зарождения графита: так называемая «украинская» [6–8] и школа известного американского ученого Doru M. Stefanescu [9–13]. На сегодняшний день превалирует гипотеза зарождения включений графита на оксидах, сульфидах, окисульфидах и других подобных включениях.

Перспективным вариантом дальнейшего совершенствования структуры и свойств ВЧ является обработка литой заготовки с использованием горячей пластической деформации, например, выдавливания [14]. Она позволяет путем существенной модификации структуры добиться еще большего повышения механических свойств. Форма графитных включений при этом отклоняется от шаровидной, превращаясь в веретенообразную и волокнистую [15, 16]. Причем структурообразование графитных включений в высокопрочном чугуне при горячей пластической деформации имеет свои особенности [17], а механизму пластической деформации графита предложено оригинальное объяснение [18].

Представляет интерес проследить как при переходе от литого к деформированному состоянию изменяется состав графитных включений. Это позволит лучше понять процессы, происходящие при зарождении включений и их последующей пластической деформации.

Наиболее информативным методом исследований состава включений графита нам представляется локальный МРСА, когда на сканирующем электронном микроскопе по поверхности перемещается электронный луч и в результате взаимодействия пучка электронов с образцом образуется, в том числе и рентгеновское излучение. В случае чугунов на микрошлифе с помощью электронного луча исследуются сечения графитных включений, пересекая его в разных направлениях.

Цель работы – сравнительные исследования распределения химических элементов во включениях графита в литом и деформированном высокопрочном чугуне.

Материалы и методики

Исследовали ВЧ следующего химического состава: 3,52 мас.% углерода, 2,0 мас.% кремния, 0,5 мас.% марганца, 0,3 мас.% никеля, 0,05 мас.% магния, 0,08 мас.% фосфора, 0,01 мас.% серы.

Чугун выплавляли в индукционной печи объемом тигля, рассчитанном на 150 кг по известной технологии, модифицировали известными модификаторами: сфероидизирующим ФСМГ7К03 и графитизирующим ферросилицием ФС75. Затем из вертикально отлитых в песчаные формы заготовок вытачивали цилиндрические образцы для последующего горячего выдавливания из них деформированных прутков. Проведенные известными методами механические испытания показали, что по прочности чугун соответствует марке ВЧ50.

Пластическую деформацию чугунной заготовки выполняли на серийном кривошипно-шатунном прессе при температуре 950 °С в подогретом до 250 °С штампе методом прямого выдавливания по методике, описанной в [14]. Изготовление и травление шлифов проводили по стандартным методикам, в качестве травителя использовали 5 %-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте (ниталь).

Для предварительного анализа микроструктуры использовали металлографический комплекс МКИ-2М. Микрорентгеноспектральные исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе VEGA II LMU с микроанализатором INKA Energy 350, сканирующем зондовом микроскопе «Solver PRO-M».

Исследуемые включения представляли собой шар (в литом состоянии) и веретенообразные и волокноподобные фигуры (в зависимости от степени обжатия) в деформированном состоянии. Внешний вид включений в аксонометрии, полученных по специальной методике электролитического вытравливания [17], показан на рис. 1, *а–в*, а соответствующие микроструктуры – на рис. 1, *г–е*.

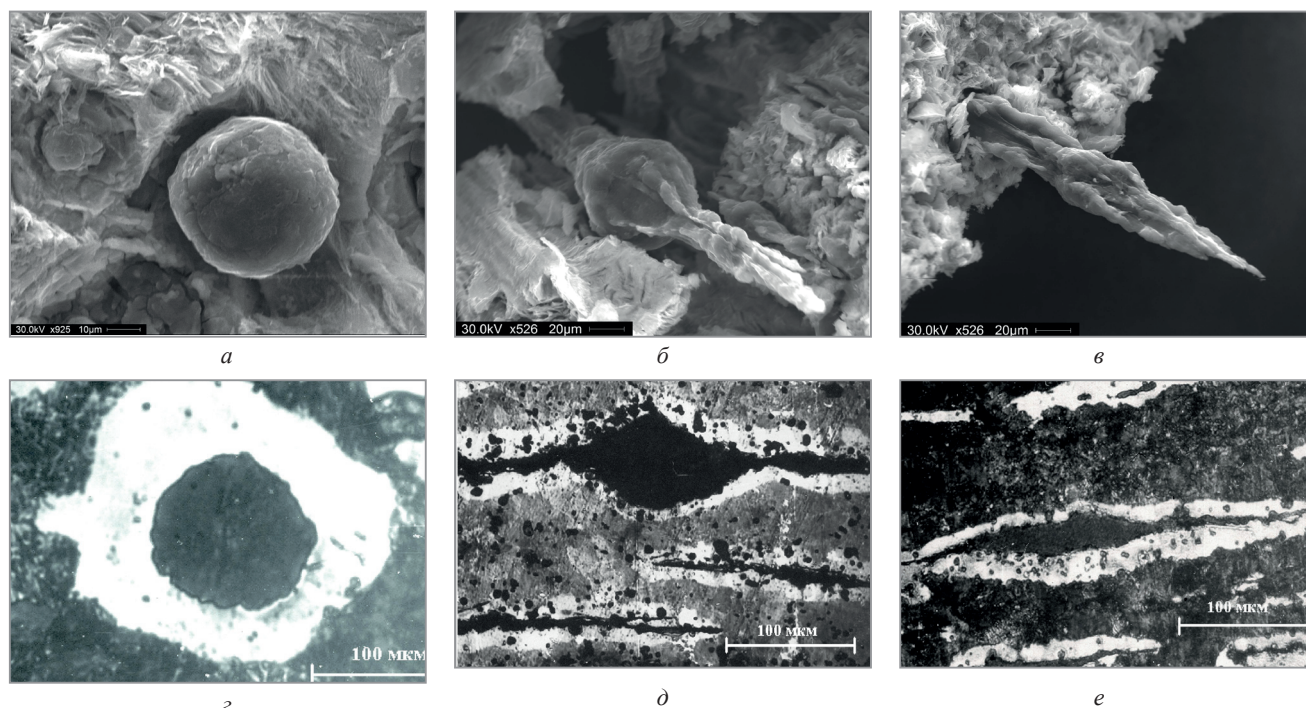


Рис. 1. Внешний вид включений графита в литом (*а, г*) и деформированном (*б, в, д, е*) состоянии:
а–в – РЭМ изображения электролитически вытравленных включений [17];
г–д – изображения микроструктуры на металлографических шлифах [14]

Результаты и их обсуждение

Специфика МРСА графитных включений в высокопрочном чугуне

В первую очередь нужно отметить, что исследования проводили на полированном металлографическом шлифе, где включения графита расположены в металлической матрице, которая имеет кардинально отличный от включения состав. Поэтому существует определенная специфика их дифференциации, которую нужно учитывать. Она связана с тем, что пучок электронов из электронной пушки сканирующего электронного микроскопа попадает на поверхность образца и взаимодействует с приповерхностной областью исследуемого материала глубиной Δ (для графита составляющей в первом приближении 5 мкм). Генерация характеристического рентгеновского излучения происходит в результате неупругого взаимодействия между пучками электронов и определенной областью образца. Поэтому для уверенности в том, что определяется именно состав графита, а не интегрированный химический состав графита совместно с расположенной под ним металлической матрицей толщина слоя графита должна составлять не менее 5–10 мкм (сравним размеры Δ и Δ_1 на рис. 2).

При этом можно столкнуться с тремя вариантами расположения графитных включений на исследуемом шлифе (рис. 2).

Как видно из рисунка, по краям включения слой графита слишком тонкий и результат анализа включает в себя интегрированные результаты с нижележащими слоями металлической матрицы. Поэтому

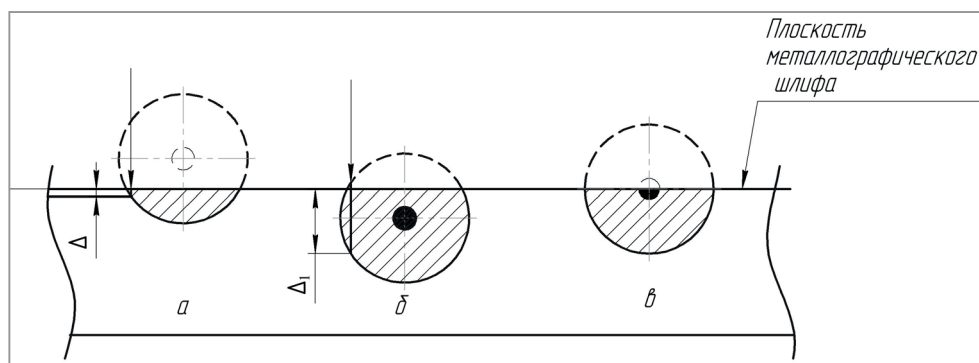


Рис. 2. Различные варианты расположения исследуемых графитных включений на поверхности металлографического шлифа, когда ось симметрии включения проходит выше плоскости шлифа (а); ниже плоскости шлифа (б); совпадает с плоскостью шлифа (наиболее оптимальный вариант) (в)

результаты, представленные таким расположением графита, когда ось симметрии включения проходит выше плоскости шлифа, следует считать недостаточно достоверными.

Как правило, в случае расположения оси симметрии выше плоскости шлифа кривая интенсивностей углерода имеет куполообразный характер с плавным «выполаживанием» в горизонтальную линию. Из-за пластичности железа и малой прочности графита на краю всегда будет наблюдаться в большей или меньшей степени плавное изменение концентрации элементов на краю частичек из-за «намазывания» этих элементов друг на друга при приготовлении шлифа. В идеальном случае нужно устранять намазывание с помощью ионного травления поверхности шлифа. Но поскольку в данной работе оно не производилось, учитывали то, что «выполаживание» может быть не только из-за элементов, лежащих под частицей, но и на частице.

Более благоприятным вариантом расположения является случай (рис. 2, б), когда ось симметрии проходит ниже плоскости шлифа. На рис. 3 показан пример, иллюстрирующий вышесказанное. В случае, когда ось симметрии включения проходит ниже плоскости шлифа, характер кривой существенно изменяется. Кривая интенсивности углерода имеет вид, близкий к горизонтальному плато, которое по краям достаточно резко обрывается вниз (рис. 4, а–г).

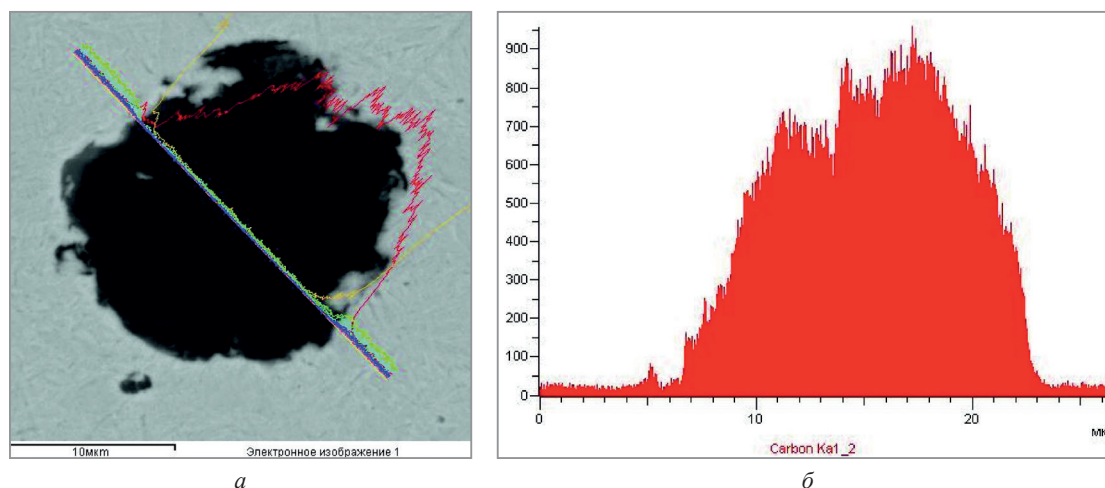


Рис. 3. Пример МРСА шаровидного включения графита, ось симметрии которого проходит выше плоскости шлифа: а — изображение частицы и результаты МРСА; б — распределение углерода по сечению

Обнаруженные отклонения содержания кислорода на периферии включения

При исследовании шлифов достаточно часто выявляется следующая закономерность, когда, помимо углерода, обнаруживаются максимумы других элементов. В частности, на границе с металлической матрицей во многих случаях обнаружено возрастание содержания кислорода (рис. 5, а–г). Это предположительно может свидетельствовать о том, что при росте включения оксиды оттесняются на периферию либо о наличии оксидной пленки снаружи включения. Необходимо отметить, что это могут быть и эффекты, вызванные травлением шлифа в кислотах, так как травление всегда идет интенсивнее на границе раздела фаз, а металлическая матрица (рис. 5, в) слегка подтравлена.

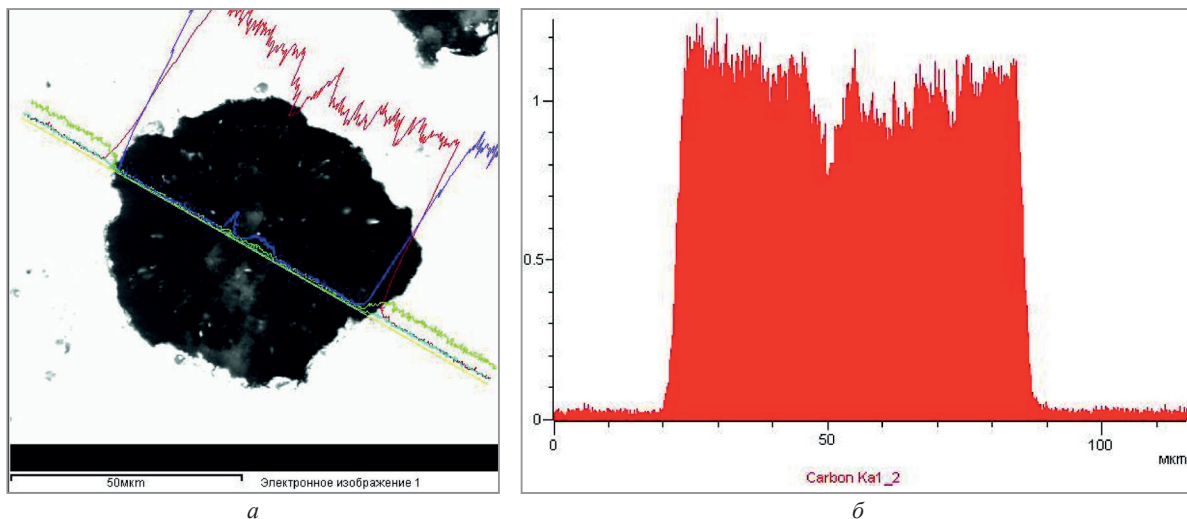


Рис. 4. Пример МРСА шаровидного включения графита, ось симметрии которого проходит ниже плоскости шлифа:
 а – изображение частицы и результаты МРСА; б – распределение углерода по сечению

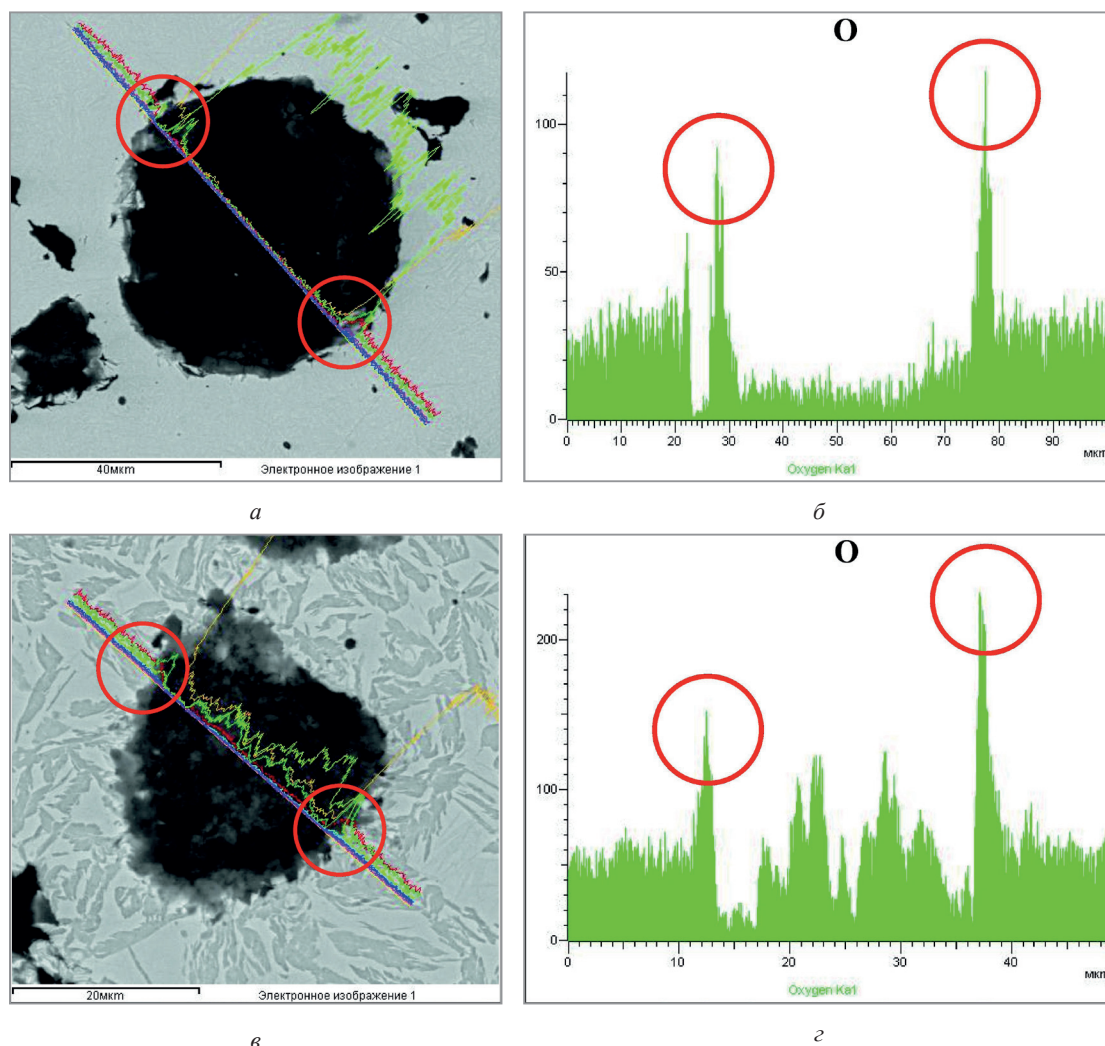


Рис. 5. Примеры результатов МРСА (а, в) и распределение кислорода (б, г) с соответствующими кислородными «пиками» по границе периферии шаровидного включения графита

МРСА исследования включений графита в литом высокопрочном чугуне

Для понимания механизма зарождения шаровидного графита, разумеется, наиболее интересен анализ центра включения и то, какие именно химические элементы, помимо графита, там обнаружены.

По мере приближения к центру включения начинают обнаруживаться ряд других аномалий. В первую очередь это повышение интенсивности линий спектра железа в центре включения. Это может быть связано с попаданием луча в зону кремнистого феррита. Подобные зоны выглядят как светлые пятна на темном фоне [16, 17] и могут встречаться как в центре, так и по всему сечению графитного включения (рис. 6, в). Вероятно, в данном случае зарождение графита произошло на включении кремнистого феррита.

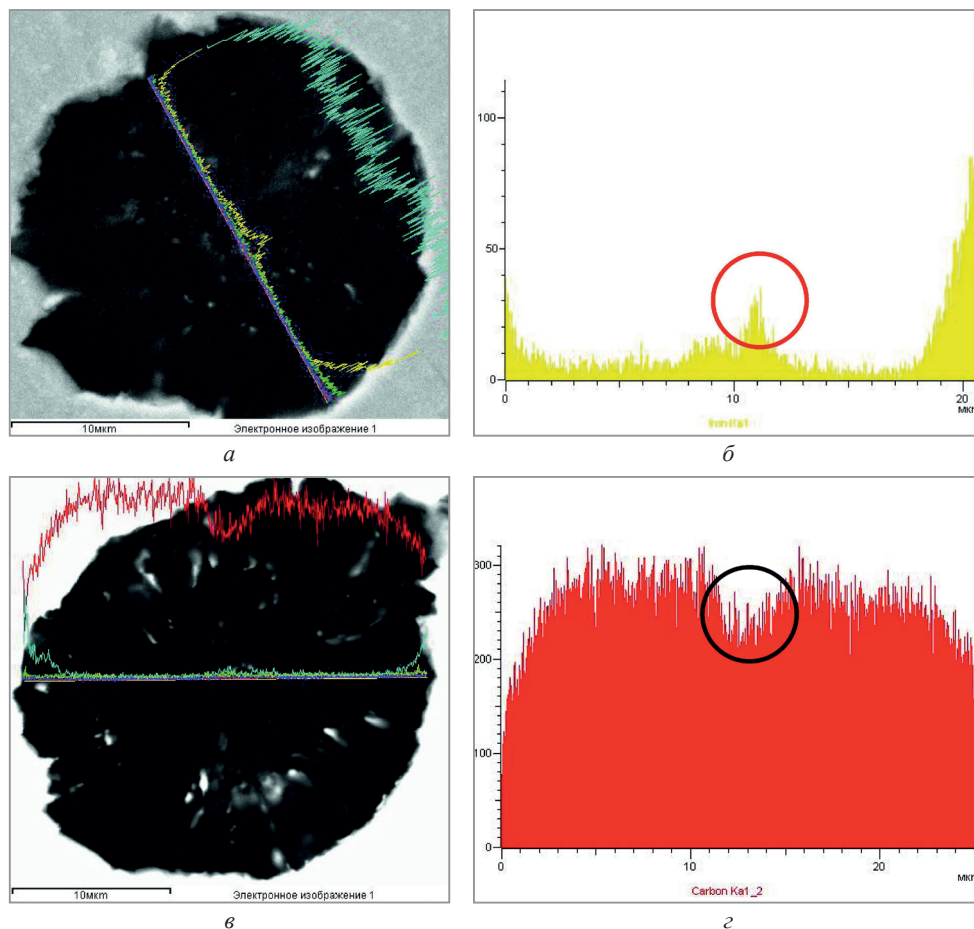


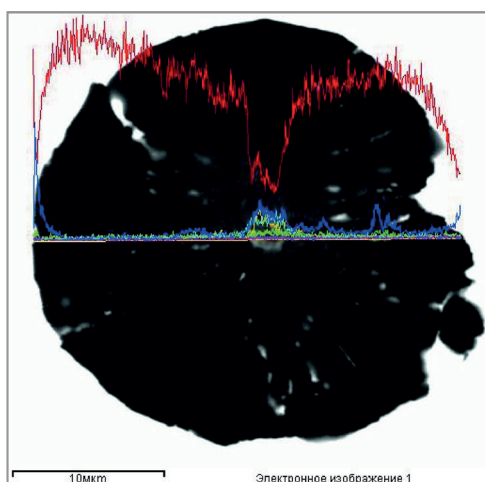
Рис. 6. Результаты МРСА (а, в) и распределение включения железа (б) и углерода (з)

Рассмотрим случай (см. рис. 2, в), когда плоскость шлифа совпала с центром симметрии графита. При этом удалось зафиксировать большое число аномальных отклонений концентраций различных элементов от минимальных значений (рис. 7, а – з).

Наиболее очевидные концентрационные пики в центре включения показывают химические элементы сера и кислород (рис. 7, з, д). Это прямым образом подтверждает примесную теорию зарождения включений графита на оксидах и сульфидах. Магний, более-менее равномерно распределяясь по всему сечению включения графита, тем не менее тоже показывает пик концентрации, приходящийся на центр включения, хотя и менее выраженный (рис. 7, в). Очевидно, что магний участвует в зарождении графита и, вероятнее всего, образует тугоплавкий оксид магния (температура плавления MgO – 3100 К), на котором впоследствии выделяется графит.

Отдельно остановимся на распределении в графите железа (см. рис. 4, ж). При относительно невысоком (практически «следы») и равномерном его содержании по большей части сечения железо показало два небольших концентрационных пика в правой части спектрограммы (обведены кружками). Сопоставление спектрограмм показывает, что аналогичные пики выявлены в этих же местах у кремния (сравним рис. 5, е с рис. 5, ж). Можно сделать предположение, что линия зонда пересекла небольшие участки кремнистого феррита (практически чистого железа, легированного кремнием), т. е. те самые небольшие фрагменты аустенита, который попал внутрь и «окантовался» графитным включением в процессе его роста из расплава.

Марганец и хром являются единственными химическими элементами, распределенными по сечению включения графита относительно равномерно (см. рис. 5, з, и).



a

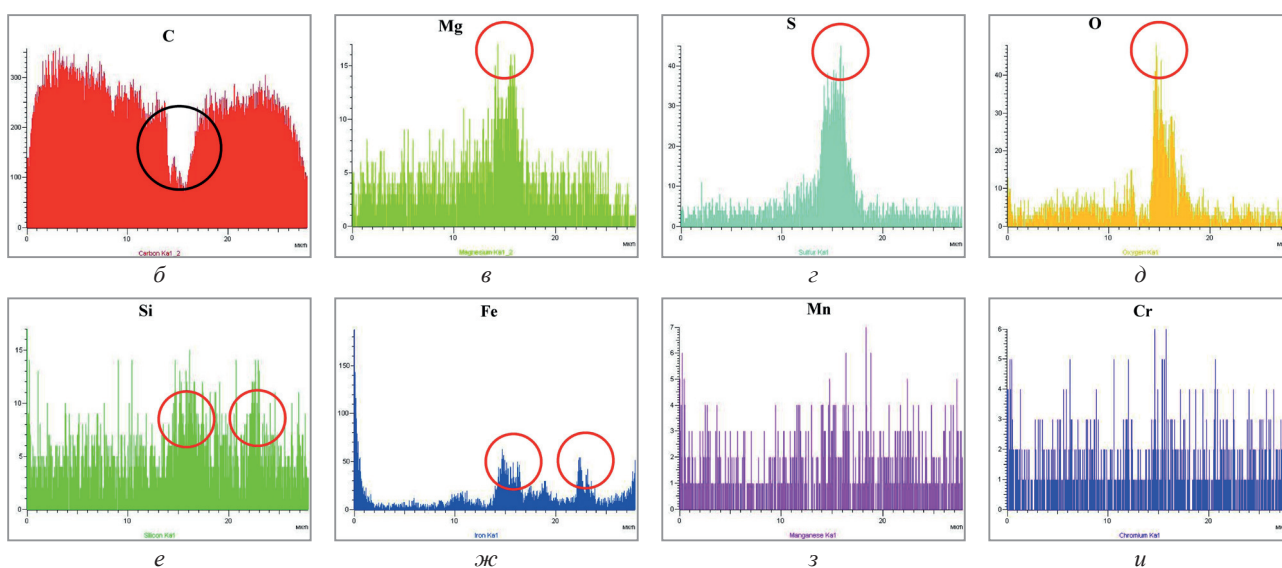


Рис. 7. Пример МРСА включения графита (а) и распределение элементов: углерода (б); магния (в); серы (г); кислорода (д); кремния (е); железа (ж); марганца (з); хрома (и)

МРСА исследования графита высокопрочного чугуна, деформированного со степенью обжатия 60 %

Поперечное сечение графитного включения со степенью обжатия 60 %

В деформированном поперечном сечении аномалии концентраций не выражены. Сера, кислород, кремний, железо не показывают никаких отклонений от минимума.

Как видно из рис. 8, а, в центре включения в поперечном сечении наблюдается небольшое падение концентрации по углероду (рис. 8, б) и одновременно в центре обнаружен некоторый рост концентрации кислорода (рис. 8, в). Очевидно, это оставшаяся часть оксида, характерная для центра включения литого чугуна. Наиболее яркое ее проявление можно наблюдать на рис. 7, г. Вкраплений кремнистого феррита не отмечено (рис. 8, г, д), о чем свидетельствуют минимально низкие содержания железа и кремния. Других аномалий не обнаружено, кислородные максимумы по краям включения отсутствуют. В целом можно сказать, что произошло значительное выравнивание концентраций большинства элементов по сечению.

Продольное сечение графитного включения со степенью обжатия 60 %

Некоторые результаты МРСА продольного сечения графитного включения приведены на рис. 9, а–д. Как видно из рисунка, в отличие от литого состояния какие-либо максимумы полностью отсутствуют. Вероятно, произошло смещение графитных пластин и равномерное перераспределение примесей по сечению.

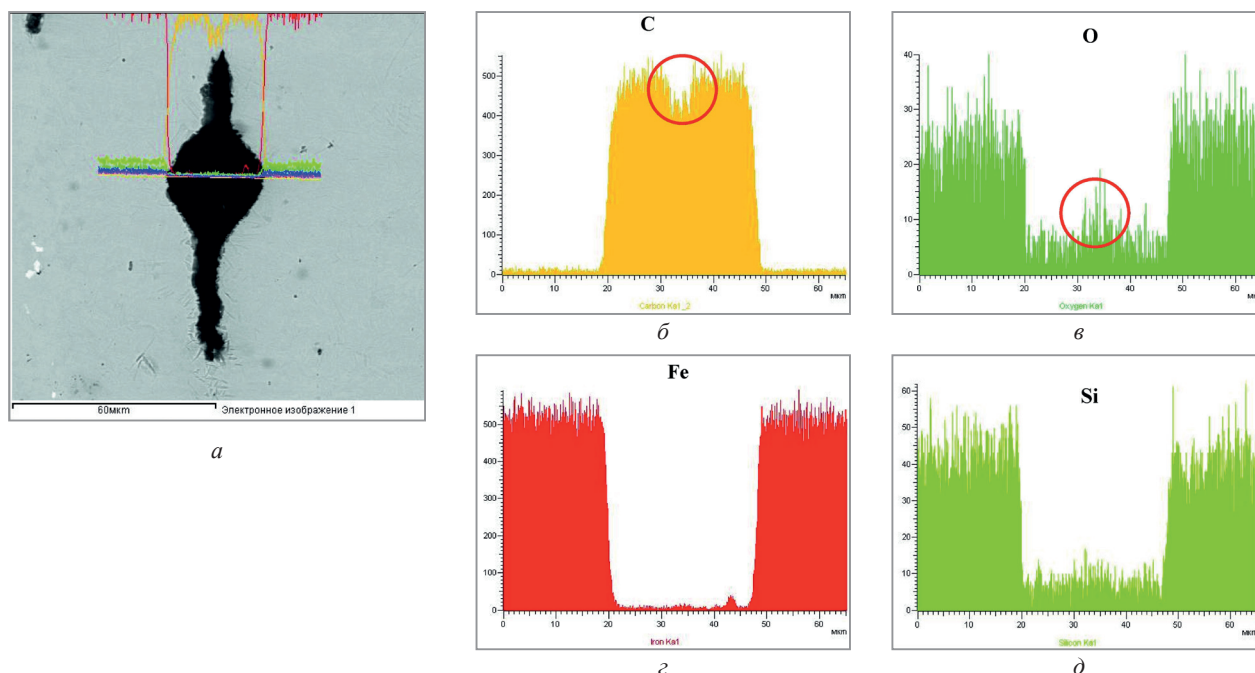


Рис. 8. Результаты МРСА деформированного включения (а) и распределение элементов: углерода (б), кислорода (в), железа (г), кремния (д). Деформированный ВЧ со степенью обжатия 60 %. Поперечное сечение

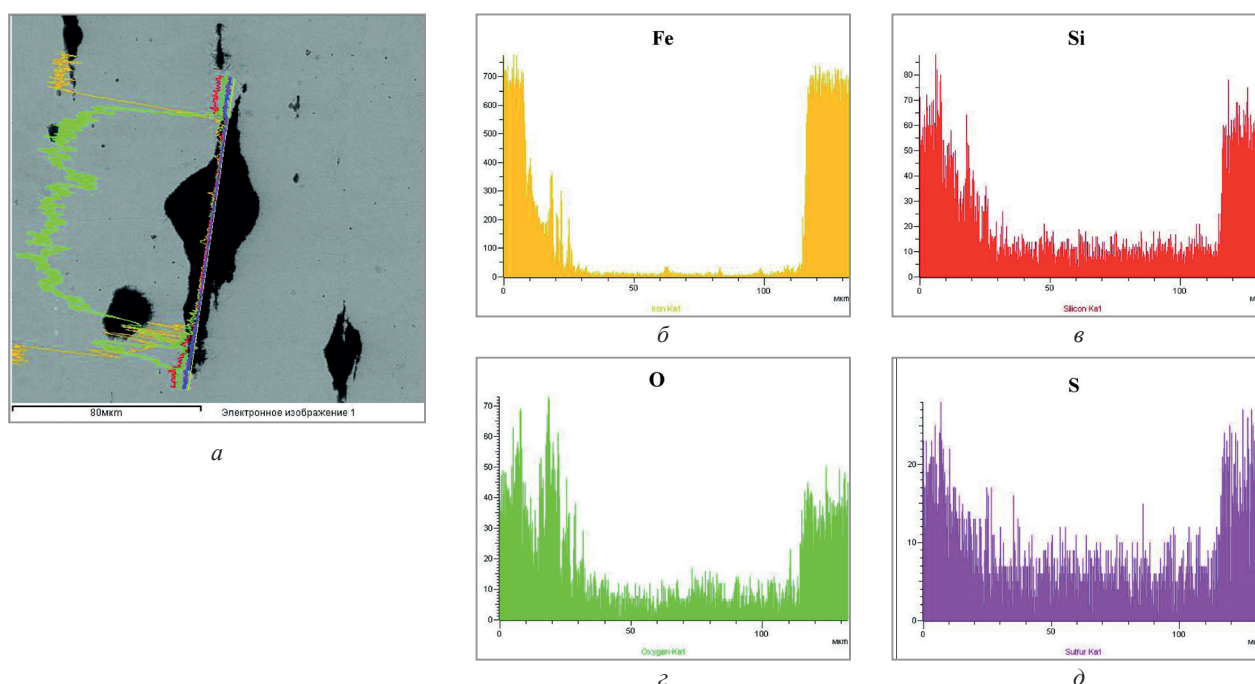


Рис. 9. Результаты МРСА продольного сечения графитного включения (а) и распределение элементов: железа (б); кремния (в); кислорода (г); серы (д). Деформированный ВЧ со степенью обжатия 60 %. Продольное сечение

МРСА исследования графита высокопрочного чугуна, деформированного со степенью обжатия 80 %

МРСА исследования графита в продольном направлении (параллельно вытяжке)

При степени обжатия 80% графитное включение приобретает вид вытянутого волокна (рис. 10, а). В этом случае никаких аномалий в распределении химических элементов не наблюдается (рис. 10, а–ж). Железо, кремний, марганец, сера, кислород показывают минимальные значения. Включение полностью состоит из углерода. Это свидетельствует о том, что произошли существенные смещения графитных слоев вдоль оси деформации и примеси равномерно перераспределились по всей длине включения.

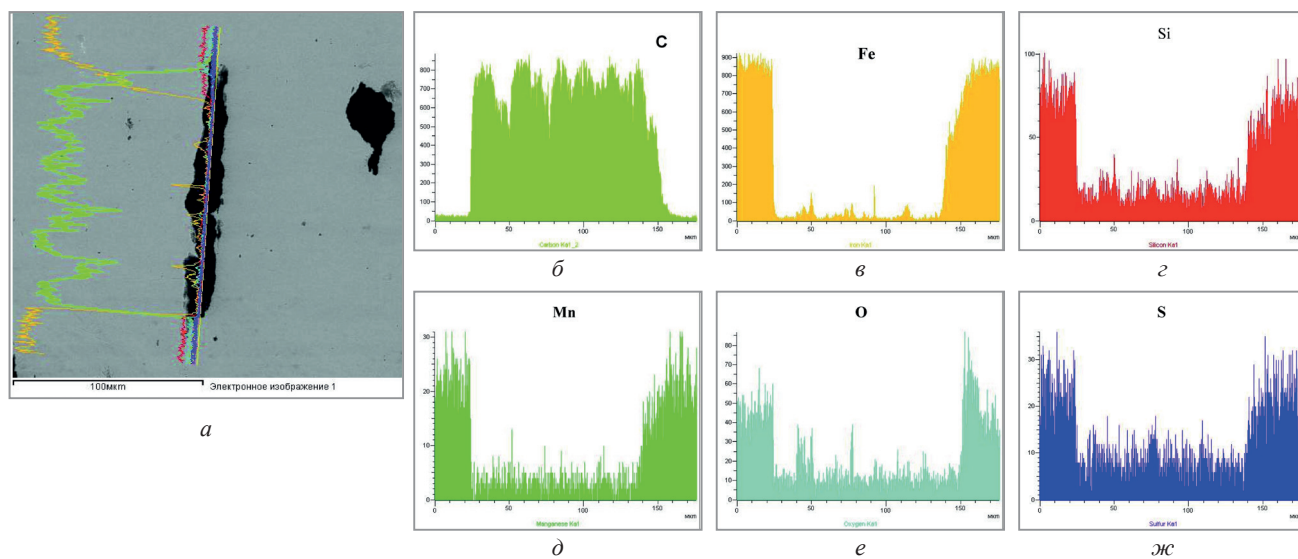


Рис. 10. Результаты МРСА (а) и распределение углерода (б); железа (в); кремния (г); марганца (д); кислорода (е); серы (ж). Деформированный ВЧ со степенью обжата 80 %. Продольное сечение

МРСА исследования графита перпендикулярно вытяжке

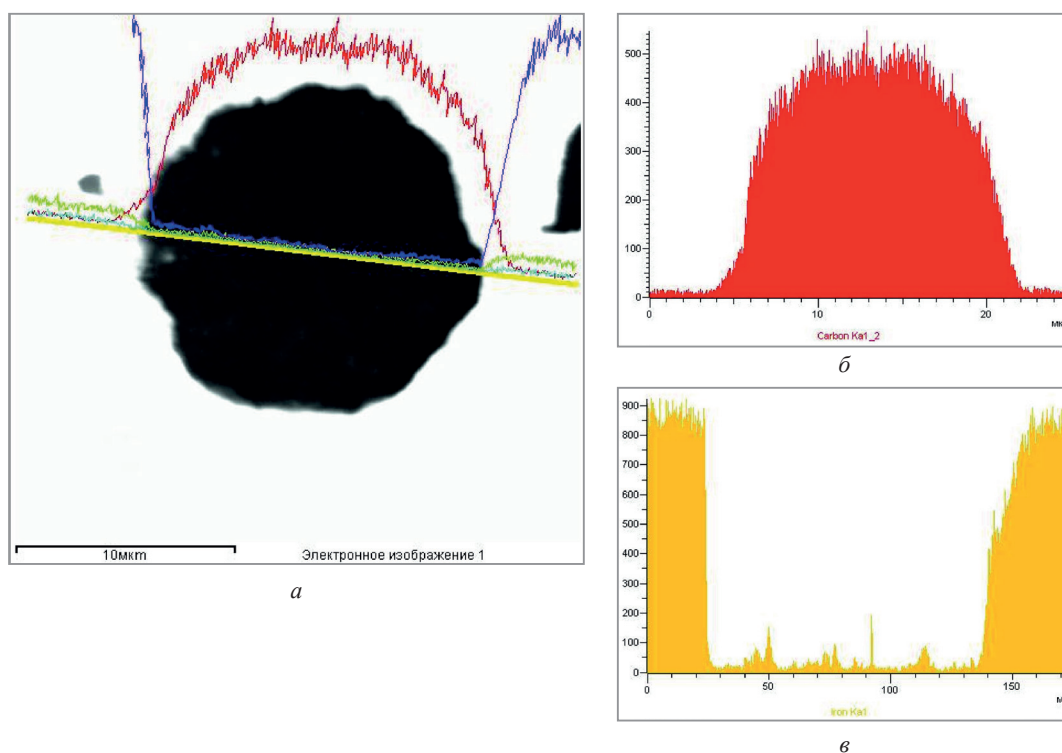


Рис. 11. Результаты МРСА (а) и распределение углерода (б); железа (в). Деформированный ВЧ со степенью обжата 80 %. Поперечное сечение волокна (линия течения металла проходит перпендикулярно рисунку)

Анализируя рис. 11, можно отметить, что в продольном сечении произошло полное выравнивание химического состава по сечению включения. Характерные максимумы серы и кислорода, отображающиеся в литом состоянии, полностью нивелировались.

Выводы

Показано, что микрорентгеноспектральный анализ графита в высокопрочном чугуна имеет определенную специфику. Она связана с правильным выбором исследуемого сечения образца. В случае, если ставится задача исследовать центр включения – наиболее достоверны и информативны результаты, когда сечение графита рассекается плоскостью шлифа ровно посередине.

В литом состоянии в центре включения обнаружены аномалии распределения концентраций ряда элементов. Магний, кремний, сера, кислород, иногда железо показывают повышенное содержание, а углерод – пониженное. Это связано с первоначальным образованием в расплаве чугуна микрочастиц оксидов, сульфидов и окисульфидов (либо включений кремнистого феррита), на которых в дальнейшем происходит рост графитных включений. Таким образом, данное исследование подтверждает примесную теорию зарождения включения графита на оксидах и сульфидах.

Проведен сравнительный МРСА распределения химических элементов по сечению графитного включения в литом и деформированном (методом горячего выдавливания) высокопрочном чугуне. В деформированном чугуне эти аномалии в значительной мере устраняются и распределение элементов становится более однородным, причем чем выше степень обжата, тем выше однородность химического состава. В некоторой мере неоднородность распределения состава еще встречается в продольном сечении при деформации 60%. При степени обжата 80% в поперечном сечении включение становится практически полностью однородным по химическому составу.

Полученные экспериментальные данные уточняют существующие теории зародышеобразования включений графита при литье, а в деформированном состоянии характеризуют сильную степень смещения составляющих графит сегментов.

*Работа выполнена в ФТИ НАН Беларуси (г. Минск)
в рамках ГПНИ «Электромагнитные технологии», задание № 3.3.3.*

ЛИТЕРАТУРА

1. Total Casting Tons Dip in 2019 // Modern Casting. – January 2021. – P. 28–30.
2. **Леушин, И. О.** Современные тренды производства чугунного литья / И. О. Леушин, А. Г. Панов // Черные металлы. – 2021. – № 7.
3. **Millis K. D. [et al.]** Cast ferrous alloy. Patent US 2485760, заявл. 21.11.1947, опубл. 25.10.1949.
4. Возможности высокопрочного чугуна с шаровидным графитом неисчерпаемы. Ч. 1 / Н. Н. Александров [и др.] // Литейное производство. – 2013. – № 11. – С. 7–11.
5. **Роговский, А. Н.** О современных теориях и гипотезах формирования шаровидного графита в литой структуре чугунов / А. Н. Роговский, А. А. Шипельников // Литейное производство. – 2014. – № 4. – С. 5–7.
6. **Баранов, А. А.** К теории образования в чугуне шаровидного графита / А. А. Баранов, Д. А. Баранов // Металл и литье Украины. – 2003. – № 9–10. – С. 42–45.
7. **Найдек, В. Л.** Шаровидный графит в чугунах / В. Л. Найдек, И. Г. Неижко, В. П. Гаврилюк // Процессы литья. – 2012. – № 5. – С. 33–42.
8. **Найдек, В. Л.** Некоторые размышления о механизме образования шаровидного графита в чугуне / В. Л. Найдек, А. М. Верховлюк // Процессы литья. – 2014. – № 1. – С. 49–54.
9. **Stefanescu, D. M.** Solidification and modeling of cast iron – A short history of the defining moments / Stefanescu D. M. // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 413–414. – P. 322–333.
10. Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron / G. Alonso [et al.] // International Journal of Metalcasting. – 2017. – Vol. 11. – P. 14–26.
11. Revisiting the graphite nodule in ductile iron / E. Ghassemali [et al.] // Scripta Materialia. – 2019. – Vol. 161. – P. 66–69.
12. **Stefanescu, D. M.** The meritocratic ascendance of cast iron: from magic to virtual cast iron / D. M. Stefanescu // International Journal of Metalcasting. – 2019. – Vol. 13, iss. 4. – P. 726–752.
13. Graphite nucleation in compacted graphite cast iron / G. Alonso [et al.] // International Journal of Metalcasting. – 2020. – Vol. 14. – P. 1162–1171.
14. **Покровский, А. И.** Горячая пластическая деформация чугуна: структура, свойства, технологические основы / А. И. Покровский. – Минск: Беларуская навука, 2010. – 256 с.
15. **Chaus, A. S.** Effect of hot plastic deformation on microstructural changes in cast iron with globular graphite / A. S. Chaus, J. Sojka, A. I. Pokrovskii // The Physics of Metals and Metallography. – 2013. – Vol. 114. № 1. – P. 85–94.
16. Microstructure and properties evaluation of ductile cast iron subjected to hot plastic deformation and ambient temperature compression / A. S. Chaus [et al.] // Archives of Metallurgy and Materials. – 2023. – Vol. 68. № 2. – P. 639–648.
17. **Покровский, А. И.** Особенности структурообразования графитных включений в высокопрочном чугуне при литье и горячей пластической деформации / А. И. Покровский // Черные металлы. – 2023. – № 4. – С. 8–15.
18. **Покровский, А. И.** Механизм пластической деформации графитных включений в высокопрочном чугуне при обработке давлением / А. И. Покровский // Черные металлы. – 2023. – № 6. – С. 52–60.

REFERENCES

1. Total Casting Tons Dip in 2019. Modern Casting, January 2021, pp. 28–30.
2. **Leushin I. O., Panov A. G.** Sovremennyye trendy proizvodstva chugunnogo lit'ya [Current trends in cast iron production]. *Chernyye metally = Ferrous metals*, 2021, no. 7.
3. **Millis K. D. [et al.]** Cast ferrous alloy. Patent US 2485760, application 21.11.1947, publ. 25.10.1949.

4. **Aleksandrov N.N., Bekh N.I., Radchenko M.V., Zubkov A.A., Poddubnyj A.N., Kazancev A.G.** Vozможности vysokoprochnogo chuguna s sharovidnym grafitom neischerpaemy. Ch. 1 [The possibilities of high-strength nodular cast iron are endless. Part 1]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2013, no. 11, pp. 7–11.
5. **Rogotovskij A.N., Shipel'nikov A.A.** O sovremennyh teoriyah i gipotezakh formirovaniya sharovidnogo grafita v litoj strukture chugunov [On modern theories and hypotheses of the formation of spherical graphite in the cast structure of cast iron]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2014, no. 4, pp. 5–7.
6. **Baranov A.A., Baranov D.A.** K teorii obrazovaniya v chugune sharovidnogo grafita [On the theory of formation of spheroidal graphite in cast iron]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2003, no. 9–10, pp. 42–45.
7. **Najdek V.L., Neizhko I.G., Gavrilyuk V.P.** Sharovidnyj grafit v chugunah [Nodular graphite in cast iron]. *Processy lit'ya = Casting processes*, 2012, no. 5, pp. 33–42.
8. **Najdek V.L., Verhovlyuk A.M.** Nekotorye razmyshleniya o mekhanizme obrazovaniya sharovidnogo grafita v chugune [Some thoughts on the mechanism of formation of spherical graphite in cast iron]. *Processy lit'ya = Casting processes*, 2014, no. 1, pp. 49–54.
9. **Stefanescu D.M.** Solidification and modeling of cast iron – A short history of the defining moments. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 413–414, pp. 322–333.
10. **Alonso G., Larrañaga P., Stefanescu D.M., E. Fuente la De, Natxiondo A., Suarez R.** Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron. *International Journal of Metalcasting*, 2017, vol. 11, pp. 14–26.
11. **Ghassemali E., Hernando J.C., Stefanescu D.M. [et al.]** Revisiting the graphite nodule in ductile iron. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 161, pp. 66–69.
12. **Stefanescu D.M.** The meritocratic ascendance of cast iron: from magic to virtual cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 2019, vol. 13, pp. 726–752.
13. **Alonso G., Stefanescu D.M., Larranaga P., Suarez R.** Graphite nucleation in compacted graphite cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 2020, vol. 14, pp. 1162–1171.
14. **Pokrovskiy A.I.** *Goryachaya plasticheskaya deformaciya chuguna: struktura, svojstva, tekhnologicheskie osnovy* [Hot plastic deformation of cast iron: structure, properties, technological foundations]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2010, 256 p.
15. **Chaus A.S., Sojka J., Pokrovskij A.I.** Effect of hot plastic deformation on microstructural changes in cast iron with globular graphite. *The Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114, no. 1, pp. 85–94.
16. **Chaus A.S., Čaplovič L., Pokrovskij A.I., Sobota R.** Microstructure and properties evaluation of ductile cast iron subjected to hot plastic deformation and ambient temperature compression. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2023, vol. 68, no. 2, pp. 639–648.
17. **Pokrovskij A.I.** Osobennosti strukturoobrazovaniya grafitnyh vklyuchenij v vysokoprochnom chugune pri lit'e i goryachej plasticheskoj deformacii [Features of structure formation of graphite inclusions in high-strength cast iron during casting and hot plastic deformation]. *Chernye metally = Ferrous metals*, 2023, no. 4, pp. 8–15.
18. **Pokrovskij A.I.** Mekhanizm plasticheskoj deformacii grafitnyh vklyuchenij v vysokoprochnom chugune pri obrabotke davleniem [The mechanism of plastic deformation of graphite inclusions in high-strength cast iron during pressure treatment]. *Chernye metally = Ferrous metals*, 2023, no. 6, pp. 52–60.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-117-124>
УДК 669.2.017:620.18; 669.2.017:620.17

Поступила 19.04.2024
Received 19.04.2024

ЛАЗЕРНОЕ ОСАЖДЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И МАГНИЯ ДЛЯ РЕМОНТА И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ

*Б. М. НЕМЕНЕНОК, О. Г. ДЕВОЙНО, П. Е. ЛУЩИК, И. В. РАФАЛЬСКИЙ, А. Д. РУЛЕНКОВ,
Белорусский национальный технический университет, Республиканское инновационное унитарное
предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24.
E-mail: nemenenok@bntu.by*

Представлены результаты исследования процессов лазерного осаждения сплавов на основе алюминия и магния, особенностей структуры осажденных слоев с использованием данных электронной микроскопии и рентгенографической компьютерной томографии, измерений микротвердости после лазерного осаждения алюминиевых и магниевых сплавов. Выполнено моделирование напряженно-деформированного состояния плоских деталей при лазерном осаждении алюминий-магниевого сплава с содержанием магния 0,6–0,95%, кремния – 0,7–1,0, титана – до 0,3, цинка – до 0,5, марганца – до 0,4%. Установлен характер распределения деформаций и напряжений при использовании различных технологических схем лазерного осаждения при поверхностной обработке алюминий-магниевых сплавов методами лазерного осаждения.

Ключевые слова. Лазерное осаждение, сплавы на основе алюминия, сплавы на основе магния, структура, свойства, моделирование, распределения деформаций и напряжений.

Для цитирования. Немененок, Б. М. Лазерное осаждение сплавов на основе алюминия и магния для ремонта и восстановления поверхности деталей / Б. М. Немененок, О. Г. Девоино, П. Е. Лущик, И. В. Рафальский, А. Д. Руленков // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 117–124. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-117-124>.

LASER DEPOSITION OF ALUMINUM AND MAGNESIUM-BASED ALLOYS FOR REPAIR AND SURFACE RESTORATION OF COMPONENTS

*B. M. NEMENENOK, O. G. DEVOYNO, P. E. LUSHCHIK, I. V. RAFALSKI, A. D. RULENKOV,
Belarusian National Technical University, State Unitary Innovative Enterprise “Science and Technology
Park of BNTU “Polytechnic”, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolasa str. E-mail: nemenenok@bntu.by*

The results of studying the processes of laser deposition of aluminum and magnesium-based alloys, the features of the structure of deposited layers using electron microscopy and X-ray computed tomography data, measurements of microhardness after laser deposition of aluminum and magnesium alloys are presented. Modeling of the stress-strain state of flat components during laser deposition of an aluminum-magnesium alloy containing 0.6–0.95% magnesium, 0.7–1.0 silicon, up to 0.3 titanium, up to 0.5 zinc, and up to 0.4% manganese was performed. The nature of the distribution of deformations and stresses during the use of various technological schemes of laser deposition during surface treatment of aluminum-magnesium alloys by laser deposition methods is established.

Keywords. Laser deposition, aluminum-based alloys, magnesium-based alloys, structure, properties, modeling, deformation and stress distribution.

For citation. Nemenenok B. M., Devoyno O. G., Lushchik P. E., Rafalski I. V., Rulencov A. D. Laser deposition of aluminum and magnesium-based alloys for repair and surface restoration of components. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 117–124. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-117-124>.

Введение

Сплавы на основе алюминия и магния нашли широкое применение в строительстве, машино- и судостроении, авиационной, автомобильной, химической, нефтяной и других отраслях промышленности для изготовления различных деталей и конструкций ответственного назначения. Благодаря низкой плотности, высоким механическим свойствам и коррозионной стойкости использование деталей из этих сплавов обеспечивает эффективное снижение массы узлов и компонентов машин, оборудования и инструмента. Однако в процессе работы, особенно в тяжелых условиях эксплуатации, вероятность повреждения локальных участков таких деталей или узлов вследствие износа, коррозии или появления

усталостных трещин, как правило, выше, чем у стальных изделий. Оперативный ремонт и восстановление поврежденных дорогостоящих деталей позволяет не только снизить эксплуатационные расходы, но и обеспечить безопасность работы используемого оборудования. В связи с этим разработка и совершенствование эффективных технологий ремонта и восстановления деталей из сплавов на основе алюминия и магния является актуальной задачей.

В настоящее время активно проводятся исследования по разработке и совершенствованию методов ремонта и восстановления деталей из алюминиевых и магниевых сплавов с использованием методов лазерной обработки (лазерного осаждения, наплавки, легирования, сварки и др.) [1–5]. Методы лазерной обработки сплавов на основе алюминия и магния имеют ряд очевидных преимуществ: возможность высокоэнергетической локальной обработки поверхности деталей, высокая производительность процесса, наличие серийно выпускаемого оборудования и относительная простота технологии лазерной обработки, что обеспечивает использование разнообразных технологических режимов и автоматизацию процессов лазерной обработки.

Алюминиевые и магниевые сплавы имеют относительно низкие температуры плавления ($660\text{ }^{\circ}\text{C}$ для алюминия и $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ для магния), однако из-за высокой теплопроводности и отражательной способности поверхности сплавов на основе алюминия и магния в процессах лазерного осаждения необходимо задавать высокую мощность и скорость сканирования [5]. Также следует учитывать, что с увеличением мощности лазера может наблюдаться избирательное испарение легирующих элементов с низкой температурой кипения (например, цинк и магний), что может приводить к изменению фазового состава осаждаемого сплава [6].

Большие значения коэффициента температурного расширения и интервалов кристаллизации деформируемых сплавов на основе алюминия и магния в отличие от литейных Al-Si-Mg сплавов при высокой скорости охлаждения в процессе лазерного осаждения могут приводить к высокому уровню остаточных напряжений и вызывать кристаллизационные трещины из-за усадки при затвердевании. Поэтому большая часть исследований процессов лазерного осаждения алюминиевых сплавов выполняется с использованием сплавов на основе системы Al-Si, особенно традиционных литейных сплавов типа AlSi10Mg [7]. Деформируемые алюминиевые сплавы на основе системы Al-Mg, так же как и Al-Cu, Al-Zn сплавы, обладают широкими интервалами кристаллизации и высокой чувствительностью к образованию трещин, но их высокие механические свойства открывают большие возможности для исследований [1, 6].

Образование дефектов, вызванных усадочными процессами при кристаллизации, обезлегированием осаждаемого слоя и остаточными напряжениями, является одной из основных причин, сдерживающих широкое применение методов лазерного осаждения сплавов на основе алюминия и магния для ремонта и восстановления деталей. Традиционные методы обнаружения дефектов, которые включают испытания с использованием газовых или жидких сред с повышенным или пониженным давлением, во многих случаях нарушают целостность детали и являются разрушающими [8]. Методы контроля качества поверхности и свойств деталей из алюминий-магниевых сплавов, основанные на анализе макро- и микроструктуры срезов (шлифов), дают лишь ограниченную информацию о структуре отдельных срезов и также нарушают целостность испытываемых деталей. Помимо этого, процесс механической обработки и полирования в некоторых случаях изменяет структуру материала, осаждаемого на поверхность детали или в технологический паз [9].

В связи с этим для оценки качества ремонта деталей из алюминиевых и магниевых сплавов после лазерного осаждения целесообразно использовать методики контроля структуры осаждаемого слоя без повреждения целостности детали, обеспечивающие возможность сравнительного анализа информации, которую дают методы физических испытаний с численными методами компьютерного моделирования структуры и свойств детали [10].

Методика исследования

Исследования микроструктуры осаждаемых слоев проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа VEGA II LMU. Для получения информации о дефектах структуры осаждаемого слоя использовали результаты обработки послойных изображений, полученных при компьютерной томографии (КТ-сканировании) деталей из алюминий-магниевых сплавов с применением рентгенографического томографа Nikon XT H 225 (рис. 1).

Контроль размерных характеристик осаждаемого слоя выполняли с использованием координатно-измерительной машины Nikon с бесконтактной лазерной системой сканирования поверхности детали

(рис. 2, а). Измерения микротвердости проводили с использованием микротвердомера ПМТ-3 по шкале Виккерса. Контроль твердости слоя осажденного материала после ремонта (восстановления) деталей из алюминий-магниевого сплава обеспечивали с помощью твердомера Mitutoyo HR-530 (рис. 2, б).

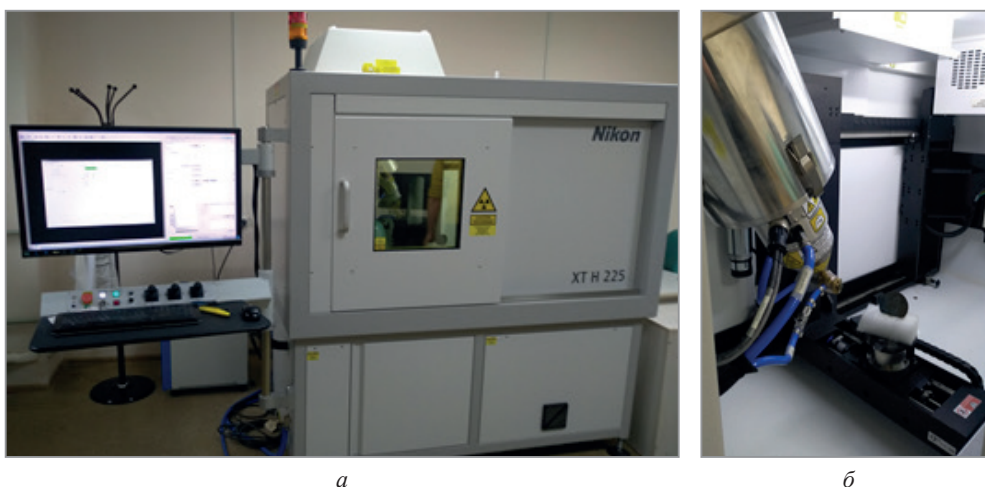


Рис. 1. Общий вид компьютерного томографа Nikon XT H 225 (а) и камеры для рентгенографического исследования (б) для неразрушающего контроля деталей из алюминий-магниевого сплава после восстановления методом лазерного осаждения

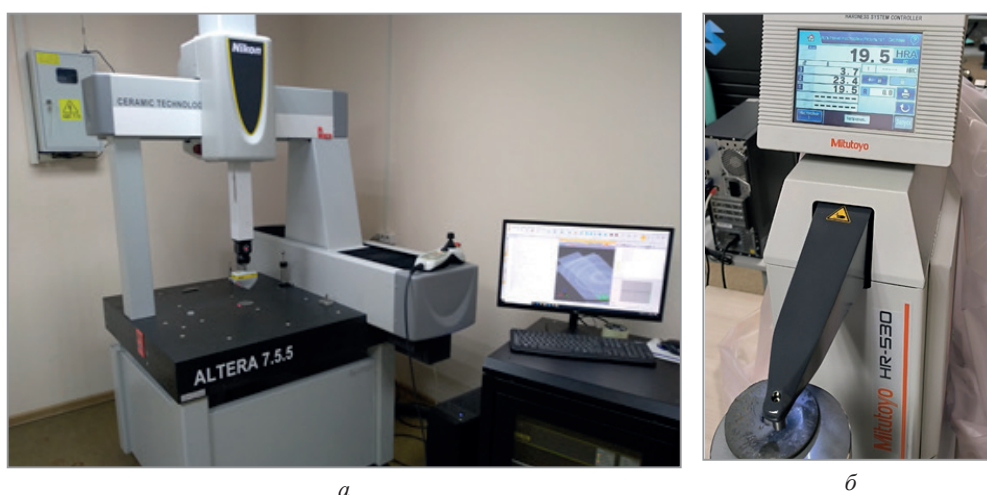


Рис. 2. Общий вид координатно-измерительной машины Nikon с лазерной системой сканирования поверхности детали (а) и твердомера Mitutoyo HR-530 (б)

Методика численного моделирования процессов лазерного осаждения алюминий-магниевого сплава приведена в работе [6]. Методика расчетов основана на математических моделях, описывающих взаимосвязи между параметрами лазерной обработки (мощность лазера, скорость лазерного сканирования), геометрическими параметрами расплавленной зоны осаждаемого (легирующего) слоя и температурой. С учетом имеющейся [11, 12] информации о теплофизических свойствах алюминия, магния и Al-Mg-сплавов проведен численный анализ тепловых процессов при лазерном осаждении.

Лазерную обработку поверхности образцов сплавов на основе алюминия и магния проводили методом лазерного осаждения порошковых материалов в Шеньянском аэрокосмическом институте (КНР). Химический состав сплавов на основе алюминия и магния приведен в табл. 1, 2.

Таблица 1. Химический состав образцов сплавов на основе алюминия

Химический элемент	Si	Mg	Ti	Mn	Zr	Sn	Pb	Al
Массовая доля, %	6,5–7,5	0,45–0,75	0,1–0,2	<0,1	<0,2	<0,01	<0,03	ост.

Таблица 2. Химический состав образцов сплавов на основе магния

Химический элемент	Al	Zn	Zr	Nd	Si	Cu	Fe	Ni	Be	Mg
Массовая доля, %	0,02	0,1–0,7	0,4–1,0	2,0–2,8	0,01	0,03	0,01	0,005	0,001	ост.

Результаты исследований и их обсуждение

Внешний вид исследованных образцов сплавов на основе алюминия и микроструктура осажденных после поверхностной лазерной обработки слоев показаны на рис. 3. Полученные лазерным осаждением слои при использовании материалов на основе алюминия представлены структурой сплавленных частиц металлической и оксидных фаз, образующих характерный при лазерной обработке поверхностный рельеф (рис. 3, *а*). Данные сканирующей электронной микроскопии поперечных срезов образцов свидетельствуют об отсутствии дефектов (несплошностей, разрывов, сколов) на границе раздела «осаженный слой – поверхность подложки образца», которая характеризуется сложной геометрией, с зонами (областями) взаимного проникновения материалов образца и осажденного покрытия со средней толщиной 200–250 мкм (рис. 3, *в*), с хорошо различимыми границами сплавления отдельных частиц осаждаемого материала (рис. 3, *з*).

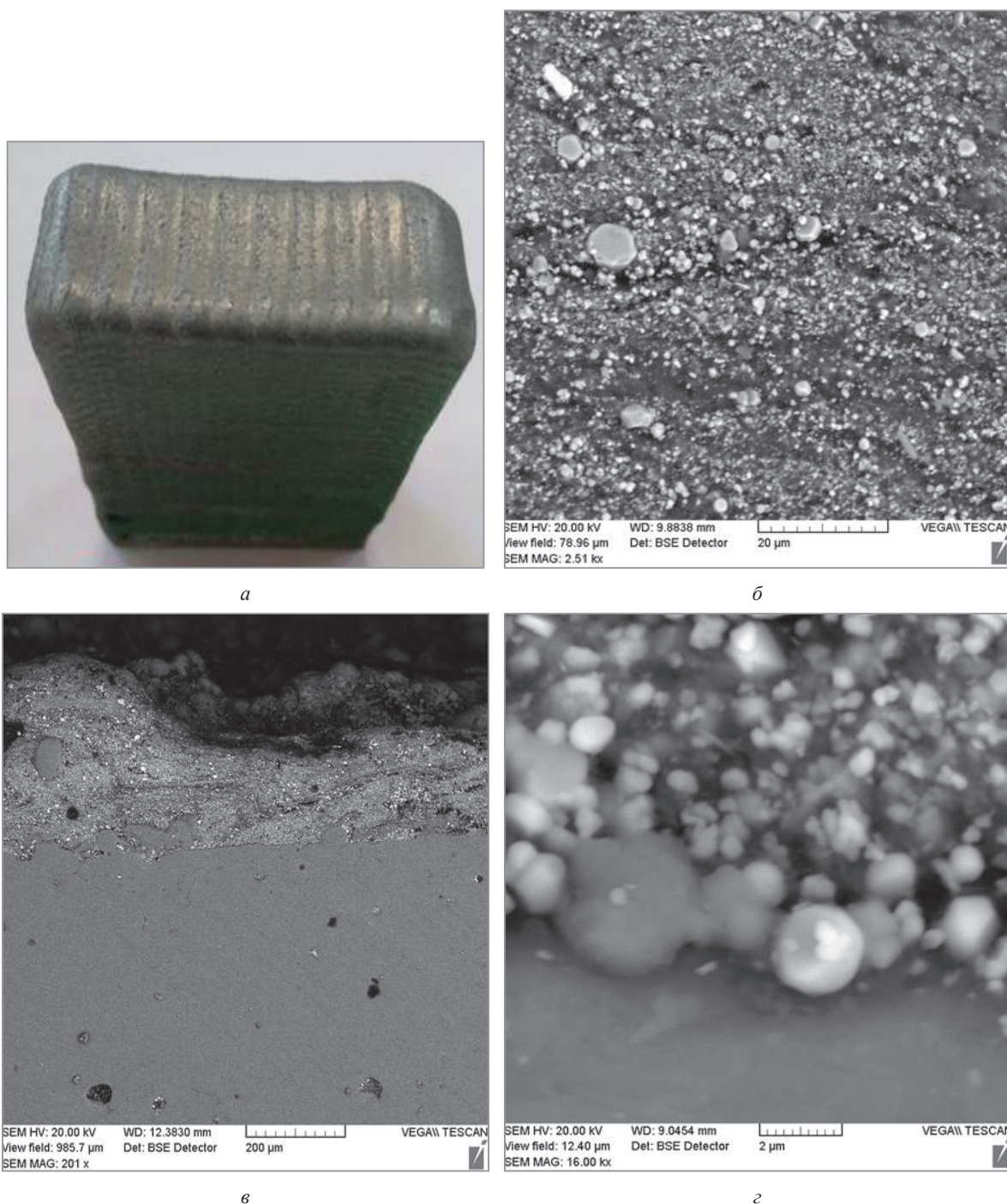


Рис. 3. Образец сплава на основе алюминия (*а*); структура его поверхности (*б*) после лазерного осаждения; результаты сканирующей электронной микроскопии (*в*, *з*) осажденного слоя (поперечный срез) на основе алюминия (от отраженных электронов, при различном увеличении: *в* – $\times 201$; *з* – $\times 16000$)

Внешний вид исследованных образцов сплавов на основе магния с осажденным слоем материала в поверхностный технологический паз и результаты сканирующей электронной микроскопии границы раздела осажденного слоя и подложки после поверхностной лазерной обработки (осаждения) порошкового материала на основе магния показаны на рис. 4.

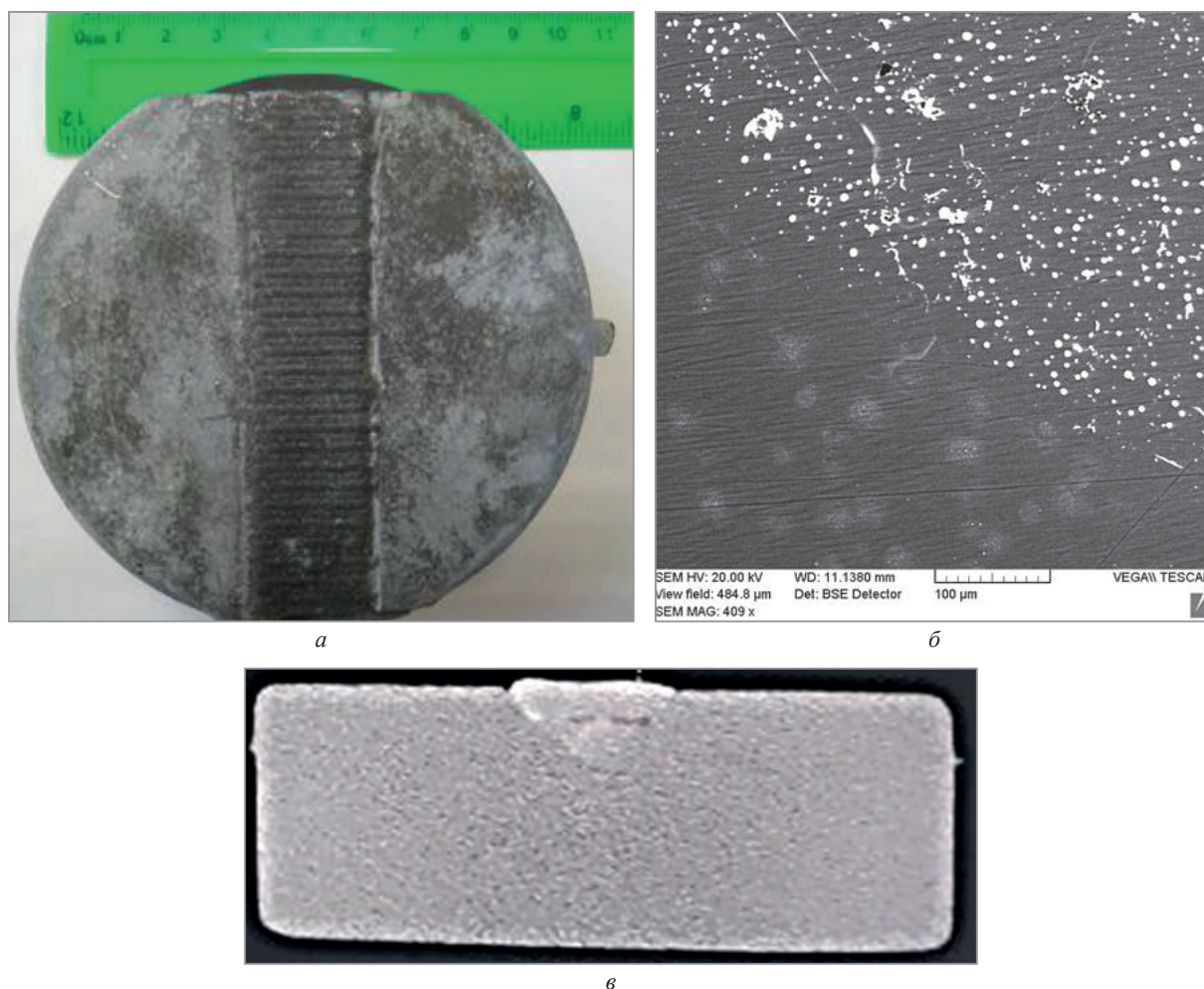


Рис. 4. Образец сплава на основе магния с осажденным слоем материала в поверхностный технологический паз (а); результаты сканирующей электронной микроскопии границы раздела осажденного слоя (б); результаты компьютерной томографии (в) образца сплава в поперечном сечении

Установлено, что осажденный слой материала характеризуется металлической структурой сплава на основе магния с относительно равномерным распределением оксидных и интерметаллических включений различной морфологии (рис. 4, б). При этом зона сплавления материала осажденного слоя с поверхностью подложки образца не имеет четко выраженной границы сплавления и характеризуется отсутствием дефектов микроструктуры.

Анализ результатов компьютерной томографии образцов сплавов на основе магния показал, что в процессе лазерного осаждения порошкового материала в технологические пазы на границе раздела «осажденный слой – подложка» и в центральном сечении осажденного слоя формируется зона внутренней пористости (рис. 4, в), появление которой объясняется усадочными процессами при затвердевании расплавленного металлического материала в полузамкнутых объемах технологических пазов.

Результаты измерения микротвердости сплавов после лазерного осаждения приведены в табл. 3, 4.

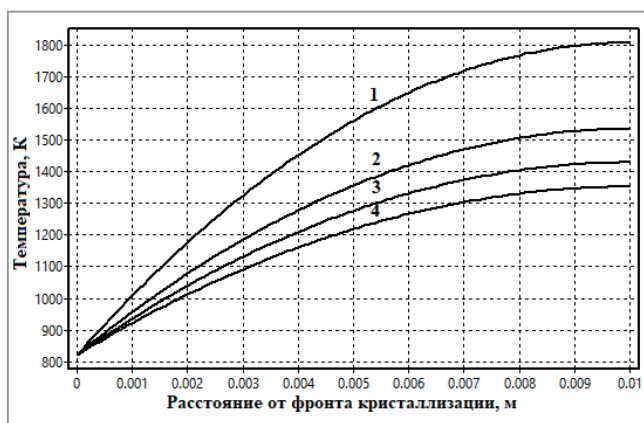
Анализ результатов численного моделирования процесса лазерного осаждения алюминий-магниевого сплава показывает, что влияние размерных параметров осаждаемого слоя на температуру ванны расплава и значения температурного градиента на границе с фронтом кристаллизации является весьма значительным [6]. Например, при лазерном осаждении сплава $Al_{33,3}Mg_{66,7}$ (рис. 5) на поверхность подложки и эффективной мощности лазерного излучения 500 Вт с уменьшением ширины осаждаемого слоя с 12 до 5 мм максимальная температура увеличивается на 456,1 К (от 1352,2 до 1808,3 К), а температурный градиент на границе с фронтом кристаллизации осаждаемого слоя при этом возрастает в 2 раза (от 10^5 до $2 \cdot 10^5$ К/м).

Таблица 3. Результаты измерения микротвердости образцов сплавов на основе алюминия после лазерного осаждения

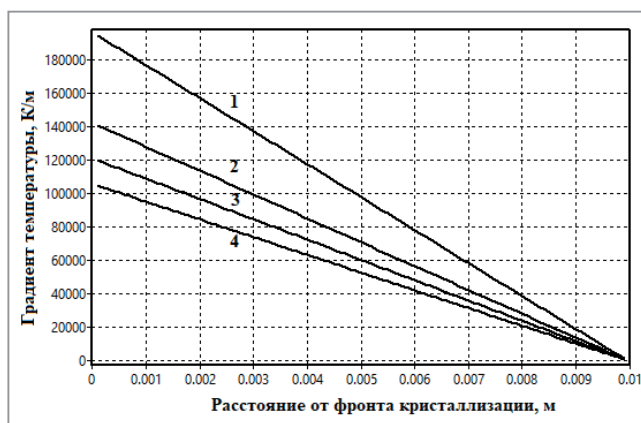
Участок испытаний	Номер испытания	Микротвердость (μHV), МПа	Среднее значение (μHV), МПа	Доверительный интервал (μHV), МПа
Осажденный слой	1	620	538,4	205,1
	2	463,4		
	3	398		
	4	672		
Подложка (основа)	1	515	448,2	82,9
	2	414		
	3	400,5		
	4	463,4		

Таблица 4. Результаты измерения микротвердости образцов сплавов на основе магния после лазерного осаждения

Участок испытаний	Номер испытания	Микротвердость (μHV), МПа	Среднее значение (μHV), МПа	Доверительный интервал (μHV), МПа
Осажденный слой	1	677,8	685,2	45,4
	2	648		
	3	706,2		
	4	708,8		
Подложка (основа)	1	601,1	605,7	49,6
	2	576		
	3	596		
	4	649,5		



а



б

Рис. 5. Влияние ширины осаждаемого слоя на распределение температуры (а) и температурный градиент (б) в жидкой зоне при лазерном осаждении сплава $\text{Al}_{33,3}\text{Mg}_{66,7}$ при эффективной мощности лазерного излучения 500 Вт: 1 – 5 мм; 2 – 8; 3 – 10; 4 – 12 мм

Моделирование распределения напряжений и деформаций при поверхностной обработке деталей методами лазерного осаждения материалов проводили на основе конечно-элементных моделей со слоями осажденного Al–Mg материала. Конечно-элементные модели экспортировали в систему имитационного моделирования с заданными структурно-геометрическими параметрами элементов (пластины, осаждаемого материала, траектории сварки, поверхностной сетки, начального элемента, начальной и конечной точки, точки закрепления) для моделирования процесса лазерного осаждения материала на поверхность подложки и в технологический паз (рис. 6).

Источник теплового воздействия был адаптирован специально для условий лазерного осаждения материала на поверхность и в технологический паз подложки. Условия закрепления детали были выбраны жесткие, по периферии пластины. Задание свойств материалов, используемых в процессах лазерного осаждения, осуществляли с учетом температурных зависимостей теплофизических и физико-механических свойств для сплава с содержанием магния 0,6–0,95 мас. %, кремния – 0,7–1,0, титана – до 0,3, цинка – до 0,5 и марганца – до 0,4 мас. %. Коэффициент Пуассона в расчетах был принят равным 0,33.

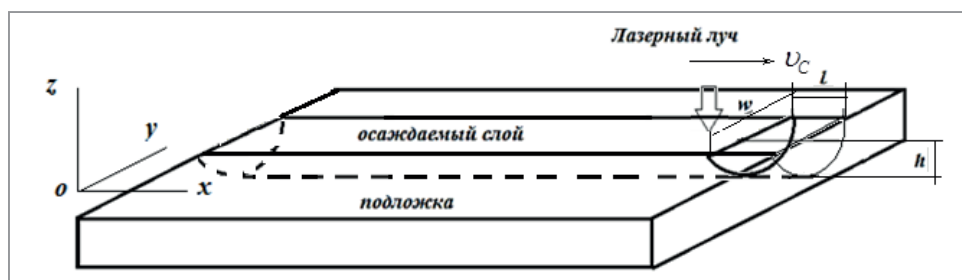


Рис. 6. Геометрические параметры осаждаемого слоя при осаждении материала в технологический паз подложки (l , h , w – длина, высота и ширина ванны расплава)

Установлено, что характер распределения деформаций и напряжений в области термического воздействия различается в случаях осаждения материала на поверхность подложки и в технологический паз (рис. 7, 8).

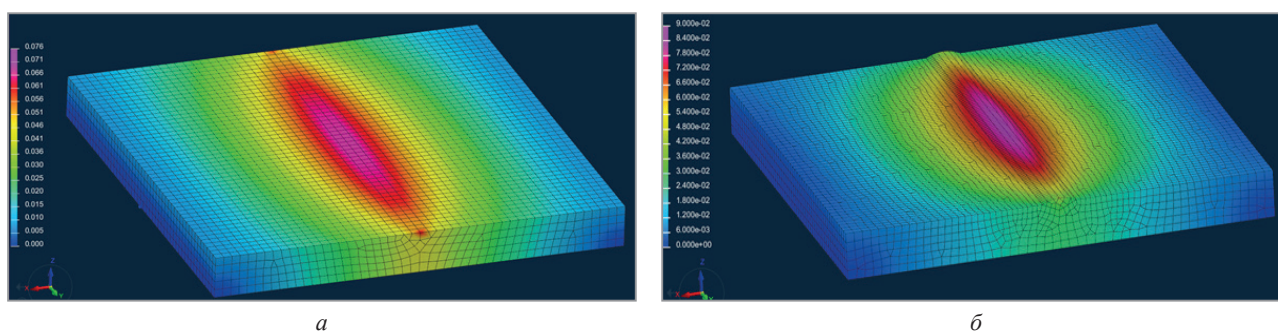


Рис. 7. Распределение деформаций после окончания процесса лазерного осаждения сплава с содержанием магния 0,6–0,95 мас. %, кремния – 0,7–1,0, титана – до 0,3, цинка – до 0,5 и марганца – до 0,4 мас. %:
а – осаждение в технологический паз подложки; б – осаждение на поверхность подложки

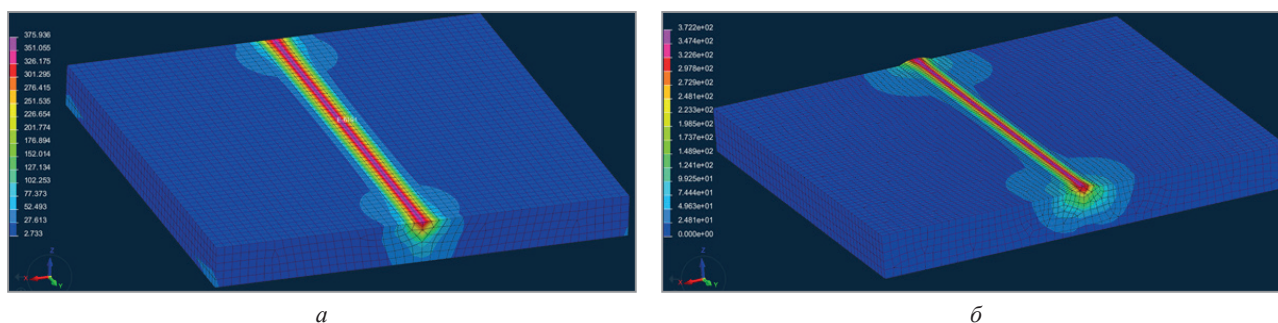


Рис. 8. Распределение максимальных эквивалентных напряжений после окончания процесса лазерного осаждения сплава с содержанием магния 0,6–0,95 мас. %, кремния – 0,7–1,0, титана – до 0,3, цинка – до 0,5 и марганца – до 0,4 мас. %:
а – осаждение в технологический паз подложки; б – осаждение на поверхность подложки

Полученные результаты отражают картину распределения деформаций и напряжений при использовании различных технологических процессов лазерного осаждения алюминий-магниевого сплава при их восстановлении и позволяют получить сравнительные оценки влияния способа обработки промышленных деталей перед проведением реального процесса восстановления или ремонта, прогнозировать возникающие деформации и минимизировать брак изделий.

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект T22KITG-017 «Исследование и разработка процессов лазерного осаждения для ремонта деталей из алюминий-магневых сплавов».

ЛИТЕРАТУРА

1. Review on laser directed energy deposited aluminum alloys / T. S. Liu [et al.] // Int. J. Extrem. Manuf. – 2024. – Vol. 6 (022004). – P. 48.
2. Progress of laser surface treatment on magnesium alloy / S. Zhang [et al.] // Front. Chem. – 2022. – Vol. 10 (999630). – P. 16.

3. **Tan, C. Y.** Influence of laser parameters on the microstructures and surface properties in laser surface modification of biomedical magnesium alloys / C. Y. Tan, C. Wen, H. Q. Ang // *Journal of Magnesium and Alloys*.– 2024.– Vol. 12.– P. 72–97.
4. Reliability of laser welding process for ZE41A-T5 magnesium alloy sand castings / H. Al-Kazzaz [et al.] // *Materials Transactions*.– 2008.– Vol. 49, no. 4.– P. 774–781.
5. Research on the microstructure and mechanical properties of repaired 7N01 aluminum alloy by laser-directed energy deposition with Sc modified Al-Zn-Mg / J. Chen [et al.] // *Metals*.– 2023.– Vol. 13, iss. 829.– 13 p.
6. Процессы лазерного осаждения для ремонта деталей из алюминий-магниевого сплавов / Б. М. Неменёнок [и др.] // *Литейное производство и металлургия 2023. Беларусь: труды 31-й Междунар. науч.-техн. конф.*– Минск, 2023.– С. 142–149.
7. Laser metal deposition of AlSi10Mg with high build rates / F. Hermann [et al.] // *Procedia CIRP 111, 12th CIRP Conference on Photonic Technologies, 4–8 September 2022, Fürth*.– 2022.– P. 210–213.
8. Assessing cast aluminum alloys with computed tomography defect metrics: a gurson porous plasticity approach / A. Gul, O. Aslan, E. S. Kayali [et al.] // *Metals*.– 2023.– No. 13 (752).– 20 p.
9. Advanced computed tomography system for the inspection of large aluminium car bodies / M. Simon [et al.] // *NDT.net Issue*.– 2006.– No. 11.– 9 p.
10. Tomography analysis of Al–Mg alloys manufactured by wire-arc directed energy deposition with different metal transfer modes / E. Aldalura, A. Suárez, F. Veiga [et al.] // *Alexandria Engineering Journal*.– 2023.– No. 82.– P. 168–177.
11. Thermophysical properties of some liquid binary Mg-based alloys / Y. Plevachuk [et al.] // *J. Min. Metall. Sect. B-Metall.*– 2017.– Vol. 53 (3) B.– P. 279–284.
12. Thermophysical properties of liquid aluminum / M. Leitner [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*.– 2017.– Vol. 48A.– P. 3036–3045.

REFERENCES

1. **Liu T. S., Chen P., Qiu F. [et al.]**. Review on laser directed energy deposited aluminum alloys. *Int. J. Extrem. Manuf.*, 2024, vol. 6 (022004), p. 48.
2. **Zhang S., Jiang J., Zou X. [et al.]**. Progress of laser surface treatment on magnesium alloy. *Front. Chem.*, 2022, vol. 10 (999630), p.16.
3. **Tan C. Y., Wen C., Ang H. Q.** Influence of laser parameters on the microstructures and surface properties in laser surface modification of biomedical magnesium alloys. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2024, vol. 12, pp. 72–97.
4. **Al-Kazzaz H., Cao X., Jahazi M., Medra M.** Reliability of laser welding process for ZE41A-T5 magnesium alloy sand castings. *Materials Transactions*, 2008, vol. 49, no. 4, pp. 774–781.
5. **Chen J., Yu S., Yang J. [et al.]** Research on the microstructure and mechanical properties of repaired 7N01 aluminum alloy by laser-directed energy deposition with Sc modified Al-Zn-Mg. *Metals*, 2023, vol. 13, iss. 829, p. 13.
6. **Nemenenok B. M., Rafalsky I. V., Lushchik P. E., Devoino O. G.** Processy lazernogo osazhdeniya dlya remonta detalej iz alyuminij-magnievyyh splavov [Laser deposition processes for repairing parts made of aluminum-magnesium alloys]. *Litejnoe proizvodstvo i metallurgiya 2023. Belarus': trudy 31 Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. = Foundry and metallurgy 2023. Belarus: Proceedings 31st Int. scientific and technical conferences*. Minsk, BNTU Publ., 2023, pp. 142–149.
7. **Hermann F., Vogt S., Gobel M. [et al.]** Laser metal deposition of AlSi10Mg with high build rates. *Procedia CIRP 111, 12th CIRP Conference on Photonic Technologies, 4–8 September 2022, Fürth*, pp. 210–213.
8. **Gul A., Aslan O., Kayali E. S. [et al.]** Assessing cast aluminum alloys with computed tomography defect metrics: a gurson porous plasticity approach. *Metals*, 2023, no. 13 (752), p. 20.
9. **Simon M., Tiseanu I., Sauerwein C. [et al.]**. Advanced computed tomography system for the inspection of large aluminium car bodies. *NDT.net Issue*, 2006, no. 11, 9 p.
10. **Aldalura E., Suárez A., Veiga F. [et al.]**. Tomography analysis of Al–Mg alloys manufactured by wire-arc directed energy deposition with different metal transfer modes. *Alexandria Engineering Journal*, 2023, no. 82, pp. 168–177.
11. **Plevachuk Y. [et al.]**. Thermophysical properties of some liquid binary Mg-based alloys. *J. Min. Metall. Sect. B-Metall*, 2017, vol. 53 (3) B, pp. 279–284.
12. **Leitner M. [et al.]**. Thermophysical properties of liquid aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, vol. 48A, pp. 3036–3045.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-125-133>
УДК 621.74; 621.792; 669.53.01.99; 621.88

Поступила 03.04.2024
Received 03.04.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛЕЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ МОДЕЛЬНЫХ КОМПЛЕКТОВ В УСЛОВИЯХ АТМОСФЕРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ И ПРИ КОНТАКТЕ С ФОРМОВОЧНЫМИ СМЕСЯМИ

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

Качество получаемых отливок напрямую зависит от модельной оснастки и материалов, используемых для ее изготовления. Рассмотрены свойства элементов модельных комплектов, полученных из пластика и соединенных с использованием технологии склеивания. Свойства данных соединений оценивали с помощью естественного старения в атмосферных условиях. Проведены работы по анализу влияния абразивных свойств формовочной смеси и ее компонентов на качество склеенных модельных комплектов. Выполнены работы по оценке твердости и текучести формовочной смеси на пробе Г. М. Орлова с использованием стандартных и пластиковых вкладышей как цельных, так и склеенных.

Ключевые слова. Литейное производство, модельная оснастка, склеивание, модельный пластик, исследование клеевого шва.
Для цитирования. Калиниченко, М. Л. Исследование склеенных элементов модельных комплектов в условиях атмосферных воздействий и при контакте с формовочными смесями / М. Л. Калиниченко // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 125–133. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-125-133>.

STUDY OF GLUED ELEMENTS OF MODEL KITS UNDER ATMOSPHERIC CONDITIONS AND CONTACT WITH MOLDING MIXTURES

M. L. KALINICHENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nesavisimosti ave.
E-mail: m.kalinichenko@bntu.by

The quality of obtained castings directly depends on the model equipment and the materials used for its production. The properties of elements of model kits, made of plastic and joined using glue technology, are examined. The properties of these joints were evaluated through natural aging under atmospheric conditions. Works were carried out to analyze the influence of abrasive properties of the molding mixture and its components on the quality of glued model kits. Hardness and plasticity tests of the molding mixture were conducted using G. M. Orlov's sample with both standard and plastic inserts, both integral and glued.

Keywords. Foundry production, model equipment, glue, model plastic, adhesive seam investigation.
For citation. Kalinichenko M. L. Study of glued elements of model kits under atmospheric conditions and contact with molding mixtures. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 125–133. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-125-133>.

Одним из способов увеличения конкурентоспособности продукции литейного производства является снижение стоимости получаемого изделия за счет уменьшения затрат на механическую обработку и увеличения точности отливок. Данный эффект обеспечивается повышением качества модельных комплектов (МК) и используемых материалов, а также совершенствованием крепления элементов комплекта друг к другу.

Перспективным способом создания МК является склеивание их отдельных элементов. Один из основных факторов анализа применения склеенных МК – оценка их надежности в процессе формообразования с учетом старения клеевого шва, его взаимодействия с формовочными материалами и износа при изготовлении разовых литейных форм [1, 2].

Исследование клеевых соединений в условиях атмосферных воздействий

Для оценки возможности хранения МК периодического использования было принято решение о проведении долгосрочных испытаний, в которых склеенные элементы модельных пластиков находились в условиях реального климатического воздействия в течение одного календарного года.

Для испытаний были подготовлены склеенные образцы на основе модельных пластиков PROLAB 65; PROLAB 75; LAB 850; LAB 920 GN; WB-1404 RARU-TOOL, соединенные с помощью клеев на

акриловой основе DP 8805NS, DP 8005NS, универсальным цианакрилатным суперклеем «Секунда 505», полиуретановым клеем LOCTITE UK 8103, а также белорусскими клеями фирмы ООО «Иннова Продактс» (торговая марка «NAVR») на цианакрилатной и эпоксидной основе (табл. 1) [2, 3]. Размеры всех склеенных образцов – $30 \times 15 \times 15$ мм (погрешность в размерном эквиваленте составила $\pm 0,5$ мм на сторону).

Выдержку проводили в естественных атмосферных условиях при открытом уличном складировании. Результаты испытаний показывают, что изменений массы образцов не наблюдалось, что соответствовало величине погрешности (табл. 2).

Таблица 1. Характеристика промышленных клеев белорусской фирмы ООО «Иннова Продактс» (торговая марка «NAVR») на эпоксидной и цианакрилатной основе

Характеристика клеев	Клей фирмы «NAVR» на эпоксидной основе		Клей фирмы «NAVR» на цианакрилатной основе
	основа (Б)	отвердитель (А)	однокомпонентный
Тип клея	Эпоксидная смола		Цианакрилат
Цвет	Прозрачный	Прозрачный	Прозрачный или черный
Время набора начальной прочности (23 °С)	2–5 мин		5–20 с
Полная полимеризация при 23 °С	Через 24 ч		10–15 мин
Соотношение компонентов	1: 1		Однокомпонентный
Срок хранения	Хранить в сухом месте при температуре от +5 до +30 °С вдали от огня и источников инфракрасного излучения 36 мес от даты изготовления		24 мес от даты производства
Область применения	Предназначен для соединения различных сочетаний металлов (железо, алюминий, медь, цинк), дерева, древесностружечной плиты, бетона, керамики, линолеума, оргстекла и других материалов. Может применяться для заполнения мелких сколов и других объемных повреждений, так как обладает хорошей текучестью и быстрым затвердеванием. Не рекомендуется применять для склеивания полиэтилена, полипропилена, тефлона		Предназначен для склеивания в различных сочетаниях таких материалов, как кожа, дерево, резина, керамика, металл, пластик

Таблица 2. Масса исследуемых образцов до и после выдержки в естественных атмосферных условиях

Вид адгезивов	Масса образцов исследуемых видов пластиков, г				
	PROLAB 65	PROLAB 75	LAB 850	LAB 920 GN	WB-1404 RARU-TOOL
DP 8805NS	4,7 / 4,7	5,3 / 5,3	7,7 / 7,7	8,8 / 8,8	9,4 / 9,4
DP 8005NS	4,3 / 4,3	5,3 / 5,3	7,8 / 7,8	8,7 / 8,7	9,3 / 9,3
Секунда 505	4,6 / 4,6	5,3 / 5,3	7,9 / 9,9	8,5 / 8,5	9,4 / 9,4
LOCTITE UK 8103	4,3 / 4,3	5,2 / 5,2	8,2 / 8,2	8,7 / 8,7	9,4 / 9,4
Белорусский цианакрилатный клей	4,4 / 4,4	5,3 / 5,3	7,9 / 7,9	8,7 / 8,7	9,3 / 9,3
Белорусский эпоксидный клей	4,6 / 4,6	5,2 / 5,2	8,0 / 8,0	8,6 / 8,6	9,4 / 9,4

В качестве визуально-оптических изменений можно отметить частичную утрату окраски (выцветание) образцов с наименьшей плотностью: PROLAB 65 ($0,65 \text{ г/см}^3$); PROLAB 75 ($0,78 \text{ г/см}^3$) (рис. 1).

Образцы модельных пластиков, обладающих более высокой плотностью (LAB 850 ($1,18 \text{ г/см}^3$); LAB 920 GN ($1,3 \text{ г/см}^3$); WB-1404RARU-TOOL ($1,4 \text{ г/см}^3$)), не претерпели цветовых изменений и имеют преимущество по сравнению с мягкими пластиками (рис. 2), выраженное в отсутствии видимых процессов разрушения поверхности, выщербин и выемок (рис. 2, б, з), но сохранили следы фрезерной обработки. Особо необходимо отметить, что длительное атмосферное воздействие не оказало видимых изменений в местах перепадов высот, оставленных после работы фрезы.

На основании анализа проведенных ранее макроскопических исследований возникла необходимость составления комплексной оценки склеиваемых элементов МК. Оценку проводили по следующим параметрам: вымывание клея; наличие растрескивания клея; изменение цвета клея и его твердости (табл. 3).

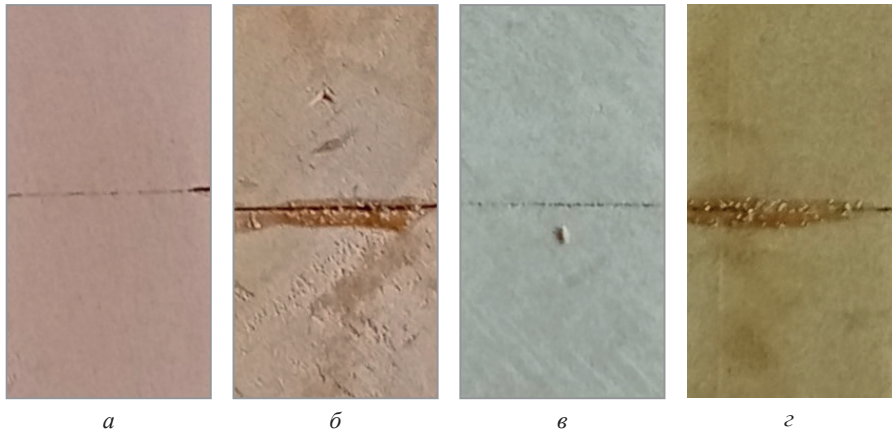


Рис.1. Изменение цветовой гаммы склеенных образцов модельных пластиков с низкой плотностью:
a – образец пластика PROLAB 65 до испытаний; *б* – образец пластика PROLAB 65 после испытаний;
в – образец пластика PROLAB 75 до испытаний; *г* – образец пластика PROLAB 75 после испытаний

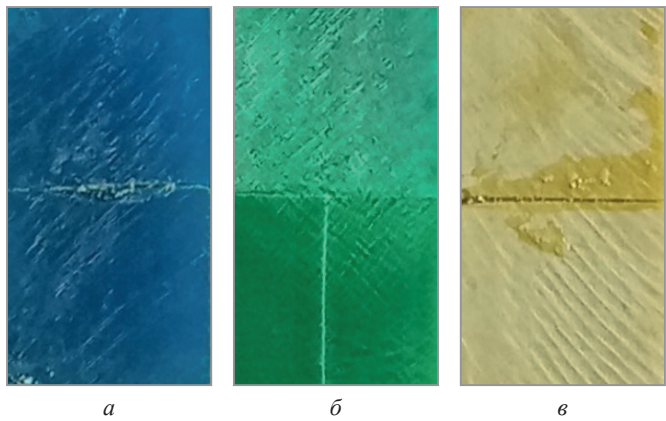


Рис. 2. Обзорный вид поверхности склеенных образцов модельных пластиков с более высокой плотностью после выдержки в атмосферных условиях:
a – модельный пластик LAB 850; *б* – модельный пластик LAB 920 GN; *в* – модельный пластик WB-1404RARU-TOOL

Таблица 3. Анализ изменения свойств клеевого шва после длительных атмосферных воздействий

Вид модельных пластиков	Вид используемых клеев	Вид проводимых исследований		
		вымывание клеевого шва	наличие растрескивания клеевого шва	изменение цвета клеевого шва
PROLAB 65	DP 8805NS	+	+	+
	DP 8005NS	+	–	–
	Секунда 505	–	–	–
	LOCTITE UK 8103	–	–	–
	Белорусский цианакрилатный клей	–	–	–
	Белорусский эпоксидный клей	–	–	–
PROLAB 75	DP 8805NS	+	+	+
	DP 8005NS	+	–	+
	Секунда 505	–	–	–
	LOCTITE UK 8103	–	–	–
	Белорусский цианакрилатный клей	–	–	–
	Белорусский эпоксидный клей	–	–	–
LAB 850	DP 8805NS	–	–	–
	DP 8005NS	–	–	–
	Секунда 505	–	–	–
	LOCTITE UK 8103B10	–	–	–
	Белорусский цианакрилатный клей	–	–	–
	Белорусский эпоксидный клей	–	–	–

Вид модельных пластиков	Вид используемых клеев	Вид проводимых исследований		
		вымывание клеевого шва	наличие растрескивания клеевого шва	изменение цвета клеевого шва
LAB 920 GN	DP 8805NS	—	—	—
	DP 8005NS	—	—	—
	Секунда 505	—	—	—
	LOCTITE UK 8103	—	—	—
	Белорусский цианакрилатный клей	—	—	—
	Белорусский эпоксидный клей	—	—	—
WB-1404 RARU-TOOL	DP 8805NS	—	—	—
	DP 8005NS	—	—	—
	Секунда 505	—	—	—
	LOCTITE UK 8103	—	—	—
	Белорусский цианакрилатный клей	—	—	—
	Белорусский эпоксидный клей	—	—	—

Примечание: (+) – наличие изменений в данной группе проводимых исследований; (–) – отсутствие изменений

Из таблицы видно, что качество клеевого шва напрямую зависит от плотности пластика. В образцах с наименьшей плотностью происходит незначительное вымывание клеевого шва адгезивов на акриловой основе (рис. 3 *а, б*). В то время как на пластиках с более высокой плотностью такой процесс не наблюдается (рис. 3, *в–д*).

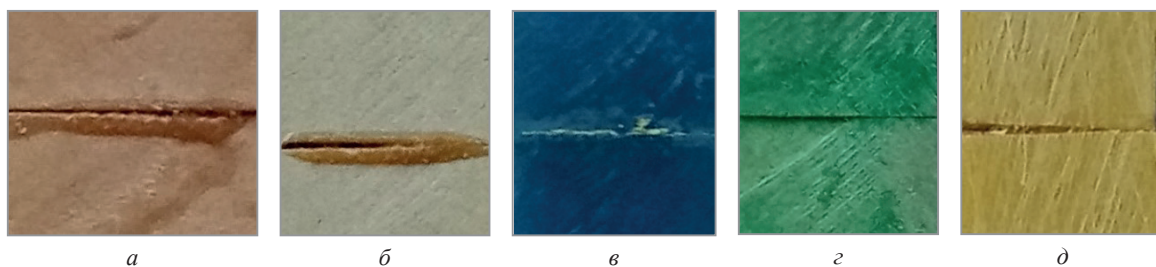


Рис. 3. Вид клеевого шва адгезива DP 8805NS на склеенных образцах модельных пластиков после выдержки в атмосферных условиях: *а* – модельный пластик PROLAB 65; *б* – модельный пластик PROLAB 75; *в* – модельный пластик LAB 850; *г* – модельный пластик LAB 920 GN; *д* – модельный пластик WB-1404RARU-TOOL

Исследование клеевых соединений в условиях контакта с формовочными смесями

Как правило, пластиковые модельные комплекты создаются методом 3D-фрезерования на основе плит толщиной 50 мм. Но отливки типа «Корпус» обычно имеют крупные габариты. Таким образом, чтобы удешевить выпуск готовой продукции целесообразно производить склеивание более дешевых плит, но имеющих небольшую толщину (рис. 4). Как следствие, представляет научный интерес получение данных износа пластиковых составляющих и клеевого шва в зависимости от количества съёмов.



Рис. 4. Склеенный пластиковый МК для автоматической формовочной линии

Для моделирования данного процесса были изготовлены образцы на основе модельных пластиков PROLAB 65; PROLAB 75; LAB 850; LAB 920 GN; WB-1404 RARU-TOOL, соединенные с помощью клеев на акриловой основе DP 8805NS, DP 8005NS, универсальным цианакрилатным суперклеем «Секунда 505», полиуретановым клеем LOCTITE UK 8103, а также белорусскими клеями фирмы ООО «Иннова Продактс» (торговая марка «NAVR») на цианакрилатной и эпоксидной основе. Размеры всех образцов – $30 \times 15 \times 15$ мм.

Для имитации работы склеенных модельных комплектов при формовочном производстве образцы были подвергнуты воздействию песчано-жидкостекольной смеси, песчано-смоляной смеси и крупнозернистого регенерата. Оценочными параметрами при этом являлись износ пластика и клеевого шва. Склеенные образцы были загружены в мельницу типа ШЛМ-10 вместе с одной из указанных выше формовочной смесью [4].

Частота вращения мельницы составляла 60 об/мин. При вращении барабана формовочный материал перемешивали и равномерно распределяли, обволакивая поверхность склеенных образцов.

Контрольные замеры проводили каждые 5 ч (рис. 5) исходя из расчетного времени 8 ч рабочей смены за вычетом перерывов на обед и обслуживание. В общей сложности цикл испытания составил заводскую рабочую неделю при 2-сменном рабочем дне на японском формовочном оборудовании. При этом необходимо учитывать, что производительность японских формовочных машин составляет 50 съемов в час [5], на отечественных машинах, обладающих более низкой производительностью, – 20–25 съемов в час [6], что эквивалентно 1 мес эксплуатации модельного комплекта при том же режиме.

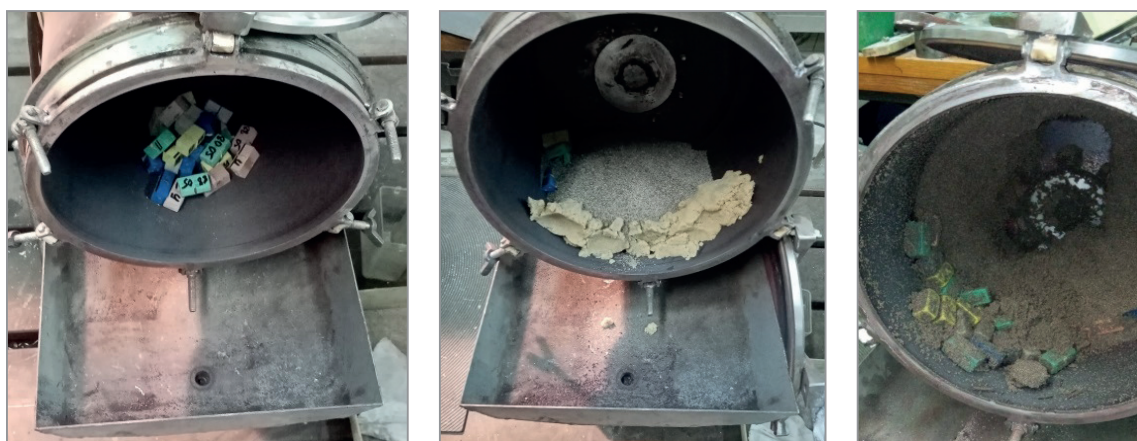


Рис. 5. Закладка и выемка образцов на разных этапах эксперимента

В результате невозможности оценки процессов, происходящих внутри клеевого шва, была предложена методика определения износа образцов по следующим принципам:

- образцы изготавливаются с острыми углами и желательно с выступающим клеевым швом с целью процентной оценки стачиваемости материала по острым кромкам и разрушения клеевого состава, выходящего за пределы образца;
- визуальная оценка клеевого шва;
- осмотр мест износа пластичных масс на наличие или отсутствие прилипания частиц формовочной смеси;
- осмотр поверхностного износа шва по сравнению с исходной поверхностью методом параллельности прямых на угольнике.

Осмотр и визуальное изучение образцов подтвердило, что модельные пластики не могут быть применены в условиях массового производства и они предпочтительнее для условий мелко- и среднесерийного производства. Это объясняется тем, что у большинства образцов в условиях абразивного износа получены заметные изменения в геометрических размерах (табл. 4).

При этом изменения происходили поступательно, в зависимости от плотности пластиков. Так, через 5 ч работы мельницы не было замечено никаких изменений, через 10 ч начались первые визуальные изменения, а именно стерлись острые уголки образцов. После 20 ч работы замечены более стертые уголки. После 24 ч проведения экспериментов стали заметны истирания образцов не только на уголках, но и на гранях. По окончании испытаний были проведены замеры образцов и сравнение с исходными данными (до начала эксперимента).

Таблица 4. Вид некоторых склеенных образцов после абразивного износа

DP 8805NS	DP 8005NS	Секунда 505	LOCTITE UK 8103	Белорусский циан-акрилатный клей	Белорусский эпоксидный клей
PROLAB 65 (0,65 г/см ³)					
					
LAB 850 (1,18 г/см ³)					
					
WB-1404 RAKUTOOL (1,4 г/см ³)					
					

Так, у пластиков плотностью 0,65 г/см³ изменения в размерах составили от 0,1 до 0,7 мм; плотностью 0,78 г/см³ – от 0,1 до 0,2 мм; плотностью 1,18 г/см³ – 0,1 мм. Пластики плотностью 1,3 и 1,4 г/см³ за проведенное время испытаний показали несущественные изменения размеров. При этом если у большинства пластиков наблюдались те или иные изменения, то с клеевыми швами наблюдалась противоположная картина. Независимо от типа клея, склеиваемых пластиков, применяемого абразивного материала клеевой шов не получил механических повреждений, а также не имел следов повышенного износа.

По результатам испытаний было выявлено, что абсолютно все используемые клеевые составы подходят для работы в условиях абразивного трения с применением химических связующих. Установлено, что образцы в местах клеевого шва не имеют тенденции к повышенному износу, выкрашиванию шва и т.д.

Исследование влияния на уплотняемость формовочной смеси качества модели, полученной из сплошного и склеенного пластика

Перспективным является исследование влияния уплотняемости формовочной смеси в зависимости как от плотности модельного пластика, так и от демпфирующих свойств материала. При этом можно допустить, что у МК, изготовленных из разных материалов (по плотности и демпфирующим способностям, а также в случае их соединения с помощью клеевых составов, обладающих различными параметрами), должна различаться твердость уплотняемой формовочной смеси. Для исследования была применена стандартная методика с помощью пробы Г.М. Орлова [7]. Для этого использовали металлический стакан диаметром 50 мм, в котором проводили уплотнение смеси с помощью ручного копра. Для

сравнения показателей твердости смеси в половине стакана смесь трамбовали по всей высоте пробы, во второй половине из-за наличия вкладыша высотой 30 мм и радиусом 25 мм, имитирующего наличие МК, трамбовку осуществляли на меньшую толщину формовочной смеси (рис. 6).

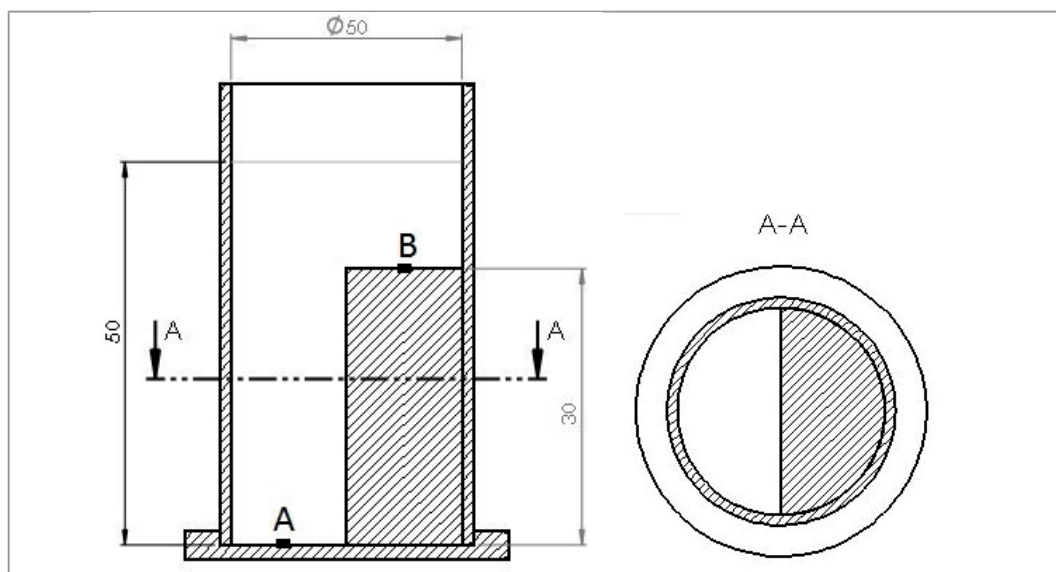


Рис. 6. Схема пробы Г.М. Орлова для определения текучести формовочной смеси

Для сравнения твердости смесей, полученных по стандартной методике с использованием стального вкладыша, были изготовлены сегменты из модельных пластиков различной твердости. При этом одна часть вкладышей была выполнена из цельного модельного пластика, а другая – из аналогичных модельных пластиков, но послойно склеенных с помощью хрупких клеев на цианакрилатной основе и твердых клеев на эпоксидной основе (изготовитель клеев белорусская компания ООО «Иннова Продактс» (торговая марка «NAVR») (рис. 7).

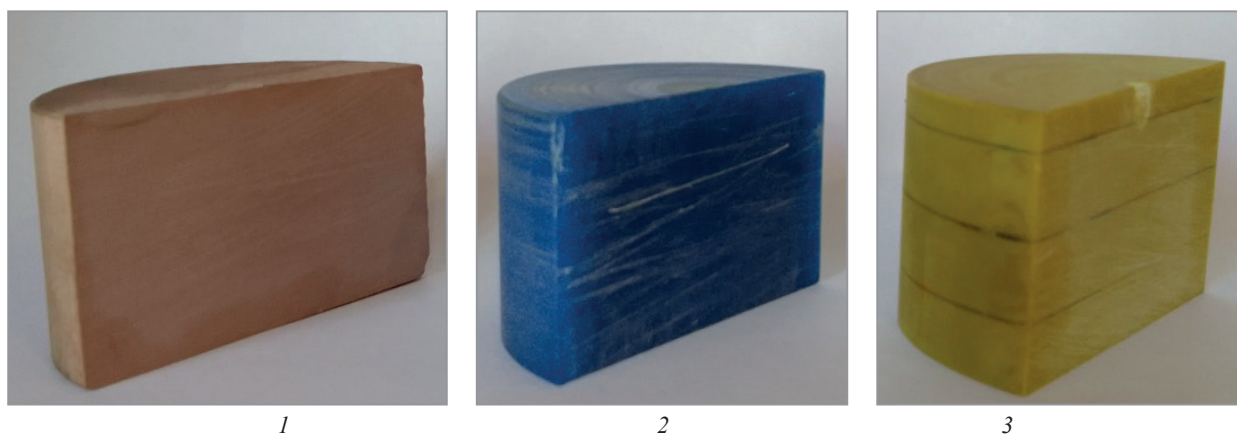


Рис. 7. Типы вкладышей, изготовленных из модельных пластиков (цельных и склеенных различными видами клеев):
1 – цельный модельный пластик PROLAB 65; 2 – модельный пластик LAB 850, склеенный клеем а цианакрилатной основе;
3 – модельный пластик WB-1404 RARU-TOOL, склеенный клеем на эпоксидной основе

Целью использования склеенных послойно вкладышей из модельных комплектов было решение показать возможность создания промышленных многослойных моделей с толщиной, превышающей толщину стандартных листов пластика для изготовления МК. В качестве формовочной смеси применяли песчано-глинистую смесь (ПГС), состоящую из 95 % кварцевого песка, 5 % глины с добавлением воды. Перед каждой закладкой в металлический стакан подготовленную смесь взвешивали на весах (115 г).

Проведены испытания с использованием вкладышей из стали, цельных и склеенных модельных пластиков (рис. 8). При этом проведены замеры твердости смеси в точках A и B (см. рис. 6) в каждом из исследуемых случаев (табл. 5).

В таблице не приведена твердость смеси в точке A (без вкладыша), так как по результатам проведенных экспериментов она оказалась постоянной (32 ед.).

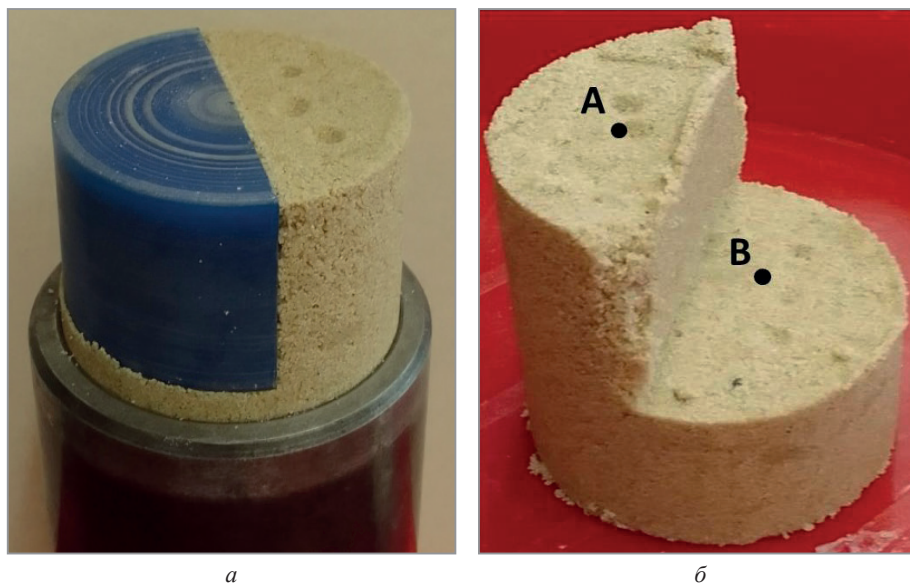


Рис. 8. Испытываемые образцы: *а* – уплотненная смесь со склеенной вставкой в пробе Г.М. Орлова;
б – уплотненная смесь, извлеченная из пробы Г.М. Орлова

Таблица 5. Твердость формовочной смеси в точке *В*, запрессованной с различными типами вкладышей

Материал вкладыша	Плотность материала вкладыша, г/см ³	Тип вкладыша	Твердость смеси в точке <i>В</i>	Текучесть, %
Стальной	7,85	Цельный	79	40,5
Пластики модельные				
PROLAB 65	0,65	Цельный	79	40,5
LAB 850	1,18	Цельный	79	40,5
LAB 850	1,18	Склеен клеем на эпоксидной основе	80	40
LAB 850	1,18	Склеен клеем на цианакрилатной основе	80	40
LAB 920 GN		Цельный	80	40
WB-1404 RARU-TOOL	1,4	Цельный	79	40,5
WB-1404 RARU-TOOL	1,4	Склеен клеем на эпоксидной основе	80	40
WB-1404 RARU-TOOL	1,4	Склеен клеем на цианакрилатной основе	80	40

Выводы

1. При испытании элементов МК и склеенных модельных пластиков на атмосферную стойкость в течение одного года было установлено, что основные свойства клеевого шва (растрескивание, вымывание, образование зазоров, изменение окраски) не проявляются. При этом его качество напрямую зависит от плотности пластика и в более плотных пластиках наблюдается меньше повреждений.

2. При оценке взаимодействия клеевого шва с формовочными смесями было выявлено, что абсолютно все используемые клеевые составы подходят для работы в условиях абразивного трения с применением химических связующих. Установлено, что образцы в местах клеевого шва не имеют тенденции к повышенному износу и выкрашиванию шва.

3. Установлено, что твердость уплотненной смеси и ее текучесть по пробе Г.М. Орлова зависят от типа клея в большей степени, чем от типа пластика. Так, вкладыши, изготовленные из модельных пластиков LAB 850 и WB-1404 RARU-TOOL, склеенные клеем на эпоксидной основе, показали твердость смеси 80 ед., что не уступает твердости смеси при применении аналогичных вкладышей, склеенных клеем на цианакрилатной основе. Это подтверждается также приблизительно равной твердостью у цельных материалов независимо от плотности материала, из которых они изготовлены. У вкладыша из стали плотность составляет 7,85 г/см³, у моделей пластиков PROLAB 65 – 0,65 г/см³; PROLAB 75 – 0,78; LAB 850 – 1,18; LAB 920 GN – 1,3; WB-1404 RARU-TOOL – 1,4 г/см³.

ЛИТЕРАТУРА

1. ScienceDirect: Elsevier's premier platform of peer-reviewed scholarly literature [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.elsevier.com/products/sciencedirect/>. – Дата доступа: 19.03.2024.
2. **Калиниченко, М.Л.** Технология склеивания: теория, практика, материалы / М.Л. Калиниченко, Л.П. Долгий, В.А. Калиниченко. – Минск: БНТУ, 2021. – 187 с.
3. **Калиниченко, М.Л.** Оценка прочностных свойств клеевых соединений, используемых при создании пластиковых модельных комплектов / М.Л. Калиниченко, Б.М. Немененок // Литье и металлургия. – 2022. – № 4. – С. 115–122.
4. **Калиниченко, М.Л.** Методика испытаний перспективных узлов модельных комплектов для нужд АПК / М.Л. Калиниченко // Инновации в природообустройстве и защите в чрезвычайных ситуациях: материалы X Междунар. науч.-техн. конф., Саратов, 16–17 мая 2023 г. – Саратов: Армит, 2023. – С. 552–557.
5. Hi-Cast-Co-Ltd [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://partnora.com/en/company/55c4be61bddd4100a05fba23/Hi-Cast-Co-Ltd>. – Дата доступа: 20.04.2023.
6. ООО «Завод АКС» [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.aksspb.com/>. – Дата доступа: 20.04.2023.
7. ГОСТ 23409.17-78. Смеси формовочные. Метод определения текучести при статическом уплотнении. – Введ. 01.07.1988. – М.: Гос. стандарт Союза ССР: ИПК Изд-во стандартов, 1988. – 4 с.

REFERENCES

1. ScienceDirect: Elsevier's premier platform of peer-reviewed scholarly literature [Electronic resource]. Available at: <https://www.elsevier.com/products/sciencedirect/>. (access date 19.03.2024).
2. **Kalinichenko M. L., Dolgiy L. P., Kalinichenko V. A.** *Tehnologija skleivaniya: teorija, praktika, materialy* [Bonding technology: theory, practice, materials]. Minsk, BNTU Publ., 2021, 187 p.
3. **Kalinichenko M. L., Nemenenok B. M.** *Ocenka prochnostnyh svojstv kleevyh soedinenij, ispol'zuemyh pri sozdanii plastikovyh model'nyh komplektov* [Evaluation of the strength properties of adhesive joints used to the creation of plastic model sets]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 115–122.
4. **Kalinichenko M. L.** *Metodika ispytaniy perspektivnyh uzlov model'nyh komplektov dlya nuzhd APK* [Methodology for testing promising units of model kits for the needs of the agro-industrial complex]. *Innovacii v prirodoobustrojstve i zashchite v chrezvychajnyh situacijah: materialy X mezhdun. nauch.-tekhn. konf., Saratov, 16–17 maya 2023 g.* = *Innovations in environmental management and protection in emergency situations: materials of the X international scientific and technical. conf.*, Saratov, May 16–17, 2023. Saratov, Armit Publ., 2023, pp. 552–557.
5. Hi-Cast-Co-Ltd [Electronic resource]. Available at: <https://partnora.com/en/company/55c4be61bddd4100a05fba23/Hi-Cast-Co-Ltd> (access date 20.04.2023).
6. Zavod AKS [Electronic resource]. Available at: <https://www.aksspb.com> (access date 20.04.2023).
7. GOST 23409.17–78. Molding mixtures. Method for determining fluidity during static compaction. 01.07.1988. Moscow, State Standard of the USSR, IPK Publishing House of Standards, 1988, 4 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-134-140>
УДК 669.13.017: 620.18; 669.13.017: 620.17

Поступила 01.04.2024
Received 01.04.2024

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ ВЫСОКОПРОЧНОГО АУСФЕРРИТНОГО ЧУГУНА

П. Е. ЛУЩИК, Белорусский национальный технический университет, Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: l.pavel@park.bntu.by

А. И. ПОКРОВСКИЙ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, Купревича, 10
И. В. РАФАЛЬСКИЙ, А. Д. РУЛЕНКОВ, Белорусский национальный технический университет, Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: rafalski@park.bntu.by

Представлены результаты исследования влияния обработки давлением (прямого горячего выдавливания) на структуру включений графита и металлической матрицы высокопрочного аусферритного чугуна. С использованием методов имитационного моделирования проведен сравнительный анализ процессов охлаждения литой заготовки из высокопрочного чугуна без деформирования и после деформации заготовки. Приведены результаты исследований влияния горячей деформации (до 950–970 °С) на структуру изломов и механические свойства заготовок из аусферритного высокопрочного чугуна.

Ключевые слова. Аусферритный высокопрочный чугун, микроструктура, бейнит, аустенит, графит, обработка давлением, моделирование.

Для цитирования. Лущик, П. Е. Влияние обработки давлением на структуру высокопрочного аусферритного чугуна. / П. Е. Лущик, А. И. Покровский, И. В. Рафальский, А. Д. Руленков // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 134–140. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-134-140>.

THE PRESSURE TREATMENT EFFECT ON THE HIGH-STRENGTH AUSTEMPERED DUCTILE IRON STRUCTURE

P. E. LUSHCHIK, Belarusian National Technical University, State Unitary Innovative Enterprise “Science and Technology Park of BNTU “Politechnik”, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolasa str. E-mail: l.pavel@park.bntu.by

A. I. POKROVSKY, Physical-Technical Institute NAS of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str.

I. V. RAFALSKY, A. D. RULENKOV, Belarusian National Technical University, State Unitary Innovative Enterprise “Science and Technology Park of BNTU “Politechnik”, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolasa str. E-mail: rafalski@park.bntu.by

This paper presents the results of a study on the effect of pressure treatment (direct hot extrusion) on the structure of graphite inclusions and the metallic matrix of high-strength austempered ductile iron. Comparative analysis of the cooling processes of the cast high-strength ductile iron billet without deformation and after deformation was carried out using simulation modeling methods. The results of the study on the effect of hot deformation (up to 950–970 °C) on the fracture structure and mechanical properties of austempered high-strength ductile iron billets are presented.

Keywords. Austempered ductile iron, microstructure, bainite, austenite, graphite, pressure treatment, modeling.

For citation. Lushchik P. E., Pokrovskiy A. I., Rafalskiy I. V., Rulenkoy A. D. The pressure treatment effect on the high-strength austempered ductile iron structure. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 134–140. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-134-140>.

Введение

Высокопрочный чугун является оптимально сбалансированным и перспективным конструкционным материалом для ряда ответственных машиностроительных изделий (поршневые и уплотнительные кольца, блоки цилиндров, коленчатые и распределительные валы, тормозные барабаны, диски сцепления, тормозные барабаны, ступицы колес, коробки дифференциалов, кронштейны, гидравлические муфты, подвески рессор, картеры задних мостов).

Основные направления исследований высокопрочного чугуна акцентированы на задачах совершенствования структуры и повышения его свойств путем изменения морфологии графита от разветвленной

к сферической (высокопрочный чугуны) и переход на аустенито-бейнитную структуру металлической матрицы, которая содержит некоторое количество нераспавшегося аустенита (аусферритный чугун), что достигается за счет использования методов модифицирования при литье сплавов, специальной термической обработки и деформации.

Проведенные исследования показали, что высокопрочные чугуны с шаровидным графитом, которые подвергали различным режимам термической обработки (заковки от температуры аустенизации с последующим изотермическим отпуском в интервале аустенитного превращения в бейнит), обеспечивают получение структуры сплава, в матрице которой преобладают игольчатый (пластинчатый) феррит и аустенит в разном соотношении и различной морфологии [1–3]. Обобщенная схема основных этапов термической обработки (рис. 1) представлена в работе [1]: нагрев до температуры аустенизации (участок *AB*); выдержка при температуре аустенизации (участок *BC*); быстрое охлаждение до температуры изотермического превращения аустенита (участок *CD*); выдержка при температуре изотермического превращения аустенита (участок *DE*) до его превращения в бейнит; охлаждение до температуры окружающей среды (участок *EF*).

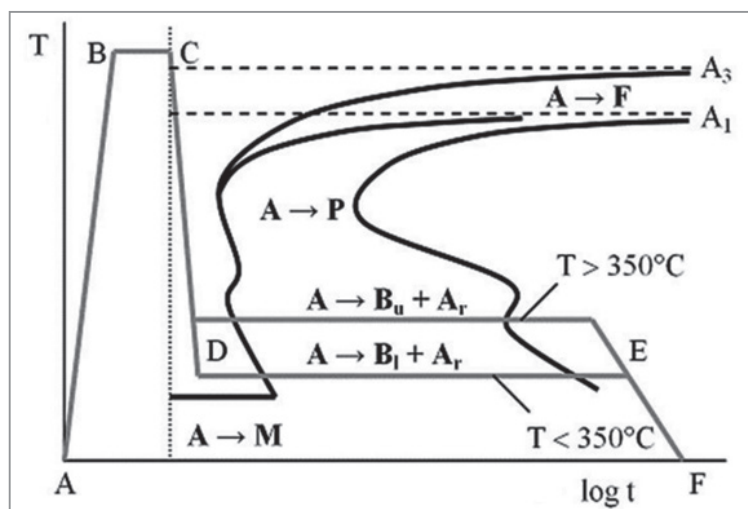


Рис. 1. Обобщенная схема основных этапов термической обработки аусферритных чугунов:

A – аустенит; F – феррит; P – перлит; B_u – верхний бейнит; B_l – нижний бейнит; A_r – остаточный аустенит; M – мартенсит [1]

Матричную структуру полученных чугунов принято называть бейнитной, несмотря на то что карбиды при этом могут отсутствовать [4], а сами чугуны могут быть аусферритными ADI (ADI от английского Austempered Ductile Iron – высокопрочный чугун с шаровидным графитом, изотермически закаленный на аусферритную структуру) или бейнитными.

Механизм изотермического распада аустенита при изотермической выдержке, по данным работы [5], основан на протекании при температурах от 250 до 400 °C твердофазных реакций превращения исходного аустенита заковки (γ -Fe) на феррит (α -Fe) и высокоуглеродистый (γ -Fe_{HC}) аустенит:



Реакция (1) характеризует первую стадию процесса изотермического распада аустенита, которая при увеличении времени выдержки и/или повышения температуры может перейти к протеканию твердофазной реакции, включающей распад высокоуглеродистого аустенита на термодинамически более стабильный феррит и карбиды (вторая стадия аустенитного отпуска, [5]):



Существенное влияние на структуру и свойства ADI оказывают легирующие добавки. В работе [6] приведены результаты исследования влияния никеля на механические свойства и структуру ADI, а также указывается о выполненных исследованиях легированных ADI хромом, марганцем, бором, влиянии комплексных добавок Ni–Mo, Ni–Cu, Mn–Cu, Ni–Mo–Cu. Результаты исследования влияния температуры аустенитного отпуска на микроструктуру и механические свойства ADI, модифицированного ниобием, представлено в [7]. В [8] сообщается, что легирование сплава элементами, повышающими температуру эвтектического превращения, приводит к увеличению скорости зарождения феррита в аустените.

Значительное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений в ADI оказывает деформирование, сдвигая C-образные кривые изотермического распада вправо (рис. 2, [9]).

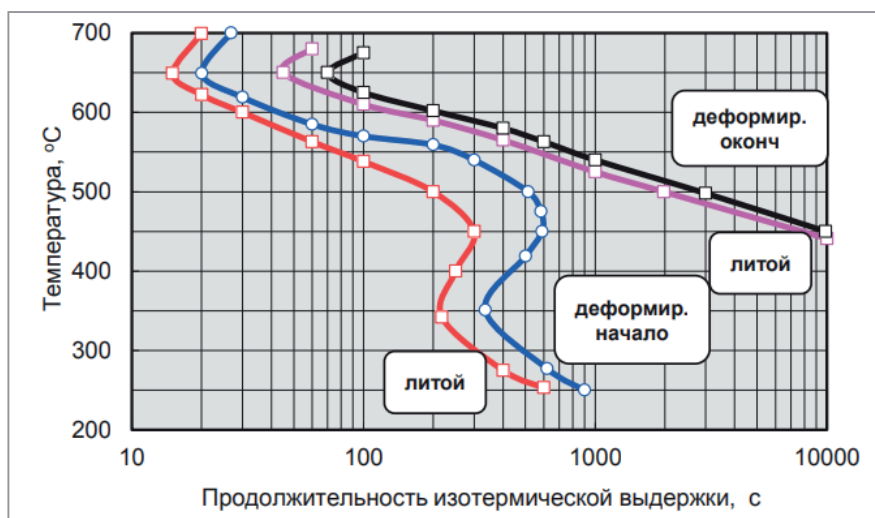


Рис. 2. Диаграмма изотермического распада высокопрочного чугуна в литом состоянии (кривые слева) и после горячей пластической деформации (кривые справа) [9]

Цель настоящей работы – исследование влияния обработки давлением на структуру графита и металлической матрицы высокопрочного чугуна, подвергнутого закалке от температуры аустенизации с последующим изотермическим отпуском в интервале аустенитного превращения.

Результаты исследований микроструктуры

С использованием методов оптического и электронно-микроскопического анализа установлены особенности влияния обработки давлением на структуру графита и металлической матрицы высокопрочных чугунов, предварительно подвергнутых закалке от температуры аустенизации с последующим изотермическим отпуском в интервале аустенитного превращения. Химический состав исследованного сплава приведен ниже.

Химический элемент	C	Si	Mn	Cu	Mg	Mo
Массовый %	3,6–3,8	2,2–2,4	до 0,3	до 0,5	до 0,04	до 0,2

Обработку давлением проводили путем деформирования методом прямого горячего выдавливания образцов чугуна цилиндрической формы диаметром до 28 мм после их индукционного нагрева до температуры 950–970 °C со степенью обжатия до 80 %.

Установлено, что после обработки давлением структура ADI характеризуется наличием равномерно распределенных в металлической матрице фаз графита как с компактной, близкой к сферической, так и с искаженной, вытянутой формой, преимущественно от 10 до 30 мкм (рис. 3).

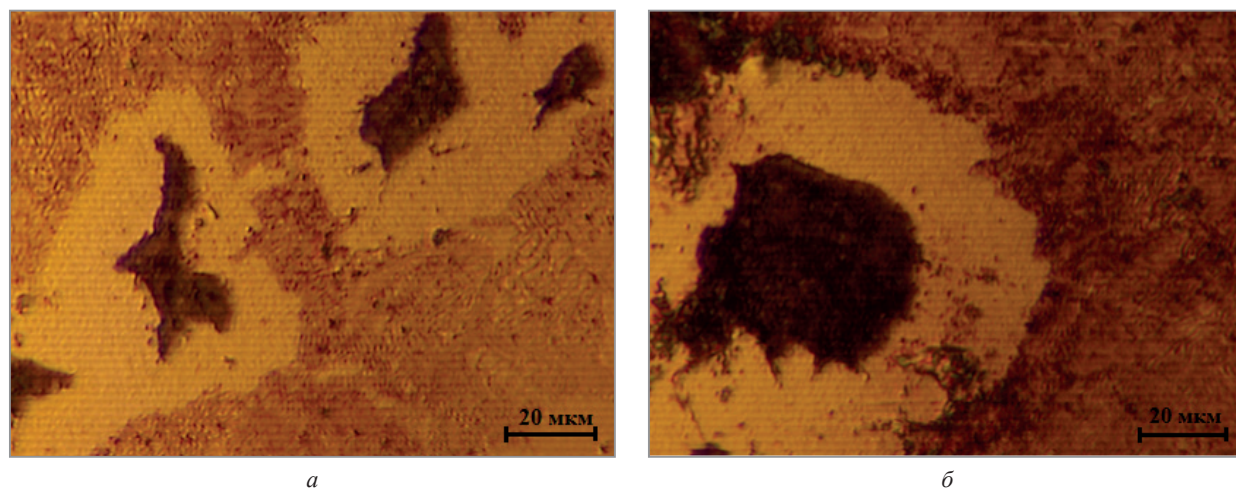


Рис. 3. Структура ADI после обработки давлением с различной морфологией графитных включений: а – вытянутая форма; б – компактная, близкая к глобулярной форма. Поперечное сечение деформированного прутка

С использованием данных электронной микроскопии установлено, что металлическая матрица исследованного ADI преимущественно характеризуется пластинчато-перистыми перлитными структурами, различная ориентация которых объясняется большой степенью деформации образца (рис. 4, 5). На рис. 4, *а* показана обедненная карбидами ферритная область (зона 1) с включением фазы первичного графита вытянутой формы (зона 2), окруженная областями пластинчато-перьевой структуры (зоны 3 и 4), различным образом ориентированной в пространстве. На рис. 4, *б* представлено изображение фазы графита, близкой к глобулярной формы, со следами пластической деформации на границе раздела «графит-феррит» в периферийной части включения графита (зона 1).

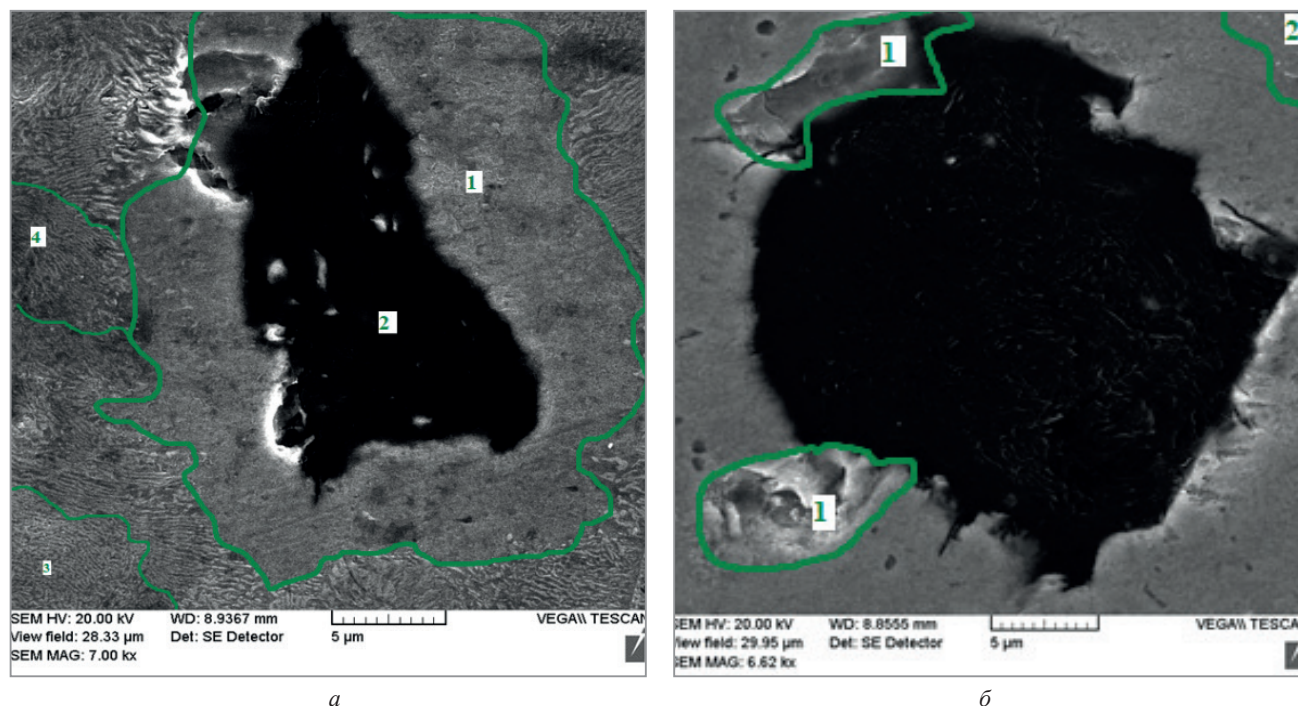


Рис. 4. Результаты электронно-микроскопического исследования структуры ADI с различной морфологией графитных включений: *а* – вытянутая форма. $\times 7000$; *б* – компактная форма. $\times 6620$

Результаты испытаний на растяжение образцов заготовок из ADI, подвергнутых горячему деформированию, показали, что временное сопротивление разрыву составляет 724–833 МПа, относительное удлинение – 1,8–2,3 %.

Топография изломов в местах разрушения образцов (шейки) исследована с использованием данных сканирующей электронной микроскопии. Изображение поверхности поперечных изломов образцов показано на рис. 5.

Излом на рисунке смешанный и представлен тремя типами: 1) хрупкий транскристаллитный с характерным ручьевидным узором (выделено красной окружностью); 2) хрупкий интеркристаллитный (выделено синей окружностью); 3) вязкий (выделено зеленой окружностью). Равномерно распределенные в поперечном сечении графитные включения имеют преимущественно округлую форму со средним размером 10–20 мкм. Следов внутреннего дробления графитных включений (разрушения до мелких фрагментов), а также трещин и внутренних дефектов металлической матрицы сплава не выявлено. При наблюдениях в поперечном сечении трудно трактовать, происходит ли разрушение графитных включений.

На рис. 5, *а*, *в* показана зона более вязкого излома. Можно предположить, что это пластинки феррита и цементита в перлитной составляющей. На рис. 5, *б* представлена более хрупкая зона.

Анализ процессов охлаждения литой заготовки из ADI

С использованием методов имитационного моделирования проведен сравнительный анализ процессов охлаждения литой заготовки из высокопрочного чугуна без применения методов деформирования и после деформации заготовки. В зависимости от наследственной структуры (литая или после деформирования) выполнен анализ распределения основных структурных составляющих (бейнит/аустенит) в одинаковый момент времени.

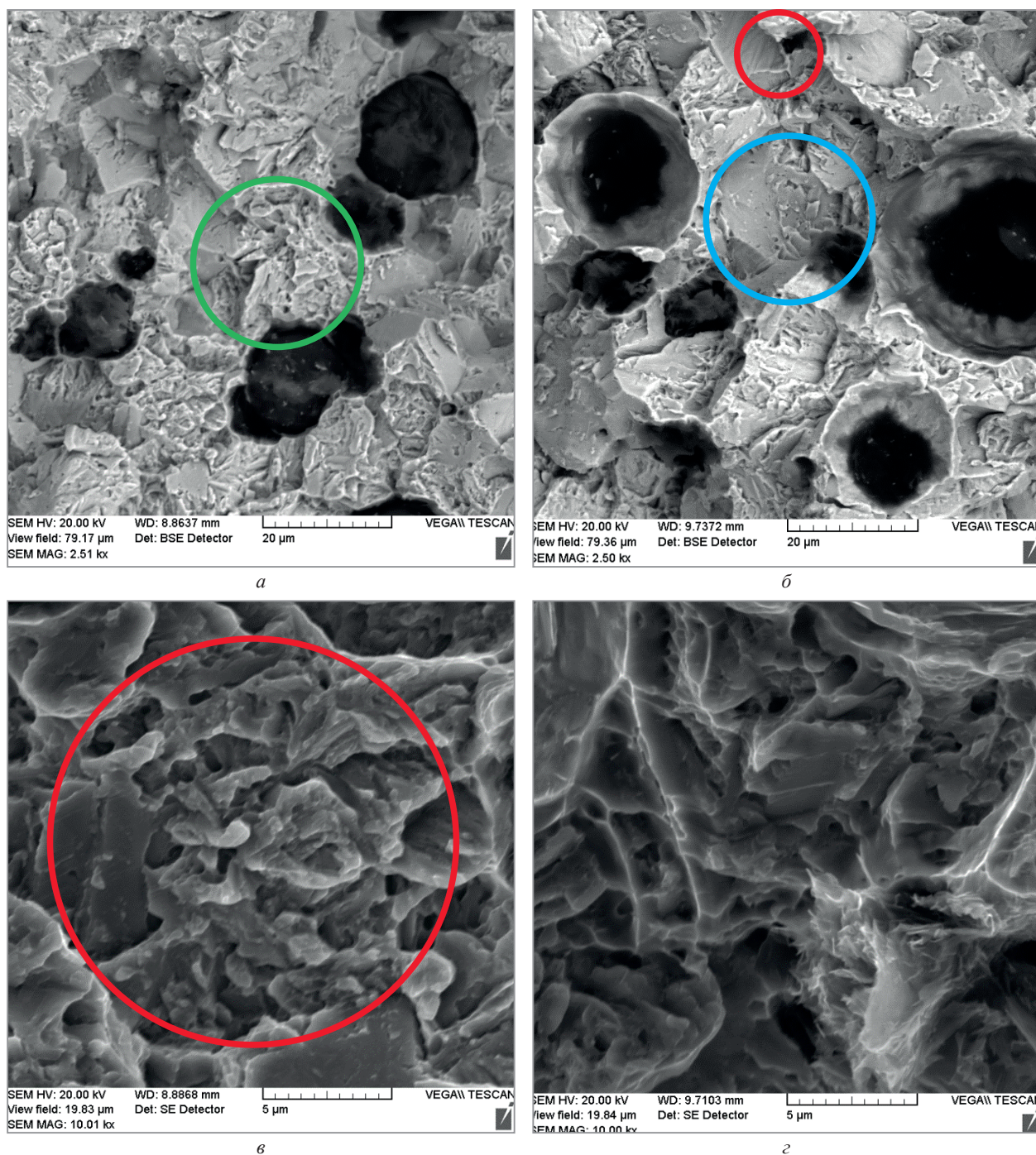


Рис. 5. Фрактограммы поперечных изломов (образцы на растяжение) образцов ADI после горячего деформирования:
а, б – изображение в отраженных электронах (*а* – $\times 2510$; *б* – $\times 2500$);
в, з – изображение во вторичных электронах (*в* – $\times 10010$; *з* – $\times 10000$)

Исходя из данных, что деформирование оказывает существенное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений (см. рис. 2), были подготовлены модели процесса охлаждения чугуновых заготовок типа «Втулка» с различными входными параметрами изотермического превращения аустенита в перлит, аустенита в бейнит и аустенита в мартенсит. Для соблюдения одинаковых условий при термической обработке в качестве исходной геометрии для расчета охлаждения литой заготовки была взята геометрия заготовки с аналогичными размерными параметрами после деформации.

Численный анализ показал, что при исследованных режимах обработки значения фазовых составляющих отличаются примерно на 15%. Так, для расчетного момента времени после начала охлаждения 1000 с отношение объемной доли бейнита к аустениту в литой заготовке составляет примерно 28/72, в то время как в заготовке после деформирования для аналогичного момента времени охлаждения – примерно 23/77 (рис. 6).

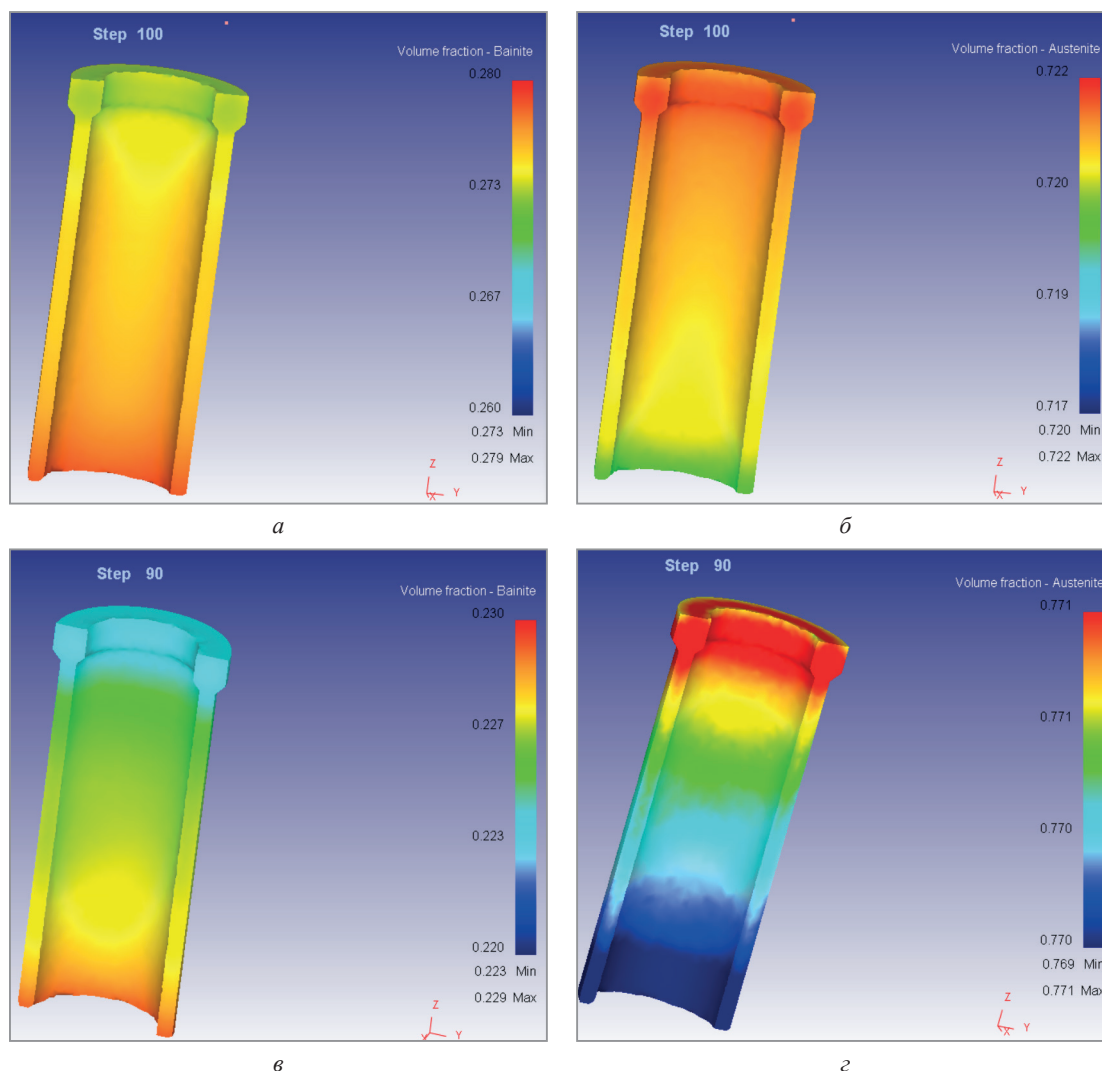


Рис. 6. Распределение фракции бейнита (а, в) и аустенита (б, г) в объеме литой (а, б) и деформированной (в, г) заготовок типа «Втулка» из АДИ при охлаждении от 970 °С в момент времени 1000 с

На основе полученных данных о процессах формирования литых заготовок из аусферритного высокопрочного чугуна можно предложить следующий алгоритм получения и обработки АДИ:

1. Проведение плавки чугуна заданного (базового) химического состава в индукционной печи с кислой футеровкой.
2. Проведение операции модифицирования чугуна для получения шаровидной формы графита с использованием магнийсодержащих лигатур.
3. Разливка модифицированного чугуна в формы для получения заготовок требуемой конфигурации и их охлаждение до температуры ниже температуры солидуса. Для получения форм могут быть использованы постоянные металлические формы (с регулируемым теплоотводом) или разовые литейные формы (песчано-глинистые, из стержневой смеси и др.).
4. Выбивка заготовок из форм для их последующего горячего деформирования в интервале 900–1000 °С и термообработки для получения заданной структуры АДИ.

Выводы

1. С использованием методов оптического и электронно-микроскопического анализа установлены особенности влияния обработки давлением на структуру графита и металлической матрицы высокопрочных чугунов, предварительно подвергнутых закалке от температуры аустенизации с последующим изотермическим отпуском в интервале аустенитного превращения. Установлено, что после обработки давлением со степенью обжатия до 80 % структура АДИ в поперечном сечении характеризуется наличием равномерно распределенных в металлической матрице фаз графита как с компактной, близкой к сферической, так и с искаженной, вытянутой формой, преимущественно от 10 до 30 мкм. Металлическая

матрица исследованного чугуна преимущественно характеризуется пластинчато-перистыми структурами, различная ориентация которых объясняется большой степенью деформации образца.

2. С использованием методов имитационного моделирования проведен сравнительный анализ процессов охлаждения литой заготовки из высокопрочного чугуна без применения методов деформирования и после деформации заготовки. В зависимости от наследственной структуры (литая или после деформирования) выполнен анализ распределения основных структурных составляющих (бейнит/аустенит). Установлено, что применение деформирования литой заготовки из ADI приводит к снижению объемной доли бейнита.

3. Анализ топографии поверхности образцов после испытаний на растяжение позволяет сделать вывод о том, что разрушение носит смешанный характер, а его фрактограммы представлены тремя типами: 1) хрупкий транскристаллитный с характерным ручьевидным узором; 2) хрупкий интеркристаллитный; 3) вязкий. Равномерно распределенные в поперечном сечении графитные включения имеют преимущественно округлую форму со средним размером 10–20 мкм. Следов внутреннего дробления графитных включений (разрушения до мелких фрагментов), а также трещин и внутренних дефектов металлической матрицы сплава не выявлено.

4. Полученные результаты могут быть использованы при разработке составов и технологических процессов изготовления литых изделий из аусферритного высокопрочного чугуна.

ЛИТЕРАТУРА

1. Vasko, A. Analysis of factors influencing microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron / A. Vasko // *Commun. Sci. Lett. Univ. Zilina.* – 2009. – Vol. 11 (4). – P. 43–47.
2. Microstructural evaluation of an austempered cast iron alloy / Letyssia Niara De Godoi Pereira [et al.] // *Materials Research.* – 2022. – Vol. 25. – 10 p.
3. Kinetic study of the austempering reactions in ductile irons / M.J. Pérez [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance.* – 2012. – Vol. 21. – P. 2460–2466.
4. A review on heat treatment of cast iron: phase evolution and mechanical characterization / Ojo Jeremiah Akinribide [et al.] // *Materials.* – 2022. – Vol. 15, iss. 7109. – 38 p.
5. Austempering kinetics of a ductile iron / M. Pellizzari [et al.] // *La Metallurgia Italiana.* – 2015. – No 10. – P. 15–20.
6. Characteristics of ADI ductile cast iron with single addition of 1.56 % Ni / B. Mrzygłód [et al.] // *Arch. Metall. Mater.* – 2017. – Vol. 62, iss. 4. – P. 2273–2280.
7. Effect of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron modified by niobium / W. Skudlarek [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology.* – 2021. – Vol. 12. – P. 2414–2425.
8. Kazazi, A. The Austempering kinetics, microstructural development, and processing window in the austempered, Fe-3.2C-4.8Al compacted graphite cast iron / A. Kazazi, S.M. Montazeri, S. M.A. Boutorabi // *Iranian Journal of Materials Science and Engineering.* – 2020. – Vol. 17, no. 4. – P. 46–54.
9. Покровский, А.И. Концепция создания экономнолегированных аусферритных (бейнитных) высокопрочных чугунов / А.И. Покровский // *Литье и металлургия.* – 2022. – № 4. – С. 29–37.

REFERENCES

1. Vasko A. Analysis of factors influencing microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron. *Commun. Sci. Lett. Univ. Zilina*, 2009, vol. 11, no. 4, pp. 43–47.
2. Letyssia Niara De Godoi Pereira [et al.]. Microstructural evaluation of an austempered cast iron alloy. *Materials Research*, 2022, vol. 25, 10 p.
3. Pérez M.J., Cisneros M.M., Almanza E., Haro S. Kinetic study of the austempering reactions in ductile irons. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, vol. 21, pp. 2460–2466.
4. Ojo Jeremiah Akinribide, Olasupo Daniel Ogundare, Olanike Mary Oluwafemi [et al.]. A review on heat treatment of cast iron: phase evolution and mechanical characterization. *Materials*, 2022, vol. 15, iss. 7109, 38 p.
5. Pellizzari M., Menapace C., Straffelini G. [et al.]. Austempering kinetics of a ductile iron. *La Metallurgia Italiana*, 2015, no. 10, pp. 15–20.
6. Mrzygłód B., Kowalski A., Olejarczyk-Woźenska I. [et al.]. Characteristics of ADI ductile cast iron with single addition of 1.56% Ni. *Arch. Metall. Mater.*, 2017, vol. 62, iss. 4, pp. 2273–2280.
7. Skudlarek W., Krmasha M.N., Kassim S. Al-Rubaie [et al.]. Effect of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron modified by niobium. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 12, pp. 2414–2425.
8. Kazazi A., Montazeri S.M., Boutorabi S.M.A. The austempering kinetics, microstructural development, and processing window in the austempered, Fe-3.2C-4.8Al compacted graphite cast iron. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 17, no. 4, pp. 46–54.
9. Pokrovsky A.I. Konceptsiya sozdaniya ekonomnolegirovannykh ausferritnykh (beinitnykh) vysokoprochnykh chugunov [Concept for development of economically alloyed ausferritic (bainitic) ductile cast irons]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 29–37.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-141-145>
УДК 621.7.014

Поступила 03.04.2024
Received 03.04.2024

О ДВИЖЕНИИ СФЕРИЧЕСКОЙ ПОЛОСТИ В РАСПЛАВЕ

М. Н. ВЕРЕЩАГИН, Ю. Д. ЧЕРНИЧЕНКО, С. В. ШИШКОВ,

Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого,

г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: sv_shishkov@gstu.by, тел.: +375-29-684-16-30

Газовые включения в затвердевающих расплавах существенно влияют на качество литого материала. В жидких металлах всегда есть растворенные газы, которые в результате диффузии и химических реакций способствуют образованию новых и росту ранее появившихся включений. Решена математическая задача динамического поведения сферической полости, описываемая уравнением Навье-Стокса, а расплав рассматривается как вязкая несжимаемая жидкость. Получено выражение изменения радиуса сферической полости при ньютоновском поведении расплавов.

Ключевые слова. Газовый пузырек, перегрев, пульсация давления, расплав, вязкость, теплоемкость, время.

Для цитирования. Верещагин, М. Н. О движении сферической полости в расплаве / М. Н. Верещагин, Ю. Д. Черниченко, С. В. Шишков // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 141–145. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-141-145>.

ON THE MOTION OF A SPHERICAL CAVITY IN A MELT

M. N. VERESHCHAGIN, Yu. D. CHERNICHENKO, S. V. SHISHKOV,

P. O. Sukhoi Gomel State Technical University, Gomel, Belarus, 48, October ave.

E-mail: sv_shishkov@gstu.by, tel.: +375-29-684-16-30

Gas inclusions significantly influence the quality of solidifying melts. Dissolved gases in liquid metals, due to diffusion and chemical reactions, contribute to the formation and growth of new inclusions. The mathematical problem of the dynamic behavior of a spherical cavity is solved using the Navier-Stokes equation, treating the melt as a viscous incompressible fluid. An expression for the change in radius of a spherical cavity under Newtonian behavior of the melts is obtained.

Keywords. Gas bubble, superheat, pressure pulsation, melt, viscosity, heat capacity, time.

For citation. Vereshchagin M. N., Chernichenko Yu. D., Shishkov S. V. On the motion of a spherical cavity in a melt. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 141–145. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-141-145>.

Газовые включения в затвердевающих расплавах существенно влияют на качество литого материала [1–3]. Перегрев расплава и пульсация давления отдачи из-за наличия пиковой структуры импульса излучения интенсифицируют рост газовых полостей и ведут к выбросу капель расплава в моменты времени, следующие непосредственно за резким падением удельной мощности излучения для режима свободной генерации [4, 5].

Поскольку газовые включения в расплавах имеют малые размеры, то можно считать, что они представляют собой газовые полости сферической формы. В реальных условиях скорость движения U_0 газовой полости радиуса R_0 в расплаве с кинематической вязкостью мала и, следовательно, число Рейнольдса $Re = \frac{2R_0U_0}{\nu} \ll 1$. Поэтому форма газовых полостей в процессе их движения будет оставаться сферической [6].

Исследуем динамическое поведение сферической полости с начальным радиусом R_0 и плотностью ρ_0 , находящейся в момент времени $t = 0$ в центре капли расплава плотности ρ_k , и коэффициентами вязкости η и ξ и имеющей форму сферы радиуса R_k . Будем считать, что в точках сферической поверхности расплава действует давление:

$$p_k(t) = \rho_k q(t), 0 \leq t \leq t_0, q(0) = 1, q(t_0) = 0. \quad (1)$$

Никаких других сил к расплаву не приложено (полем силы тяжести будем пренебрегать).

Далее учтем, что изменение коэффициентов вязкости η и ξ вдоль расплава незначительно и, следовательно, их можно считать постоянными. Кроме того, примем во внимание, температура расплава T

больше температуры кристаллизации $T_{кр}$. Тем самым расплав можно рассматривать как вязкую жидкость, движение которой описывается уравнением Навье-Стокса [6]:

$$\rho \left[\frac{\partial \vec{U}}{\partial t} + (\vec{U} \nabla) \vec{U} \right] = -\text{grad}(p) + \eta \Delta \vec{U} + \left(\xi + \frac{\eta}{3} \right) \text{grad}(\text{div}(\vec{U})), \quad (2)$$

где $\vec{U}$ – вектор скорости частиц расплава; p – давление; Δ – оператор Гамильтона; $\Delta \equiv \nabla^2$ – оператор Лапласа.

Наконец учтем, плотность ρ расплава можно считать постоянной величиной. Следовательно, расплав можно рассматривать как вязкую несжимаемую жидкость, для которой уравнение непрерывности $\frac{\partial \rho}{\partial t} + \text{div}(\vec{U} \rho) = 0$ принимает вид:

$$\text{div}(\vec{U}) = 0, \rho = \text{const}. \quad (3)$$

Таким образом, считая расплав несжимаемой жидкостью, уравнение движения (2) существенно упрощается:

$$\frac{\partial \vec{U}}{\partial t} + (\vec{U} \nabla) \vec{U} = -\frac{1}{\rho} \text{grad}(p) + \eta \Delta \vec{U}, \quad (4)$$

где $\nu = \frac{\eta}{\rho}$ – кинематическая вязкость расплава.

Так как движение частиц сферической полости и капли расплава будет центрально-симметрическим относительно общего центра, то выберем сферическую систему координат (r, θ, φ) , связанную с этим общим центром. Тогда в выбранной системе координат для частиц капли расплава, удаленных на расстояние r от центра, радиальную скорость которых обозначим через $U_r \equiv U > 0$, а давление – через p , уравнение движения (4) и уравнение непрерывности (3) запишем в виде

$$\frac{\partial U}{\partial t} + U \frac{\partial U}{\partial r} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial r} + \nu \left[\frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial U}{\partial r} \right) \right] - \frac{2U}{r^2}, \quad (5)$$

$$\frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} (r^2 U) = 0. \quad (6)$$

Из условия несжимаемости (6) следует

$$r^2 U = F(t). \quad (7)$$

Поскольку в любой момент рассматриваемого неустановившегося движения объем протекающего расплава через сферу любого радиуса r не зависит от последнего, то он является некоторой функцией времени, так как движение неустановившееся.

Используя соотношение (7), уравнение (5) преобразуем к виду

$$-\frac{F'(t)}{R} + U \frac{\partial U}{\partial r} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial r}. \quad (8)$$

Проинтегрировав уравнение (8) по r в пределах от R_k до радиуса $R = R(t)$ расширяющейся сферической полости ($R_0 \leq R = R(t) \leq R_k$), получим

$$-\frac{F'(t)}{R} + \frac{F'(t)}{R_k} + \frac{1}{2} V^2 = -\frac{1}{\rho} P(t) + \frac{1}{\rho} p_k(t), \quad (9)$$

где $V \equiv U(R, t) = \frac{dR}{dt}$ и $P(t) \equiv p(R, t)$ – скорость и давление частиц расплава на поверхности расширяющейся сферической полости, а скорость частиц капли расплава на его поверхности $U(R_k, t)$ равна 0, а давление $p(R_k, t) = p_k(t)$.

Принимая во внимание, что для частиц расплава, находящихся на поверхности расширяющейся сферической полости $r = R(t)$, справедливо соотношение (7), т.е. $R^2 V = F'(t)$, то уравнение (9) преобразуется к виду

$$\left(1 - \frac{R}{R_k} \right) R \frac{d^2 R}{dt^2} + \frac{3}{2} \left(1 - \frac{4R}{3R_k} \right) \left(\frac{dR}{dt} \right)^2 = \frac{1}{\rho} (P(t) - p_k(t)). \quad (10)$$

Для расширения сферической полости необходимо, чтобы начальное давление в сферической полости p_0 было больше давления, действующего на каплю расплава в момент времени $t = 0$, т.е.

$p_0 = P(t) > p_k(0) = p_k$. Кроме того, примем, что процесс расширения сферической полости происходит так быстро, что можно пренебречь потерей тепла, происходящим вследствие проводимости и излучения. Тогда расширение сферической полости подчиняется алгебраическому закону:

$$\frac{P(t)}{p_0} = \left(\frac{R_0}{R} \right)^{3\gamma}, \quad \gamma = \frac{C_p}{C_V}, \quad (11)$$

где C_p и C_V – удельные теплоемкости газа при постоянном давлении и объеме.

В этом случае уравнение (10) принимает вид

$$\left(1 - \frac{R}{R_k} \right) R \frac{d^2 R}{dt^2} + \frac{3}{2} \left(1 - \frac{4R}{3R_k} \right) \left(\frac{dR}{dt} \right)^2 = C_0^2 \left[\left(\frac{R_0}{R} \right)^{3\gamma} - \frac{p_k}{p_0} q(t) \right], \quad (12)$$

где $C_0 = \sqrt{\frac{p_0}{\rho}}$.

Рассмотрим предельный случай, когда $R_k \rightarrow \infty$. Тогда уравнение (12) можно представить в виде

$$\frac{d}{dt} \left[\left(\frac{dR}{dt} \right)^2 \left(\frac{R}{R_0} \right)^3 \right] = - \frac{2C_0^2}{3} \left\{ \frac{1}{\gamma-1} \frac{d}{dt} \left(\frac{R}{R_0} \right)^{-3(\gamma-1)} - \frac{p_k}{p_0} \frac{d}{dt} \left(\frac{R}{R_0} \right)^3 q(t) \right\}. \quad (13)$$

Интегрируя выражение (13) от 0 до t при начальных условиях

$$R_{t=0} = R_0, \quad \left. \frac{dR}{dt} \right|_{t=0} = 0, \quad (14)$$

получаем

$$\left(\frac{dR}{dt} \right)^2 \left(\frac{R}{R_0} \right)^3 = - \frac{2C_0^2}{3} \left\{ \frac{1}{\gamma-1} \left[1 - \left(\frac{R}{R_0} \right)^{-3(\gamma-1)} \right] - \frac{p_k}{p_0} \int_0^t \frac{d}{dt} \left(\frac{R}{R_0} \right)^3 q(t) dt \right\}. \quad (15)$$

Из уравнения (12) следует, что начальное ускорение в направлении радиуса можно определить по выражению

$$\left. \frac{d^2 R}{dt^2} \right|_{t=0} = \frac{C_0^2}{R_0 \left(1 - \frac{R_0}{R_k} \right)} \left[1 - \frac{p_k}{p_0} \right]. \quad (16)$$

Максимум скорости, который будет достигаться в некоторый момент времени t_m ($0 < t_m < t_0$), можно найти из условия:

$$\left. \frac{d}{dt} \left(\frac{dR}{dt} \right)^2 \right|_{t=0} = 0. \quad (17)$$

Из (15) и (17) получаем

$$\left(\frac{R}{R_0} \right)^{3-3\gamma} \Big|_{t=t_m} = \frac{1}{\gamma} \left\{ 1 + (\gamma-1) \frac{p_k}{p_0} \left[1 + \int_0^{t_m} \left(\frac{R}{R_0} \right)^3 \frac{dq(\tau)}{d\tau} d\tau \right] \right\}. \quad (18)$$

Если теперь принять, что $dq(\tau)$ меняется незначительно по сравнению с $\left(\frac{R}{R_0} \right)^3$ и, следовательно, $\frac{dq}{d\tau} \approx 0$, то уравнение (18) можно решить приближенно. В этом случае радиус сферической полости $R_m = R(t_m)$ определяем по выражению:

$$\frac{R_m}{R_0} = \frac{R}{R_0} \Big|_{t=t_m} = \left[\frac{\gamma}{1 + (\gamma-1) \frac{p_k}{p_0} q(t_m)} \right]^{\frac{1}{3(\gamma-1)}}, \quad (19)$$

а максимальное значение скорости с учетом (19) находим из (15):

$$\left(\frac{R_m}{R_0}\right)^2 = \left(\frac{dR}{dt}\right)^2 \Big|_{t=t_m} = \frac{2C_0^2}{3} \left\{ \left[\frac{1 + (\gamma - 1) \frac{p_k}{p_0} q(t_m)}{\gamma} \right]^{\frac{\gamma}{\gamma-1}} - \frac{p_k}{p_0} q(t_m) \right\}. \quad (20)$$

Для решения нелинейного интегрально-дифференциального уравнения (15) будем, как и ранее, считать, что $q'(\tau) \approx 0$ и, следовательно, $q(\tau) \approx 1$. Введя обозначения

$$y = \frac{R}{R_0} \varepsilon^{\frac{1}{3\gamma}}, \quad \delta = \frac{\varepsilon^{\frac{\gamma-1}{\gamma}}}{1 + \varepsilon}, \quad \varepsilon = \frac{(\gamma - 1)p_k}{p_0}, \quad (21)$$

уравнение (15) с учетом сделанных выше приближений запишем в виде

$$\frac{dy}{dt} y^{\frac{3}{2}} [1 - \delta y^3 (1 + y^{-3\gamma})]^{-\frac{1}{2}} = \varepsilon^{\frac{5}{6\gamma}} \sqrt{\frac{2C_0^2(1 + \varepsilon)}{3R_0^2(\gamma - 1)}}. \quad (22)$$

Теперь заметим, при $\frac{p_k}{p_0} \ll 1$ и $r > 1$ следует, что $\varepsilon \ll 1$, $\delta \ll 1$ и $\delta y^3 \ll 1$. Тогда уравнение (22) легко интегрируется, если разложить его левую часть по малому параметру δ . Ограничиваясь в уравнении (22) линейным членом по δ , после интегрирования с начальным условием

$$y \Big|_{t=0} = \varepsilon^{\frac{1}{3\gamma}}, \quad (23)$$

получаем

$$\begin{aligned} y^{\frac{5}{2}} + \frac{5}{22} \delta y^{\frac{11}{2}} + \frac{5}{2(11-6\gamma)} \delta y^{\frac{11-6\gamma}{2}} - \varepsilon^{\frac{3}{6\gamma}} - \frac{5}{22} \delta y^{\frac{11}{6\gamma}} - \frac{5}{2(11-6\gamma)} \delta \varepsilon^{\frac{11-6\gamma}{2}} = \\ = \frac{5}{2} \varepsilon^{\frac{5}{6\gamma}} \sqrt{\frac{2C_0^2(1 + \varepsilon)}{3R_0^2(\gamma - 1)}} t, \quad \gamma \neq \frac{11}{6}, \end{aligned} \quad (24)$$

или в прежних обозначениях:

$$\left(\frac{R}{R_0}\right)^{\frac{5}{2}} + \frac{5}{2(11-6\gamma)} \left(\frac{R}{R_0}\right)^{\frac{11-6\gamma}{2}} + \frac{5}{22(1+\varepsilon)} \varepsilon \left(\frac{R}{R_0}\right)^{\frac{11}{2}} = \frac{5C_0}{2R_0} \sqrt{\frac{2(1+\varepsilon)}{3(\gamma-1)}} t + \frac{3(9-4\gamma)}{2(11-6\gamma)} + \frac{5\varepsilon}{22(1+\varepsilon)}. \quad (25)$$

Поскольку ε мало, а $\frac{R}{R_0} > 1$ и $\gamma > 1$, то $\frac{11-6\gamma}{2} < \frac{5}{2}$ и, следовательно, решение упростится:

$$\frac{R}{R_0} \cong \left[\frac{5C_0}{2R_0} \sqrt{\frac{2}{3(\gamma-1)}} t + \frac{3(9-4\gamma)}{2(11-6\gamma)} \right]^{\frac{2}{5}}, \quad \gamma \neq \frac{11}{6}. \quad (26)$$

При $\gamma = \frac{11}{6}$ в выражении (25) появится логарифмический член $\ln\left(\frac{R}{R_0}\right)$. Тогда в решении (26) можно ограничиться только первым членом:

$$\frac{R}{R_0} \approx \left[\frac{5C_0^2}{2R_0^2} \right]^{\frac{1}{5}} t^{\frac{2}{5}}, \quad \gamma = \frac{11}{6}. \quad (27)$$

Таким образом, радиус сферической полости в рассматриваемом приближении растет пропорционально $t^{\frac{2}{5}}$:

$$R \approx R_0 \left[\frac{5C_0^2}{2R_0^2} \sqrt{\frac{2}{3(\gamma-1)}} \right]^{\frac{2}{5}} t^{\frac{2}{5}}. \quad (28)$$

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ефимов, В. А.** Разливка и кристаллизация стали / В. А. Ефимов. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.
2. **Флемингс, М.** Процессы затвердевания / М. Флемингс. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
3. **Явойский, В. И.** Неметаллические включения и свойства стали / В. И. Явойский, Ю. И. Рубенчик, А. П. Оженко. – М.: Металлургия, 1980. – 176 с.
4. О некоторых особенностях процессов разрушения металлов сфокусированным излучением лазера / Б. М. Жиряков [и др.] // Журнал технической физики. – 1971. – № 5. – С. 1037–1042.
5. О некоторых закономерностях выноса материала из зоны воздействия излучения лазера / Б. М. Жиряков [и др.] // Квантовая электроника: сб. ст. / под ред. акад. Н. Т. Басова. – М.: Сов. радио, 1973. – Вып. 1 (18). – С. 119–121.
6. **Ландау, Л. Д.** Теоретическая физика. Т. 6. Гидродинамика / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1986. – 736 с.

REFERENCES

1. **Efimov V.A.** *Razlivka i kristallizacija stali* [Steel casting and crystallization]. Moscow, Metallurgija Publ., 1976, 552 p.
2. **Flemings M.** *Processy zatverdevanija* [Solidification processes]. Moscow, 1977, Mir Publ., 423 p.
3. **Javojckij V.I., Rubenchik Ju. I., Ozenko A.P.** *Nemetallicheskie vkljuchenija i svojstva stali* [Non-metallic inclusions and properties of steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1980, 176 p.
4. **Zhirjakov B.M., Rykalin N.N., Uglov A.A. [et al.]**. O nekotoryh osobennostjah processov razrushenija metallov sfokusirovannym izlucheniem lazera [On some features of the processes of destruction of metals by focused laser radiation]. *Zhurnal tehniceskoi fiziki* = *Journal of Technical Physics*, 1971, no. 5, pp. 1037–1042.
5. **Zhirjakov B.M., Rykalin N.N., Uglov A.A. [et al.]**. O nekotoryh zakonornostjah vynosa materiala iz zony vozdejstvija izluchenija lazera [On some patterns of material removal from the zone affected by laser radiation]. *Kvantovaja jelektronika: sb. st.* = *Quantum electronics: collection articles (ed. akad. N. T. Basov)*. Moscow, Sov. radio Publ., 1973, vol. 1 (18), pp. 119–121.
6. **Landau L.D., Lifshic E.M.** *Teoreticheskaja fizika. T. 6. Gidrodinamika* [Theoretical physics. Vol. 6. Hydrodynamics]. Moscow, Nauka. Gl. red. fiz.-mat. lit. Publ., 1986, 736 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-146-153>
УДК 621.74:628.517

Поступила 29.04.2024
Received 29.04.2024

АНАЛИЗ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО ТРАВМАТИЗМА РАБОТАЮЩИХ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, И. А. ИВАНОВ, М. А. САДОХА, А. А. НОВИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: cadoxa@rambler.ru

Приведены результаты анализа производственного травматизма работающих в литейных цехах с разным характером производства. Показано, что наибольшее количество несчастных случаев по месту их происхождения приходится на обрубочно-очистной, формовочный и плавильно-заливочный участки литейных цехов, а наиболее травмоопасными являются профессии обрубщика, формовщика, плавильщика, заливщика и слесаря-ремонтника. Анализ причин травматизма в литейных цехах показал, что около 76% случаев происходит по организационным причинам, около 16% – по техническим, около 6% – по санитарно-гигиеническим и около 2% – по психофизиологическим. Показана возможность прогнозирования показателей травматизма работающих в литейных цехах.

Ключевые слова. Литейный цех, несчастный случай, показатели травматизма, условия труда, характер производства, профессия.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Анализ производственного травматизма работающих в литейных цехах / А. М. Лазаренков, И. А. Иванов, М. А. Садоха, А. А. Новик // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 146–153. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-146-153>.

ANALYSIS OF OCCUPATIONAL INJURIES AMONG WORKERS IN FOUNDRY WORKSHOPS

A. M. LAZARENKOV, I. A. IVANOV, M. A. SADOKHA, A. A. NOVIK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: cadoxa@rambler.ru

The results of the analysis of occupational injuries among workers in foundry workshops with different types of production are presented. It is shown that the highest number of accidents by location occurs in the fettling-cleaning, molding, and melting-pouring areas of foundry workshops, and the most hazardous professions are those of fettler, molder, melter, pourer, and repair fitter. An analysis of the causes of injuries in foundry workshops showed that about 76% of cases occur due to organizational reasons, about 16% due to technical reasons, about 6% due to sanitary-hygienic reasons, and about 2% due to psychophysiological reasons. The possibility of predicting injury rates among workers in foundry workshops is demonstrated.

Keywords. Foundry workshop, accident, injury rates, working conditions, production character, profession.

For citation. Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadokha M. A., Novik A. A. Analysis of occupational injuries among workers in foundry workshops. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 146–153. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-146-153>.

Анализ производственного травматизма ставит задачу установить закономерности, которые вызвали появление несчастных случаев с работающими. Каждому несчастному случаю предшествуют отклонения от нормального хода производства. Кроме того, в литейных цехах на рабочих местах отмечается наличие вредных и опасных производственных факторов, трудоемких операций, выполняемых вручную, и т. д.

Исследования травматизма в литейных цехах (сталелитейных, чугунолитейных, цветного литья) проводили на основе изучения данных актов по форме Н-1 и первичных материалов расследования несчастных случаев за 2014–2023 гг. с использованием статистического метода анализа, позволяющего определить динамику и выявить закономерности роста или снижения показателей травматизма (коэффициент частоты $K_{\text{Ч}}$ и коэффициент тяжести $K_{\text{Т}}$). Проведенный анализ травматизма позволил определить коэффициенты частоты и тяжести травматизма, выявить распределение несчастных случаев по участкам цехов, профессии, возрасту и стажу работы пострадавшего, времени происшествия, причинам и травмирующему фактору.

Анализ травматизма показал, что его уровень в литейных цехах еще достаточно высок (табл. 1) и превышает обще заводские в 1,27–1,56 раза (в зависимости от характера и масштабов производства). Наибольшие значения коэффициентов частоты и тяжести травматизма отмечаются в литейных цехах массового производства, в которых наиболее высокий уровень механизации и автоматизации технологических процессов и неблагоприятные условия труда.

В литейных цехах с любым характером производства отмечается тенденция к снижению значений коэффициента частоты, что говорит об эффективности мероприятий по уменьшению показателей травматизма. Коэффициент тяжести травматизма имеет тенденцию к увеличению, так как более высокий уровень механизации и автоматизации производства приводит к более серьезным последствиям, что наглядно видно в цехах массового производства.

Таблица 1. Распределение показателей травматизма в литейных цехах с разным характером производства

Литейный цех	Показатель травматизма в цехах с производством							
	массовым		серийным		мелкосерийным		среднее значение	
	$K_{\text{ч}}$	$K_{\text{т}}$	$K_{\text{ч}}$	$K_{\text{т}}$	$K_{\text{ч}}$	$K_{\text{т}}$	$K_{\text{ч}}$	$K_{\text{т}}$
Чугунолитейный	6,9	17,4	5,7	16,5	5,4	15,1	6,0	16,3
Сталелитейный	8,8	19,8	7,3	18,6	6,1	17,8	7,4	18,7
Цветного литья	3,3	12,4	2,9	11,3	2,6	9,9	2,9	11,2
Среднее значение по литейным цехам	6,3	16,5	5,3	15,5	4,7	14,3	5,4	15,4
Среднее значение по предприятиям с литейными цехами	5,1	11,8	3,4	10,3	3,4	11,0	4,5	9,9

Отмечено, что анализируемый период должен быть не более 10 лет, а наиболее достоверный прогноз наблюдается при проведении систематических периодических прогнозов раз в пять лет. Это позволяет своевременно принимать обоснованные решения по предупреждению производственного травматизма в литейных цехах [1, 2]. Статистическая обработка полученных данных показала тенденцию к снижению показателей травматизма как по литейному производству в целом, так и по цехам сталеного, чугунного и цветного литья. Это говорит о том, что вопросам обеспечения безопасности труда в цехах уделяется значительно большее внимание, а также обеспечивается должный контроль за соблюдением работающими безопасных методов работы.

Опасные и вредные производственные факторы снижают работоспособность литейщиков, повышают утомляемость, притупляют внимание и способствуют возникновению травмоопасных ситуаций. Наибольшее количество несчастных случаев по месту их происхождения приходится на обрубочно-очистной, формовочный и плавильно-заливочный участки (табл. 2), что подтверждается и данными работ [3–5].

Таблица 2. Распределение несчастных случаев по участкам литейных цехов при изготовлении отливок из разных металлов

Участок литейного цеха	Количество травм за год (% к общему количеству несчастных случаев)			
	общее	в том числе по цехам		
		сталелитейным	чугунолитейным	цветного литья
Смесеприготовительный	3,3	1,9	1,2	0,2
Стержневой	7,1	3,1	3,7	0,3
Формовочный	15,0	6,7	7,2	1,1
Шихтовый	6,3	2,9	2,7	0,7
Плавильно-заливочный	19,7	8,3	8,4	3,0
Обрубочно-очистной	29,2	13,2	11,8	4,2
Службы	19,4	7,4	8,7	3,3

На обрубочно-очистном участке литейных цехов массового производства отмечается наибольший процент травм, несмотря на более высокий уровень механизации, что объясняется значительным количеством операций, выполняемых с использованием ручного труда (навешивание и съём отливок с подвесных конвейеров, обрубка отливок, их зачистка ручным инструментом, погрузка в тару и т.д.), при высокой напряженности труда в весьма неблагоприятных условиях (значительные уровни шума, вибрации,

повышенная запыленность). Отмечается достаточный уровень травматизма в цехах мелкосерийного производства, в которых высокая доля ручного труда, связанного с подготовкой форм и кокилей, набором, переноской и заливкой жидкого металла вручную, извлечением отливок. При этом физически напряженные работы выполняются в условиях значительных тепловых излучений и температур, повышенного шума и запыленности воздуха рабочих зон.

На плавильно-заливочных участках литейных цехов мелкосерийного производства отмечается высокий процент несчастных случаев, что объясняется, несмотря на более благоприятные условия труда, заливкой форм чаще всего на плацу, где невозможно предусмотреть все меры предосторожности.

На работников служб механика, энергетика и других приходится около 19% всех случаев. Такое положение отмечается в литейных цехах с массовым и серийным характером производства, где уровень механизации и автоматизации составляет порядка 60–75%. При обслуживании оборудования ремонтники осуществляют работы в неблагоприятных условиях труда (повышенный шум, запыленность, загазованность, высокие температуры, недостаточная освещенность, неудобные напряженные позы).

Наиболее травмоопасными являются профессии обрубщика, формовщика, плавильщика, заливщика и слесаря-ремонтника (табл. 3), что отражает вышеизложенные положения на участках цехов и подтверждается в работах [6, 7]. Причем большее число травм приходится на литейщиков, обрабатывающих отливки, значительные по объему и достаточно сложные по конструкции. Причиной такого положения является несовершенство технологии формовочных работ: использование формовочной смеси недостаточной прочности, приводящее к литейным дефектам на поверхности отливок, хаотически расположенных, что исключает возможность применения дистанционных средств очистки и предопределяет значительный объем обрубных работ.

Таблица 3. Распределение несчастных случаев по профессиям пострадавших в литейных цехах

Профессия	Количество несчастных случаев за год (% к общему количеству)			
	общее	в том числе по цехам		
		сталелитейным	чугунолитейным	цветного литья
Земледелец	3,0	1,5	1,1	0,4
Стерженщик	2,0	1,0	0,7	0,3
Формовщик	10,7	4,5	5,7	0,5
Шихтовщик	3,3	1,4	1,3	0,6
Огнеупорщик	2,0	1,1	0,7	0,2
Плавильщик металла и сплавов	10,5	3,8	4,3	1,4
Заливщик металла	12,1	6,3	5,2	2,6
Выбивальщик литья	3,4	1,1	1,6	0,7
Обрубщик	20,9	10,2	7,9	2,8
Чистильщик (наждачник)	8,2	3,2	3,8	1,2
Транспортировщик	2,0	0,9	0,7	0,4
Слесарь-ремонтник	16,9	5,9	6,9	4,1
Уборщик в литейных цехах	3,4	1,7	1,1	0,6
ИТР (мастер участка, технолог, контролер и др.)	1,6	0,9	0,5	0,2

Высокий процент травм формовщиков связан с довольно значительным объемом применяемых ручных операций (установка опок и модельных плит на машины и снятие их, сборка верхних и нижних полуформ, укладка опок в штабеля и прочие операции, связанные с подъемом и перемещением различных грузов). На рабочих местах отмечаются неблагоприятные санитарно-гигиенические параметры, что влияет на состояние работающих и, как следствие, – на количество несчастных случаев.

Следует отметить и достаточно высокий процент травм слесарей-ремонтников (16,9%), что говорит о конструктивных недостатках оборудования и порождает отказы, аварии, преждевременный выход из строя.

Изучение распределения травм по стажу работы пострадавших (табл. 4) показало, что в литейных цехах (сталелитейных, чугунолитейных и цветного литья) значительное количество несчастных случаев приходится на рабочих со стажем работы до трех лет. Высокий уровень травмирования работающих со стажем до одного года (в среднем более 30%) свидетельствует о том, что в литейных цехах имеет место высокая текучесть кадров. Особенно это наблюдается в литейных цехах серийного и мелкосерийного

производства (рис. 1, а), где отмечается самый высокий процент травмируемых со стажем работы в цехе до одного года при возрасте 22–24 года (рис. 1, б) и низкой квалификации (ученик, рабочий 1–2-го разрядов (рис. 1, в). В цехах массового производства количество работающих 3–4-го разрядов наибольшее, так как высокий уровень механизации требует квалифицированного обслуживания.

Таблица 4. Распределение несчастных случаев по стажу работы пострадавших в литейных цехах

Стаж работы в литейном цехе, лет	Количество несчастных случаев за год (% от общего количества)			
	общее	в том числе по цехам		
		сталелитейным	чугунолитейным	цветного литья
До 1 года	32,4	15,6	12,7	4,1
1–3	24,2	11,4	9,6	3,2
3–5	8,7	4,4	3,2	1,1
5–10	5,6	2,9	2,1	0,6
Более 10	29,1	11,9	12,6	4,6

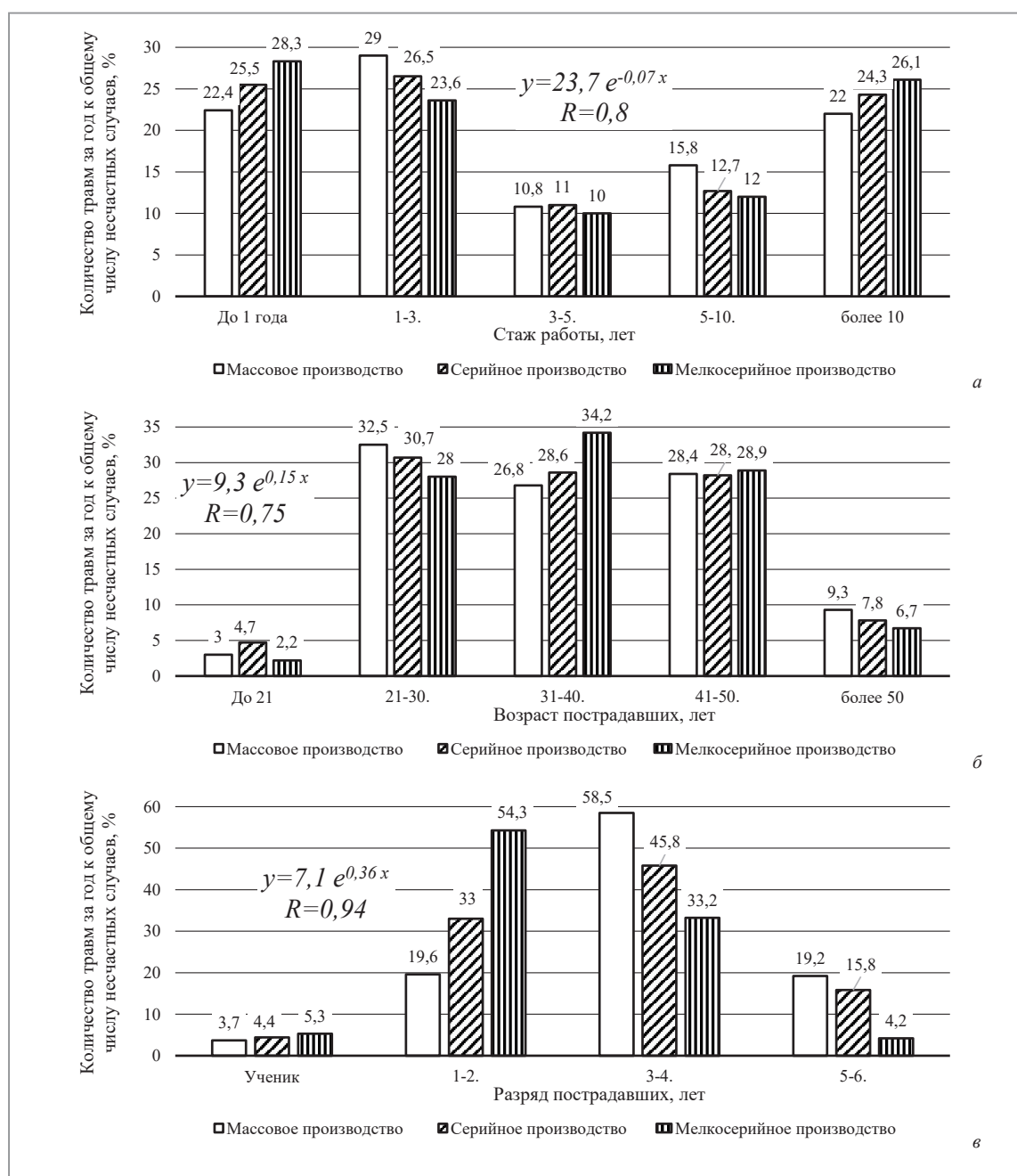


Рис.1. Распределение несчастных случаев в литейных цехах по информации о пострадавших

Анализ распределения несчастных случаев по возрасту пострадавших (табл. 5) показал, что чаще травмируются молодые работники (более 30 %) и пожилые литейщики (примерно 45 %).

Рассмотрение времени происшествия несчастных случаев показало, что в литейных цехах в первую смену происходит более 60 % всех случаев, во вторую – около 25 и в третью смену – около 15 %. Такое распределение объясняется разницей в численности работающих в каждой смене. Однако значительное количество травм во вторую и особенно в третью смену говорит о недостаточном контроле со стороны администрации за соблюдением мер безопасности и выполнением всех требований и положений технологических процессов, а также поддержанием надлежащего порядка на рабочих местах.

Таблица 5. Распределение несчастных случаев по возрасту пострадавших в литейных цехах

Возраст пострадавших, лет	Количество несчастных случаев за год (% от общего количества)			
	общее	в том числе по цехам		
		сталелитейным	чугунолитейным	цветного литья
18–20	12,6	5,9	5,5	2,2
21–30	20,4	10,2	8,6	2,6
31–40	17,2	7,2	6,9	3,1
41–50	32,0	13,8	11,4	3,8
>50	17,8	5,8	8,1	4,9

Наибольшее количество травм приходится на первый и пятый дни недели, начало и окончание трудового процесса. Напряженность ритма работы в течение дня характеризуется часом происшествия несчастного случая. Наибольшее количество травм приходится на первый, четвертый и седьмой часы работы, т.е. в основном на начало и окончание работы и пред- и послеобеденное время, когда работающий еще не вошел в ритм работы или ориентирует свое внимание на прием пищи или окончание работы.

Высокий уровень травматизма в первой декаде месяца обусловлен отсутствием четкого ритма работ, недостаточной загруженностью, которые притупляют внимание работающих. Большое количество несчастных случаев в конце месяца, а также в конце года связано с повышенной напряженностью труда, приводящей к хроническому накоплению усталости, что ведет к ослаблению внимания, применению неправильных и опасных приемов.

Распределение несчастных случаев по виду травм приведено на рис. 2. Наибольшее число травм приходится на травмы рук (63 %) и ног (11 %) и термические ожоги (7 %).

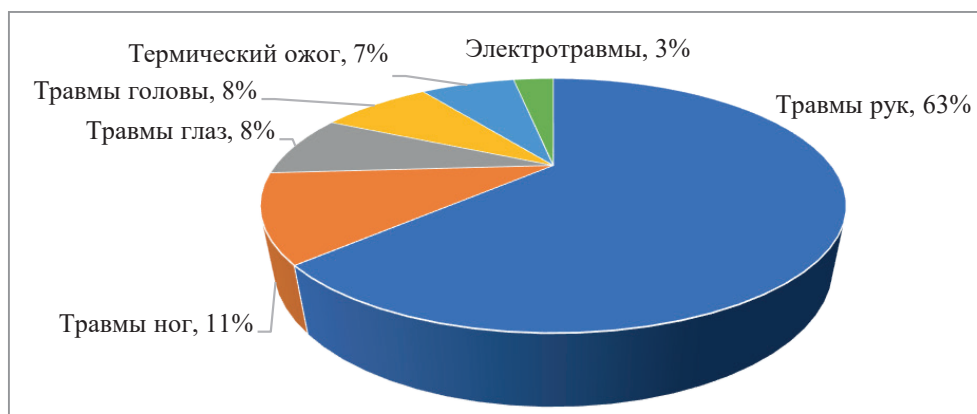


Рис. 2. Распределение несчастных случаев по виду травм

Изучение причин травматизма в литейных цехах показало, что 75,5 % случаев происходит по организационным причинам (рис. 3), таким, как нарушения технологических процессов, недостатки в обучении и инструктировании работающих безопасным приемам труда, неудовлетворительная организация и содержание рабочих мест, проходов, проездов. По техническим причинам происходит 15,6 % от всех травм. Причем определяющими среди них являются конструктивные недостатки, порождающие отказы, аварии, преждевременный выход машин из строя и отсутствие блокировок, средств защиты.

Детальное изучение актов по форме Н-1 показало, что санитарно-гигиенические факторы при расследовании несчастных случаев учитываются недостаточно или практически не учитываются.

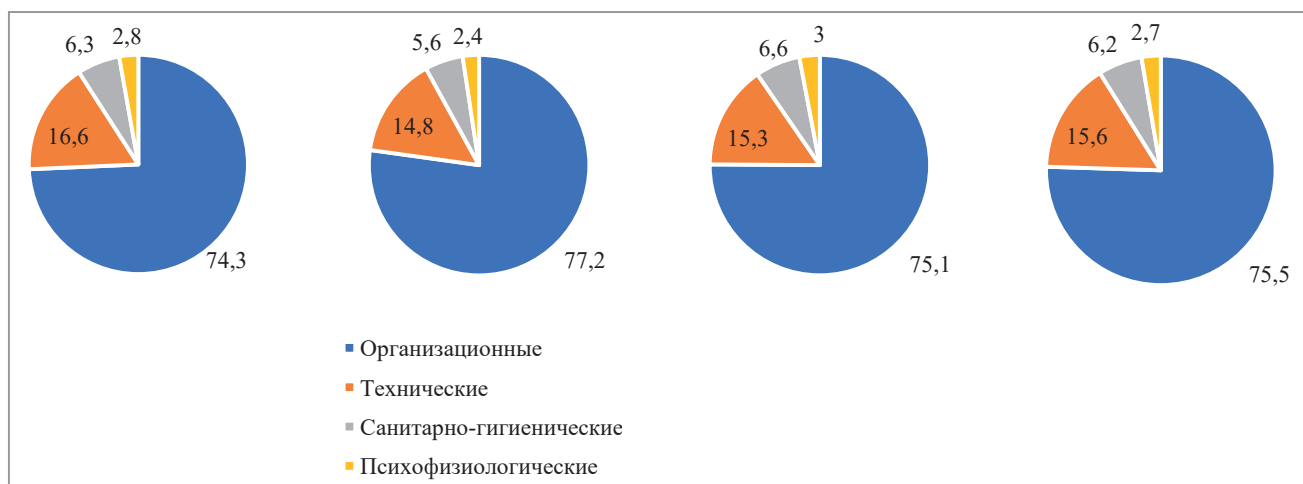


Рис. 3. Распределение несчастных случаев в литейных цехах по основным причинам:
1 – чугунолитейные цехи; 2 – сталелитейные цехи; 3 – цехи цветного литья; 4 – литейное производство в целом

Действительно, плохие метеоусловия, шум, вибрация, недостаточное освещение, запыленность и загазованность воздушной среды сравнительно редко могут быть причиной травм. Однако все эти факторы отрицательно воздействуют на организм человека, приводят к утомлению, замедлению защитных реакций, нарушению координации движений, способствуя тем самым совершению ошибочных действий и возникновению травм. Более внимательное рассмотрение обстоятельств происшествия несчастных случаев позволило определить, что по санитарно-гигиеническим причинам происходит около 6 %, а по психофизиологическим – около 2 %.

На основании статистической обработки экспериментальных данных по травматизму была получена линейная регрессионная модель, связывающая коэффициент частоты и причины несчастных случаев:

$$K_{\text{ч}} = -58,4 + 0,82X_1 + 0,51X_2 + 0,76X_3 + 1,96X_4,$$

где X_1 , X_2 , X_3 , X_4 – соответственно технические, организационные, психофизиологические, санитарно-гигиенические причины.

Изучение результатов исследования травмирующих факторов по литейным цехам с различным характером производства показало, что существенного различия в их распределении не наблюдается. Отмечается более высокий процент таких факторов, как приспособления, инструменты, транспортное и грузоподъемное оборудование и термические.

Особенно следует отметить, что в связи с большим количеством погрузочно-разгрузочных операций и обилием грузовых потоков большинство травм в литейных цехах происходит именно на транспортном оборудовании ввиду отсутствия ограждения приводных и вращающихся механизмов, переходных мостиков, сигнализирующих устройств. Аварийные кнопки «Стоп» расположены на большом расстоянии друг от друга, что затрудняет при необходимости экстренную остановку транспортеров. Применяемые стационарные ограждения транспортеров на большом протяжении не обеспечивают удобное их обслуживание.

Исследование динамики и прогноз показателей травматизма осуществляли с помощью разработанной программы с использованием ЭВМ. Работа программы сводится к подборке наилучшей аппроксимирующей модели из трех принятых:

$$\text{линейной} - Y = A + BX; \text{степенной} - Y = AX^B; \text{экспоненциальной} - Y = Ae^{BX},$$

где Y – величина определяемого показателя травматизма; $X = T_{\text{тек}} - T_{\text{нач}}$; $T_{\text{тек}}$ – текущий год наблюдения; $T_{\text{нач}}$ – год начала наблюдения; e – основание натурального логарифма; A и B – постоянные (искомые) коэффициенты.

Постоянные коэффициенты A и B определяли методом наименьших квадратов, суть которого состоит в минимизации суммы квадратических отклонений между наблюдаемыми (фактическими) данными и соответствующими расчетными величинами, вычисленными по подобранной модели, т.е. в минимизации выражения:

$$\sum_{i=1}^N (y_i - \hat{y}_i)^2, (i = 1, 2, \dots, N),$$

где y_i – фактические величины уровней динамического ряда показателей; $\dot{y}_i$ – расчетные величины, выраженные по заданной формуле; N – число точек динамического ряда.

Математическую достоверность расчетов определяли в соответствии со средним квадратическим отклонением аппроксимации по формуле:

$$\sigma = \sqrt{\sum_{i=1}^N (y_i - \dot{y}_i)^2 / (N-1)}.$$

На основании расчета показателей травматизма определяется выбор модели, дающей наилучшее приближение по полученным значениям дисперсии, а затем дается прогноз на период, равный половине анализируемого периода.

Анализ результатов расчета показателей производственного травматизма, полученных с используемой программы, показал, что наилучшие приближения для условий литейных цехов дает экспоненциальная модель.

Статистическая обработка экспериментальных данных позволила получить зависимости количества несчастных случаев ($K_{\text{ч}}$) на участках от условий труда на рабочих местах (X), анализ которых показывает (табл. 6), что распределение несчастных случаев по участкам хорошо коррелирует с условиями труда. Наилучшие приближения получены с использованием экспоненциальной модели типа $Y = Ae^{BX}$, при этом значения коэффициентов регрессии изменялись от 0,83 до 0,92.

Т а б л и ц а 6. Виды математических моделей зависимости количества несчастных случаев ($K_{\text{ч}}$) от условий труда на участках литейных цехов (X)

Участок цеха	Вид модели	Значение коэффициента регрессии
Смесеприготовительный	$K_{\text{ч}} = 1,7e^{0,15X}$	0,91
Стержневой	$K_{\text{ч}} = 2,0e^{0,18X}$	0,88
Формовочный	$K_{\text{ч}} = 6,2e^{0,12X}$	0,85
Плавильно-заливочный	$K_{\text{ч}} = 11,5e^{0,18X}$	0,83
Выбивной	$K_{\text{ч}} = 6,3e^{0,16X}$	0,90
Обрубочно-очистной	$K_{\text{ч}} = 9,2e^{0,21X}$	0,92

Также были получены зависимости количества несчастных случаев, приходящихся на разные профессии литейщиков, от условий труда (табл. 7), анализ которых показал достаточную корреляцию распределения несчастных случаев по профессиям работающих от условий труда (X). Значения X определяли с использованием методики комплексной оценки условий труда в литейном производстве [8].

Т а б л и ц а 7. Виды математических моделей зависимости количества несчастных случаев ($K_{\text{ч}}$) от условий труда работающих в литейных цехах

Профессия работающих	Вид модели	Значение коэффициента регрессии
Земледел	$K_{\text{ч}} = 1,3e^{0,18X}$	0,92
Стерженщик	$K_{\text{ч}} = 1,68e^{0,22X}$	0,89
Формовщик	$K_{\text{ч}} = 7,82e^{0,62X}$	0,86
Плавильщик-заливщик	$K_{\text{ч}} = 8,2e^{0,17X}$	0,89
Выбивальщик литья	$K_{\text{ч}} = 9,32e^{0,31X}$	0,87
Обрубщик, наждачник	$K_{\text{ч}} = 8,2e^{0,43X}$	0,89

Таким образом, безопасность труда работающих в литейном производстве возможно обеспечить путем комплексного решения всех производственных факторов, создающих условия труда. К ним можно отнести технологические (усовершенствование машин и механизмов, строгое соблюдение технологической последовательности производственного процесса, повышения уровня механизации и автоматизации при выполнении тяжелых и опасных работ, а также значительного улучшения условий труда работающих на формовочных, плавильно-заливочных и обрубочно-очистных участках) и организационные мероприятия (повышение уровня технической дисциплины, усиление работ по обучению безопасности труда, исключение формального проведения инструктажей, организация обучения работающих, пропаганда безопасных приемов работ и др.) [9, 10].

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренков, А. М. Анализ производственного травматизма литейщиков / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева // Литье и металлургия. – 2006. – № 4. – С. 139–143.
2. Лазаренков, А. М. Особенности прогнозирования производственного травматизма литейщиков / А. М. Лазаренков, В. А. Калиниченко, Е. Г. Вершеня // Литье и металлургия. – 2008. – № 3(48). Спецвыпуск. – С. 225–230.
3. Лазаренков, А. М. Анализ производственного травматизма в литейном производстве / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева, В. В. Мельниченко // Литье и металлургия. – 2011. – № 2. – С. 181–185.
4. Лазаренков, А. М. Безопасность труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков // Литье и металлургия. – 2018. – № 3. – С. 148–152.
5. Лазаренков, А. М. Исследование влияния условий труда на показатели производственного травматизма в литейном производстве / А. М. Лазаренков // Литье и металлургия. – 2019. – № 2. – С. 129–133.
6. Лазаренков, А. М. О влиянии условий труда в литейных цехах на показатели производственного травматизма / А. М. Лазаренков // Литейное производство. – 2019. – № 12. – С. 31–34.
7. Лазаренков, А. М. О влиянии условий труда на работающих в литейных цехах / А. М. Лазаренков // Литейное производство. – 2020. – № 3. – С. 33–36.
8. Лазаренков, А. М. Методика комплексной оценки условий труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков, Т. П. Кот // Литье и металлургия. – 2021. – № 3. – С. 112–117.
9. Лазаренков, А. М. Анализ условий и безопасности труда литейщиков / А. М. Лазаренков, Ю. А. Николайчик, М. А. Садоха // Литейное производство. – 2022. – № 1. – С. 26–32.
10. Лазаренков, А. М. Экспертная оценка эффективности мероприятий по улучшению условий труда в литейных цехах / А. М. Лазаренков, М. А. Садоха, Т. П. Кот // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 116–121.

REFERENCES

1. Lazarenkov A. M., Horeva S. A. Analiz proizvodstvennogo travmatizma liteyshchikov [Analysis of industrial injuries of founders]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 4, pp. 139–143.
2. Lazarenkov A. M., Kalinichenko V. A., Verchenya E. G. Osobennosti prognozirovaniya proizvodstvennogo travmatizma liteichikov [Features of predicting industrial injuries among founders]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2006, no. 3(48), pp. 225–230.
3. Lazarenkov A. M., Horeva S. A., Melnichenko V. V. Analiz proizvodstvennogo travmatizma v litejnom proizvodstve [Analysis of occupational traumatism in foundry]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2011, no. 2, pp. 181–185.
4. Lazarenkov A. M. Bezopasnost' truda v litejnom proizvodstve [Labour safety in foundry production]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 3, pp. 148–152.
5. Lazarenkov A. M. Issledovanie vliyaniya uslovij truda na pokazateli proizvodstvennogo travmatizma v litejnom proizvodstve [A study of the influence of working conditions on indicators of industrial injuries in foundrie]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2, pp. 129–133.
6. Lazarenkov A. M. O vliyaniy uslovij truda v litejnyh cekhah na pokazateli proizvodstvennogo travmatizma [About of the influence of working conditions on indicators of industrial injuries in foundries]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2019, no. 12, pp. 31–34.
7. Lazarenkov A. M. O vliyaniy uslovij truda na rabotayushchih v litejnyh cekhah [Research of influence of working conditions on workers in foundries]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2020, no. 3, pp. 33–36.
8. Lazarenkov A. M., Kot T. P. Metodika kompleksnoj ocenki uslovij truda v litejnom proizvodstve [The method of comprehensive assessment of working conditions in the foundry production]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 112–117.
9. Lazarenkov A. M., Nikalaichyk Y. A., Sadokha M. A. Analiz uslovij i bezopasnosti truda liteyshchikov [Analysis of working conditions and safety of foundry workers]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2022, no. 1, pp. 26–32.
10. Lazarenkov A. M., Sadokha M. A., Kot T. P. Ekspertnaya ocenka effektivnosti meropriyatij po uluchsheniyu uslovij truda v litejnyh cekhah [Expert assessment of the effectiveness of measures to improve working conditions in foundries]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 116–121.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-154-157>
УДК 614.841.1

Поступила 29.04.2024
Received 29.04.2024

АДАПТАЦИЯ НОРМ ПОЖАРНОЙ БЕЗОПАСНОСТИ НА ПРЕДПРИЯТИИ

И. Н. УШАКОВА, А. Л. СВИСТУН, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: uc-bntu@rambler.ru

Безопасное функционирование предприятий металлургии и литейного производства во многом зависит от обеспечения пожарной безопасности. Поэтому на предприятиях большое значение имеет адаптация норм пожарной безопасности. Проводится категорирование помещений и зданий по взрывопожарной и пожарной опасности.

В статье приведен пример расчета категорирования помещения, где нет выделения лучистого тепла, искр и пламени, – гаража для хранения автомобилей. Данный объект может располагаться в одном помещении или здании с литейными и металлургическими цехами.

Ключевые слова. Металлургия, литейное производство, пожарная безопасность, взрывопожарная и пожарная опасность, категорирование.

Для цитирования. Ушакова, И. Н. Адаптация норм пожарной безопасности на предприятии / И. Н. Ушакова, А. Л. Свистун // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 154–157. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-154-157>.

ADAPTATION OF FIRE SAFETY NORMS AT AN ENTERPRISE

I. N. USHAKOVA, A. L. SVISTUN, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: uc-bntu@rambler.ru

Safe operation of enterprises in the metallurgical and foundry industries largely depends on ensuring fire safety. Therefore, at enterprises, the adaptation of fire safety norms is of great importance. Categorization of premises and buildings according to explosion and fire hazards is carried out.

The article provides an example of calculating the categorization of a room where there is no release of radiant heat, sparks, and flames – a garage for storing vehicles. This facility can be located in the same room or building as foundry and metallurgical shops.

Keywords. Metallurgy, foundry production, fire safety, explosion and fire hazard, categorization.

For citation. Ushakova I. N., Svistun A. L. Adaptation of fire safety norms at an enterprise. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 154–157. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-154-157>.

Безопасное функционирование предприятий металлургии и литейного производства во многом зависит от обеспечения пожарной безопасности. основополагающим документом в области пожарной безопасности является Закон Республики Беларусь «О пожарной безопасности» № 251-№ в редакции 25.05.2022 г. (далее – Закон).

Настоящий Закон определяет правовую основу и принципы организации системы пожарной безопасности в Республике Беларусь и на каждом предприятии металлургии и литейного производства.

Все остальные нормативные документы, в том числе и Правила по обеспечению промышленной безопасности при получении, транспортировании, использовании расплавов черных и (или) цветных металлов и сплавов на основе этих расплавов, разработаны в соответствии с Законом.

Для объектов металлургических и литейных производств, опасных производственных объектов II типа опасности, а также для объектов III типа опасности, потенциально опасных объектов разрабатываются нормативные документы по пожарной безопасности в соответствии с Законом.

Остановимся на основных положениях этих нормативных документов.

Локальные нормативные правовые акты подлежат пересмотру не реже одного раза в пять лет, а во взрывопожароопасных производствах – не реже одного раза в три года.

Все помещения оснащаются средствами пожаротушения в соответствии с требованиями пожарной безопасности. В помещениях воздуховоды, металлоконструкции, стенды должны очищаться от пыли. Взрывные предохранительные клапана устанавливаются на оборудовании, где возможен взрыв.

Особые требования предъявляются к сварочным работам. На предприятиях создается газоспасательная служба. Установлены требования по пожарной безопасности ко всем видам плавильных печей и оборудования литейного производства.

Опасность техносферы для населения и окружающей среды обусловливается наличием на предприятиях металлургии и литейного производства большого количества взрывопожароопасных веществ и материалов, особенностями их применения в производственных процессах. Основными причинами производственных аварий и катастроф являются:

1. Нарушение норм пожарной безопасности на предприятии, в том числе при проектировании и строительстве основного оборудования, зданий, наружных установок.
2. Нарушение правил пожарной безопасности при эксплуатации оборудования, помещений, зданий и наружных установок.
3. Применение опасных технологий и объектов без мер противопожарной защиты.

Большой вклад в создание нормативной базы по пожарной безопасности вносят такие нормативные документы, как:

- ТКП 474–2013. Категорирование помещений, зданий и наружных установок по взрывопожарной и пожарной опасности, утв. Министерством по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь от 29.01.2013 г. № 4.
- СН 2.02.05–20. Пожарная безопасность сооружений.
- Строительные нормы (СН) для каждого класса зданий по функциональному назначению, например, СН 3.02.10-2020 «Производственные здания и сооружения».

Согласно ТКП 474-2013, установлена категория помещений, где находятся негорючие вещества и материалы в горячем, расплавленном состоянии, процесс обработки которых сопровождается выделением лучистого тепла, искр и пламени. Это категория помещений Г2.

Однако на предприятиях металлургии и литейного производства имеется ряд объектов, где нет выделения лучистого тепла, искр и пламени, к примеру, гаражи для хранения автомобилей, которые могут располагаться в одном здании с объектами металлургии и литейного производства или отдельно.

Для определения категории таких объектов хозяйствования равнозначно применяется ТКП 474–2013.

Зачастую в помещениях литейных и металлургических цехов предусмотрено хранение автомобиля в соседнем помещении.

Рассмотрим вариант нахождения одного автомобиля типа МАЗ с дизельным двигателем. Проведем расчет категории помещения «Гараж».

В качестве аварийной ситуации примем разрушения топливного бака автомобиля. Объем топлива в топливном баке принимаем 120 л.

Площадь пролива составит (исходя из расчета, что 1 л дизельного топлива разливается на 1 м² площади):

$$F = 1 \text{ м}^2 / \text{л} \cdot 120 \text{ л} = 120 \text{ м}^2.$$

Давление насыщенных паров*:

$$P_i = 10^{A - \frac{B}{C_a + t}} \quad [\text{формула А.12}].$$

Значения констант уравнения Антуана примем из таблицы Е.2 (для дизельного топлива), тогда

$$P_i = 10^{\left(5.00109 - \frac{1314.04}{192.473 + 25}\right)} = 0,09 \text{ кПа}.$$

В помещении автостоянки работает общеобменная вентиляция, которую надо учесть при определении интенсивности испарения.

Скорость воздушного потока составит (по формуле А.11):

$$u = A \cdot l_b,$$

где A – кратность воздухообмена, с⁻¹; $A = 1 \text{ крат/ч} = 1/3600 \text{ с}^{-1}$; l_b – длина помещения; $l_b = 11,8 \text{ м}$.

Тогда

$$u = \frac{1}{3600} \cdot 11,8 = 0.003 \text{ м/с}.$$

* Все значения составляющих формул взяты из приложений ТКП 474-2013.

Для скорости воздушного потока $u = 0,003$ м/с и при температуре воздуха 25 °С по таблице А.1 определяем значение коэффициента, равное 1,0.

Интенсивность испарения W составит (по формуле А.8):

$$W = 10^{-6} \cdot \eta \cdot \sqrt{M} \cdot P_i,$$

где M – молярная масса, кг·кмоль⁻¹.

Тогда

$$W = 10^{-6} \cdot 1 \cdot \sqrt{203,6} \cdot 0,09 = 1,3 \cdot 10^{-6} \text{ кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{с}).$$

Масса паров, поступивших в помещение (по формуле А.7):

$$m = W \cdot F_u \cdot T = 1,3 \cdot 10^{-6} \cdot 120 \cdot 3600 = 0,56 \text{ кг}.$$

Проверим, не превышает ли расчетная масса дизтоплива общей массы, содержащейся в топливном баке. Плотность дизтоплива $\rho = 804$ кг/м³:

$$m = \rho \cdot V = 804 \cdot 0,12 = 96,5 \text{ кг}.$$

Расчетная масса топлива не превышает реальную, поэтому оставляем расчетную массу.

Для расчета избыточного давления взрыва применим формулу (5).

$$\Delta P = \frac{m \cdot H_T \cdot P_0 \cdot Z}{V_{св} \cdot \rho_B \cdot C_p \cdot T_0} \cdot \frac{1}{k_H},$$

где $m = 0,56$ кг – масса паров топлива; $H_T = 4,3641 \cdot 10^7$ Дж/кг – теплота сгорания; $P_0 = 101$ кПа – начальное давление; Z – коэффициент участия горючего во взрыве принимаем равным 0,3; $V_{св} = 176,88$ м³ – свободный объем помещения; ρ_B – плотность воздуха до взрыва при начальной температуре t_0 :

$$\rho_B = \frac{1,293}{1 + 0,00367 t_p} = \frac{1,293}{1 + 0,00367 \cdot 25} = 1,185 \text{ кг}/\text{м}^3,$$

где t_p – расчетная температура; $C_p = 1010$ Дж/(кг·К) – теплоемкость воздуха; $T_0 = 298$ К – начальная температура воздуха.

Тогда

$$\Delta P = \frac{0,56 \cdot 4,3641 \cdot 10^7 \cdot 101 \cdot 0,3}{176,88 \cdot 1,185 \cdot 1010 \cdot 298} \cdot \frac{1}{3} = 3,94 \text{ кПа}.$$

Так как расчетное и избыточное давления взрыва меньше 5 кПа, то помещение можно отнести к категории В1-В4. Проведем более точный расчет.

Определяем отнесение помещения к пожароопасной категории. Определяем пожароопасную категорию помещения.

Основную пожарную нагрузку одного грузового автомобиля составляют материалы (согласно ТКП 474–2013, пример Д.1, п. 7), приведенные в таблице.

Материал	Количество, кг	Низшая теплота сгорания, МДж/кг
Резина	118,4	33,52
Дизельное топливо	120	41,9
Смазочные масла	18	41,8
Пенополиуретан	4,0	24,3
Полиэтилен	1,8	47,14
Полихлорвинил	2,6	14,31
Картон	2,5	13,4
Искусственная кожа	9,0	17,76

Проведем расчет пожарной нагрузки и удельной пожарной нагрузки на участках.

Пожарная нагрузка по помещению будет равна:

$$Q = \sum G_i \cdot Q_{Hi}^P = (118,4 \cdot 33,52 + 120 \cdot 41,9 + 4 \cdot 24,3 + 1,8 \cdot 47,14 + 2,6 \cdot 14,31 + 2,5 \cdot 13,4 + 9 \cdot 17,76) \cdot 1 \text{ авт} = 10161,8 \text{ МДж},$$

где G_i – количество i -го материала пожарной нагрузки, кг; Q_{Hi}^P – низшая теплота сгорания i -го материала пожарной нагрузки, МДж · кг⁻¹.

Удельная пожарная нагрузка составит:

$$g = \frac{Q}{S} = \frac{10161,8 \text{ МДж}}{1 \text{ авт} \cdot 17,5 \text{ м}^2 / \text{авт}} = 580,7 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-2},$$

где S – площадь размещения пожарной нагрузки определяется как ее линейная проекция на пол в пределах пожарного участка, м^2 . На 1 грузовой автомобиль принимаем площадь $17,5 \text{ м}^2$ (участок размером $7 \times 2,5 \text{ м}$).

Это значение соответствует категории В3.

Проверим неравенство (п. 5.3.2. ТКП 474-2013):

$$Q \geq 0,64 \cdot q_T \cdot H^2.$$

В данном помещении минимальное расстояние от поверхности пожарной нагрузки до покрытия H составляет: $3,79 \text{ м} - 3,5 \text{ м} = 0,29 \text{ м}$ ($3,79 \text{ м}$ – высота помещения в низшей части; $3,5 \text{ м}$ – высота грузового автомобиля), q_T принимаем равным 1400 МДж/м^2 :

$$Q = 0,64 \cdot 1400 \cdot 0,29^2 = 75,35 \text{ МДж}.$$

Значит, выполняется условие $10179,5,7 \text{ МДж} > 75,35 \text{ МДж}$.

Поэтому помещение следует отнести к категории В2. Такое пожароопасное помещение требует соблюдения норм пожарной безопасности для этой категории. Таким образом, возможно рассчитать категорию взрывопожароопасности любого помещения, расположенного в здании, либо отдельно, на предприятиях металлургии и литейного производства.

Для предприятий металлургии и литейного производства характерно проведение огневых работ. Поэтому большое значение имеет Декрет Президента Республики Беларусь № 7 от 23 ноября 2017 года «Общие требования пожарной безопасности к содержанию и эксплуатации капитальных строений (зданий, сооружений, изолированных помещений и иных объектов), принадлежащих субъектам хозяйствования». Адаптация этого нормативного документа будет способствовать снижению аварийных ситуаций и пожаров.

Итоговым законом Республики Беларусь об адаптации норм пожарной безопасности можно назвать Закон «О нормативных правовых актах», который принят в 2023 г. Этот закон обязывает все предприятия соблюдать требования нормативных правовых актов и норм пожарной безопасности.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-158-166>
УДК 543.39: 665.081

Поступила 22.04.2024
Received 22.04.2024

СТЕПЕНЬ ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫБРОСОВ В АТМОСФЕРУ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ ПРИМЕНЕНИИ ЛАКОКРАСОЧНОЙ ПРОДУКЦИИ В МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

А. С. ПАНАСЮГИН, С. В. МАРЦЕВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: nilogaz@tut.by
Н. П. МАШЕРОВА, Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Беларусь, ул.Свердлова, 13а. E-mail: Masherova.Nat@mail.ru

Проведен анализ образования паров органических растворителей, которые представлены уайт-спиритом, кетонами, спиртами, производными бензола, 1,4-диоксаном, этилцеллозольвом и окрасочным аэрозолем. Вещества относятся к 3-му и 4-му классам опасности. В процессе производства использовали базовую краску Uno HD, краску Diamont R-M BASF P+E, покровный лак Standoflex 2k autolak и однокомпонентную шпатлевку-порозополнитель Standox fine 1k-body. Расход материалов составлял соответственно 6,3; 2,7; 1,8 и 3,7 т/год. При расчете выбросов окрасочного аэрозоля эффективность очистных сооружений принималась равной 52%. Размер экологического налога составил 2619,93 руб.

Ключевые слова. Экологический налог, базовая краска Uno HD, краска Diamont R-M BASF P+E, покровный лак Standoflex 2k autolak, однокомпонентная шпатлевка-порозополнитель Standox fine 1k-body.

Для цитирования. Панасюгин, А. С. Степень воздействия выбросов в атмосферу, образующихся при применении лакокрасочной продукции в машиностроительном производстве / А. С. Панасюгин, С. В. Марцева, Н. П. Машерова // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 158–166. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-158-166>.

DETERMINING THE DEGREE OF ATMOSPHERIC EMISSIONS IMPACT GENERATED DURING THE PAINT AND VARNISH PRODUCTS USE IN MACHINE-BUILDING PRODUCTION

A. S. PANASYUGIN, S. V. MARTSEVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: nilogaz@tut.by
N. P. MASHEROVA, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str. E-mail: Masherova.Nat@mail.ru

An analysis of the formation of organic solvent vapors, represented by white spirit, ketones, alcohols, benzene derivatives, 1,4-dioxane, ethyl cellosolve, and paint aerosol, was conducted. The substances belong to the 3rd and 4th hazard classes. In the production process, the base paint Uno HD, Diamont R-M BASF P+E paint, Standoflex 2k autolak topcoat, and Standox fine 1k-body single-component putty-pore filler were used. The consumption of materials was 6.3, 2.7, 1.8, and 3.7 tons/year, respectively. In calculating the paint aerosol emissions, the efficiency of the treatment facilities was assumed to be 52%. The environmental tax amounted to 2,619.93 rubles.

Keywords. Environmental tax, Uno HD base paint, Diamont R-M BASF P+E paint, Standoflex 2k autolak topcoat, Standox fine 1k-body single-component putty-pore filler.

For citation. Panasyugin A. S., Martseva S. V., Masherova N. P. Determining the degree of atmospheric emissions impact generated during the paint and varnish products use in machine-building production. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 158–166. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-158-166>.

Введение

На сегодняшний день ни одна отрасль народного хозяйства не может обойтись без применения лакокрасочных материалов различного назначения, содержащих в своем составе органические растворители. Последние, как правило, являются высоколетучими органическими соединениями (например, предельные углеводороды ряда C_5 – C_9 , *n*-, *m*-, *o*-ксилолы, бензол, 1,4-диоксан, ацетон, толуол, стирол, изопропанол, 1-бутанол, этилацетат, *n*-бутилацетат, этилцеллозольв, метилэтилкетон и многие др.), которые значительно загрязняют атмосферный воздух [1]. Один из основных источников загрязнения атмосферного

воздуха – окрасочные производства предприятий машиностроительного профиля. Это обусловлено использованием материалов различного назначения: растворители, обезжириватели, разбавители, отвердители, грунтовки, шпатлевки, средства защиты от коррозии и др.

В последнее время на территорию Беларуси в больших объемах начали поступать импортные клеи и краски разного ассортимента и назначения. Кроме того, отечественными предприятиями освоен выпуск новых видов изделий на основе импортных технологий и частичном использовании ввозимых компонентов. Валовый объем потребления данной продукции исчисляется тысячами тонн. Вместе с тем в предоставляемых сертификатах качества на перечисленную продукцию отсутствуют сведения не только о химическом составе, но и в большинстве случаев о содержании и качественном составе летучих веществ. Чаще всего указана биологическая летальная доза, характеризуется интенсивность кожно-резорбтивного действия и тип краски или клея (масляная, нитро- и т.д.) [2]. Существующее законодательство позволяет фирмам-поставщикам не предоставлять эти сведения, ссылаясь на право сохранения коммерческой тайны.

Необходимость проведения токсикологической оценки воздействия на здоровье человека готового изделия, полученного с использованием лакокрасочных материалов различного назначения, не вызывает сомнений. При этом весьма актуальной является оценка вреда, наносимого окружающей среде. Весь спектр данных материалов предполагает присутствие различных высоколетучих органических соединений, применение которых, помимо сугубо технологических аспектов (скорость сушки, прочность адгезии к обрабатываемой поверхности, стабильность при хранении и т.д.), влечет за собой необходимость оценки вреда, наносимого окружающей среде, в первую очередь воздушному бассейну [1, 2].

В результате санитарно-токсикологической экспертизы окрашенных поверхностей обнаружены лишь незначительные количества летучих соединений (не более 0,01 %). Следовательно, большая часть летучих веществ остается неучтенной. Следующий неясный момент – это временной интервал, выбранный для определения количества выделяющихся летучих веществ. Как показывает опыт, время выделения растворителей с окрашенных поверхностей при высыхании покрытия может составлять от нескольких часов до нескольких суток. Важным показателем являются данные, полученные в ходе исследования кинетики выделения растворителей в атмосферу при использовании изделий различного назначения.

Целью настоящей работы было исследование кинетики выделения растворителей в атмосферу, получение информации о количественном и качественном составе летучих веществ, проведение расчета экологического налога на выбросы в атмосферу, которые образуются при работе окрасочного цеха кабин большегрузных автомобилей.

Методы исследований

Для количественной и качественной оценки выбрасываемых в атмосферу растворителей использовали метод газовой хроматографии на хроматографе «Цвет 100» с пламенно-ионизационным детектором и капиллярной колонкой с Carbowax 20 длиной 60 м.

Показатели значений летучей и твердой фазы, кинетические показатели интенсивности выделения летучей фазы из образцов, взятых для исследований, определяли гравиметрическим методом с помощью электронных весов Ohaus pro.

Методики расчетов

В качестве исходных данных для расчета выбросов загрязняющих веществ принимали фактический или плановый расход лакокрасочного материала, долю содержания в нем летучей части, долю содержания индивидуальных компонентов в летучей части, степень очистки при наличии оборудования по улавливанию или обезвреживанию (газоочистки) летучих веществ.

Расчеты выбросов веществ, выделяющихся в атмосферу, проводили по следующим формулам.

Выброс в атмосферу индивидуального летучего вещества (M_o , т), содержащегося в лакокрасочном материале, при нанесении покрытия (при отсутствии газоочистки):

$$M_o = M_k \cdot f_p \cdot f_{po} \cdot f_k \cdot 10^{-6},$$

где M_k – годовой расход лакокрасочного материала, т; f_p – доля летучей части от общей массы лакокрасочного материала, %; f_{po} – доля летучих растворителей от общего их содержания в лакокрасочном материале, выделяющихся при различных способах нанесения покрытия, % (при окраске пневматическим методом – 25 %); f_k – доля конкретного летучего вещества от общей массы летучей части, %.

Выброс в атмосферу индивидуального летучего вещества (M_c , т), содержащегося в лакокрасочном материале, при сушке покрытия (при отсутствии газоочистки):

$$M_c = M_k \cdot f_p \cdot f_{pc} \cdot f_k \cdot 10^{-6},$$

где M_k – годовой расход лакокрасочного материала, т; f_p – доля летучей части от общей массы лакокрасочного материала, %; f_{pc} – доля летучих растворителей от общего их содержания в лакокрасочном материале, выделяющихся при сушке в зависимости от способа нанесения покрытия, % (при сушке покрытия, нанесенного пневматическим методом – 75 %); f_k – доля конкретного летучего вещества от общей массы летучей части, %.

Выброс окрасочного аэрозоля (M_a , т) с учетом очистки:

$$M_a = M_k \cdot f_{pa} \cdot f_t \cdot (1 - n) \cdot 10^{-4},$$

где M_k – годовой расход лакокрасочного материала, т; f_{pa} – доля лакокрасочного аэрозоля, выделяющегося при нанесении покрытия, от массы твердой составляющей материала, % (при нанесении покрытия пневматическим методом – 30 %); f_t – доля твердой составляющей в лакокрасочном материале, %; n – степень очистки, в долях от единицы (в нашем случае 0,52).

Экологический налог (ЭНи) на вещество i -го класса опасности:

$$\text{ЭНи} = \sum M_{(o+c)} \cdot \text{СНи},$$

где $\sum M_{(o+c)}$ – суммарный выброс веществ i -го класса опасности, т; СНи – ставка экологического налога для веществ i -го класса опасности, руб/т.

Экологический налог на все производство составляет:

$$\text{ЭНП} = \text{ЭНи},$$

где ЭНи – сумма экологических налогов на все используемые лакокрасочные материалы, руб.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1–4 представлены кинетические кривые выделения летучей фазы при сушке при разных температурах лакокрасочных материалов фирмы Dinitrol. Температуры, при которых проводили исследования, соответствуют реальным рабочим температурным режимам, применяемым для сушки данных материалов (25, 60 и 80 °С).

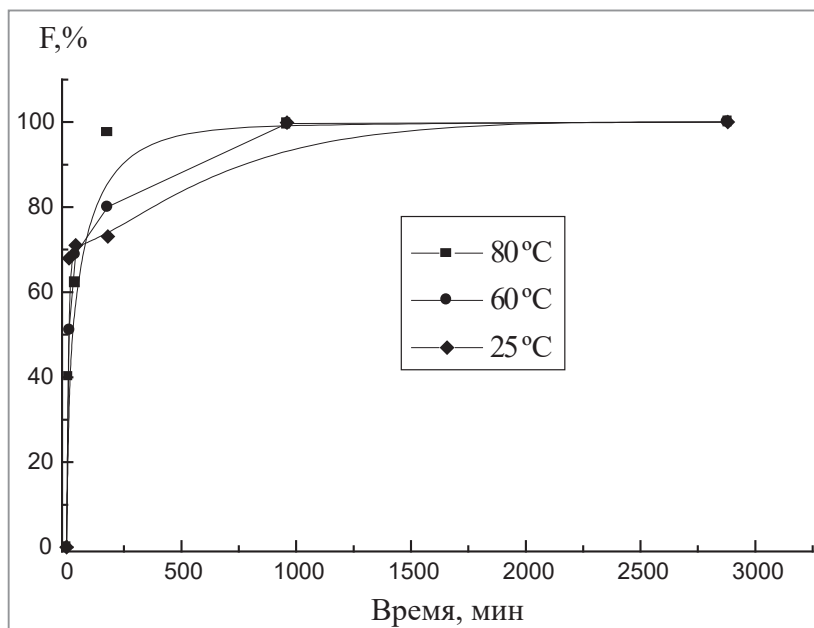


Рис. 1. Кинетические кривые удаления при сушке летучей фазы из базовой краски Dinitrol metallic

На основании кинетических кривых, представленных на рис. 1–4, было рассчитано время выделения в атмосферу 50 %, 75, 90 и 100 % летучей фазы (табл. 1).

Как видно из таблицы и рисунков, даже через 3–5 ч при использовании некоторых материалов до 25 % растворителей остаются в составе покрытия.

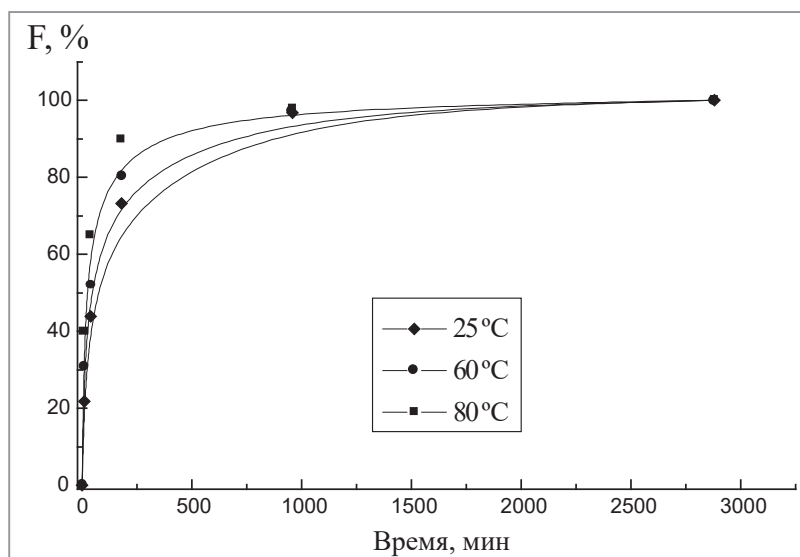


Рис. 2. Кинетические кривые удаления при сушке летучей фазы из состава для обработки днища Dinitrol bod

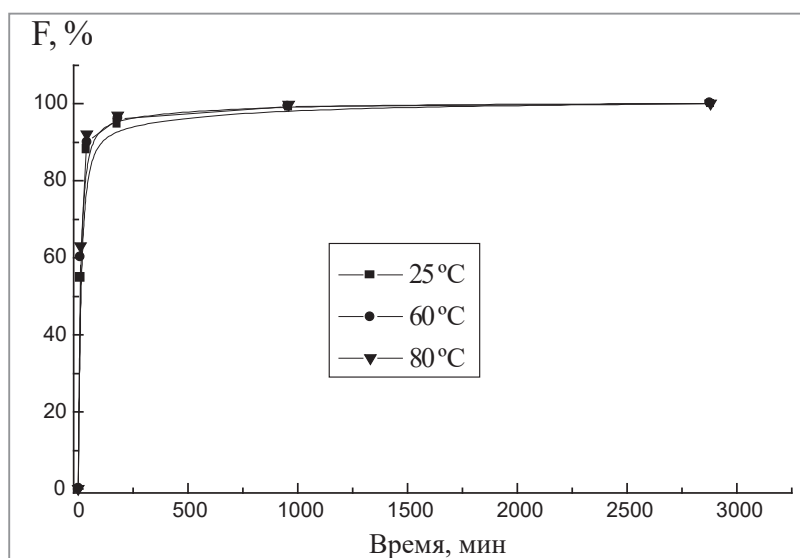


Рис. 3. Кинетические кривые удаления при сушке летучей фазы из состава для обработки порогов Dinitrol ML

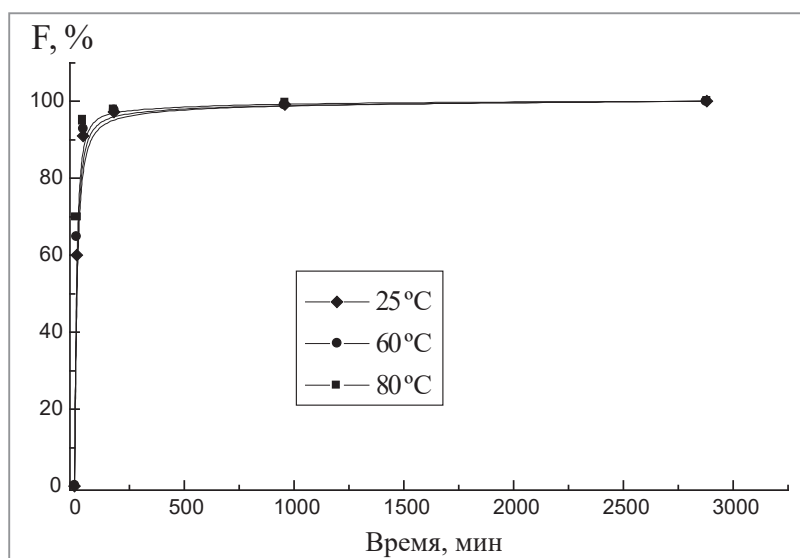


Рис. 4. Кинетические кривые удаления при сушке летучей фазы из состава для обработки арок Dinitrol 494

Т а б л и ц а 1. Время выделения летучей фазы из образцов материалов фирмы Dinitrol

Образец материала Dinitrol	Интенсивность выделения летучей фазы, ч			
	50 %	75 %	90 %	100 %
Состав для обработки арок	0,25	0,50	0,85–1,00	33,00
Базовая краска (металлик)	0,08	1,30–3,00	3,50–13,50	35,00
Состав для обработки днища	0,50–1,00	1,75–6,00	6,80–15,50	42,00
Состав для обработки порогов	0,20	0,50	0,85–1,75	46,00

В табл. 2 приведены данные по назначению лакокрасочных материалов и их составам, которые были получены с помощью хроматографических исследований. Показан также класс опасности каждого вещества.

Т а б л и ц а 2. Назначение лакокрасочных материалов и их состав

Класс опасности вещества	Состав материала, вещество, %	Назначение материала			
		краска Uno HD	краска Diamont R-M BASF P+E	автолак Standoflex 2k autolak	однокомпонентная шпатлевка Standox fine 1k-body
4	Уайт-спирит	8,72	72,71	15,66	9,86
4	Ацетон	39,97	12,17		
4	Этилацетат	10,52	5,69		
4	n-Бутилацетат		2,14	39,99	7,17
3	Метилэтилкетон	8,82			
3	Пропанол				24,5
3	1,4-Диоксан	4,72			1,18
3	Толуол	21,41	6,47		1,03
3	Ксилол			31,54	42,49
3	Этилбензол			12,81	11,94
3	Стирол				1,83
3	Этилцеллозольв	5,84	0,82		
3	Окрасочный аэрозоль				
	Летучая часть	51	41	50,6	39,7
	Твердая часть	49	59	49,4	60,3

В табл. 3 приведены технические параметры выделения загрязняющих летучих веществ при нанесении лакокрасочных покрытий пневматическим методом, а в табл. 4 – данные по ставкам экологического налога на 2024 г., необходимые для дальнейших расчетов.

Т а б л и ц а 3. Технические параметры выделения загрязняющих веществ при нанесении лакокрасочных покрытий пневматическим методом

Показатель	Материал			
	краска Uno HD	краска Diamont R-M BASF P+E	автолак Standoflex 2k autolak	Однокомпонентная шпатлевка Standox fine 1k-body
Годовой расход краски, т	6,3	2,7	1,8	3,7
Доля аэрозоля при окраске, %	30	30	30	30
Пары растворителя, выделяющиеся при окраске, % от общего содержания растворителя	25	25	25	25
Пары растворителя, выделяющиеся при сушке, % от общего содержания растворителя	75	75	75	75

Т а б л и ц а 4. Ставки экологического налога в 2024 г.

Класс опасности вещества	Ставка налога, руб./т
2	1327,27
3	438,77
4	218,02
б/к	218,02

Для определения характеристик выбросов и расчетов экологического налога при использовании автолака Standoflex 2k autolak были использованы данные, содержащиеся в табл. 2–4.

Результаты расчетов выбросов и экологического налога при использовании покровного автолака Standoflex 2k autolak приведены в табл. 5–7.

Т а б л и ц а 5. Выброс в атмосферу летучих веществ при нанесении покрытия автолак Standoflex 2k autolak

Вещество	$M_o = M_k \cdot f_p \cdot f_{po} \cdot f_k \cdot 10^{-6}$				
	M_k , т	f_p , %	f_{po} , %	f_k , %	M_o , т
н-Бутилацетат	1,8	50,6	25,0	39,99	0,091
Ксилол	1,8	50,6	25,0	31,54	0,072
Уайт-спирит	1,8	50,6	25,0	15,66	0,036
Этилбензол	1,8	50,6	25,0	12,81	0,029

Т а б л и ц а 6. Выброс в атмосферу летучих веществ при сушке покрытия автолак Standoflex 2k autolak

Вещество	$M_c = M_k \cdot f_p \cdot f_{pc} \cdot f_k \cdot 10^{-6}$				
	M_k , %	f_p , %	f_{pc} , %	f_k , %	M_c , т
н-Бутилацетат	1,8	50,6	75,0	39,99	0,273
Ксилол	1,8	50,6	75,0	31,54	0,215
Уайт-спирит	1,8	50,6	75,0	15,66	0,107
Этилбензол	1,8	50,6	75,0	12,81	0,088

Т а б л и ц а 7. Суммарный выброс в атмосферу летучих веществ при нанесении и сушке покрытия автолак Standoflex 2k autolak

Вещество	Нанесение M_o , т	Сушка M_c , т	$M_o + M_c$, т
н-Бутилацетат	0,091	0,273	0,364
Ксилол	0,072	0,215	0,287
Уайт-спирит	0,036	0,107	0,143
Этилбензол	0,029	0,088	0,117

Выброс окрасочного аэрозоля с учетом очистки на фильтрах 52 % составляет:

$$M_a = M_k \cdot f_{pa} \cdot f_t \cdot (1 - n) \cdot 10^{-4} = 1,8 \cdot 30,0 \cdot 49,4 \cdot (1 - 0,52) \cdot 10^{-4} = 0,128 \text{ т.}$$

Экологический налог с учетом класса опасности загрязняющих веществ составит:

$$\text{ЭН}_{3 \text{ кл.}} = (M_{\text{ксилол}} + M_{\text{этилбензол}} + M_{\text{аэрозоль}}) \cdot 438,77 = (0,287 + 0,117 + 0,128) \cdot 438,77 = 233,43 \text{ руб.,}$$

$$\text{ЭН}_{4 \text{ кл.}} = (M_{\text{н-бутилацетат}} + M_{\text{уайт-спирит}}) \cdot 218,02 = (0,364 + 0,143) \cdot 218,02 = 110,54 \text{ руб.}$$

Итого: 343,97 руб.

Характеристики выбросов и расчеты экологического налога при использовании базовой краски Uno HD приведены в табл. 8–10. При этом были использованы данные табл. 2–4.

Т а б л и ц а 8. Выброс в атмосферу летучих веществ при нанесении покрытия с помощью краски Uno HD пневматическим способом

Вещество	$M_o = M_k \cdot f_p \cdot f_{po} \cdot f_k \cdot 10^{-6}$, т				
	M_k , т	f_p , %	f_{po} , %	f_k , %	M_o , т
Уайт-спирит	6,3	51	25,0	8,72	0,070
Ацетон	6,3	51	25,0	39,97	0,321
Этилацетат	6,3	51	25,0	10,52	0,085
Метилэтилкетон	6,3	51	25,0	8,82	0,071
1,4-Диоксан	6,3	51	25,0	4,72	0,038
Толуол	6,3	51	25,0	21,41	0,172
Этилцеллозоль	6,3	51	25,0	5,84	0,047

Таблица 9. Выброс в атмосферу летучих веществ при сушке покрытия Upo HD, нанесенного пневматическим способом

Вещество	$M_c = M_k \cdot f_p \cdot f_{pc} \cdot f_k \cdot 10^{-6}, \text{ т}$				
	$M_k, \text{ т}$	$f_p, \%$	$f_{pc}, \%$	$f_k, \%$	$M_c, \text{ т}$
Уайт-спирит	6,3	51	75,0	8,72	0,210
Ацетон	6,3	51	75,0	39,97	0,963
Этилацетат	6,3	51	75,0	10,52	0,254
Метилэтилкетон	6,3	51	75,0	8,82	0,213
1,4-Диоксан	6,3	51	75,0	4,72	0,114
Толуол	6,3	51	75,0	21,41	0,516
Этилцеллозоль	6,3	51	75,0	5,84	0,141

Таблица 10. Суммарный выброс в атмосферу летучих веществ при нанесении и сушке покрытия Upo HD

Вещество	Нанесение $M_o, \text{ т}$	Сушка $M_c, \text{ т}$	$M_o + M_c, \text{ т}$
Уайт-спирит	0,070	0,210	0,280
Ацетон	0,321	0,963	1,284
Этилацетат	0,085	0,254	0,339
Метилэтилкетон	0,071	0,213	0,284
1,4-Диоксан	0,038	0,114	0,152
Толуол	0,172	0,516	0,688
Этилцеллозоль	0,047	0,141	0,188

Выброс окрасочного аэрозоля с учетом очистки на фильтрах 52 % составляет:

$$M_a = M_k \cdot f_{pa} \cdot f_i \cdot (1 - n) \cdot 10^{-4} = 6,3 \cdot 30,0 \cdot 49 \cdot (1 - 0,52) \cdot 10^{-4} = 0,445 \text{ т.}$$

Экологический налог с учетом класса опасности загрязняющих веществ составит:

$$\begin{aligned} \text{ЭН}_{3 \text{ кл.}} &= (M_{\text{метилэтилкетон}} + M_{1,4\text{-диоксан}} + M_{\text{толуол}} + M_{\text{этилцеллозоль}} + M_{\text{аэрозоль}}) \cdot 438,77 = \\ &= 0,284 + 0,152 + 0,688 + 0,188 + 0,445) \cdot 438,77 = 770,92 \text{ руб.}, \end{aligned}$$

$$\text{ЭН}_{4 \text{ кл.}} = (M_{\text{уайт-спирит}} + M_{\text{ацетон}} + M_{\text{этилацетат}}) \cdot 218,02 = (0,280 + 1,284 + 0,339) \cdot 218,02 = 414,89 \text{ руб.}$$

Итого: 1185,81 руб.

Характеристики выбросов и расчеты экологического налога при использовании краски Diamont R-M BASF P+E приведены в табл. 11–13. При этом были использованы данные табл. 2–4.

Таблица 11. Выброс в атмосферу летучих веществ при нанесении покрытия с помощью краски Diamont R-M BASF P+E пневматическим способом

Вещество	$M_o = M_k \cdot f_p \cdot f_{po} \cdot f_k \cdot 10^{-6}, \text{ т}$				
	$M_k, \text{ т}$	$f_p, \%$	$f_{po}, \%$	$f_k, \%$	$M_o, \text{ т}$
Уайт-спирит	2,7	41	25,0	72,71	0,201
Ацетон	2,7	41	25,0	12,17	0,034
Этилацетат	2,7	41	25,0	5,69	0,016
n-Бутилацетат	2,7	41	25,0	2,14	0,006
Толуол	2,7	41	25,0	6,47	0,018
Этилцеллозоль	2,7	41	25,0	0,82	0,002

Таблица 12. Выброс в атмосферу летучих веществ при сушке покрытия Diamont R-M BASF P+E, нанесенного пневматическим способом

Вещество	$M_c = M_k \cdot f_p \cdot f_{pc} \cdot f_k \cdot 10^{-6}, \text{ т}$				
	$M_k, \text{ т}$	$f_p, \%$	$f_{pc}, \%$	$f_k, \%$	$M_c, \text{ т}$
Уайт-спирит	2,7	41	75,0	72,71	0,604
Ацетон	2,7	41	75,0	12,17	0,101
Этилацетат	2,7	41	75,0	5,69	0,047
n-Бутилацетат	2,7	41	75,0	2,14	0,018
Толуол	2,7	41	75,0	6,47	0,054
Этилцеллозоль	2,7	41	75,0	0,82	0,007

Таблица 13. Суммарный выброс в атмосферу летучих веществ при нанесении и сушке покрытия Diamont R-M BASF P+E

Вещество	Нанесение M_o , т	Сушка M_c , т	$M_o + M_c$, т
Уайт-спирит	0,201	0,604	0,805
Ацетон	0,034	0,101	0,135
Этилацетат	0,016	0,047	0,063
n-Бутилацетат	0,006	0,018	0,024
Толуол	0,018	0,054	0,072
Этилцеллозоль	0,002	0,007	0,009

Выброс окрасочного аэрозоля с учетом очистки на фильтрах 52 % составляет:

$$M_a = M_k \cdot f_{pa} \cdot f_t \cdot (1 - n) \cdot 10^{-4} = 2,7 \cdot 30,0 \cdot 59 \cdot (1 - 0,52) \cdot 10^{-4} = 0,229 \text{ т.}$$

Экологический налог с учетом класса опасности загрязняющих веществ составит:

$$\begin{aligned} \text{ЭН}_{3 \text{ кл.}} &= (M_{\text{толуол}} + M_{\text{этилцеллозоль}} + M_{\text{аэрозоль}}) \cdot 438,77 = \\ &= (0,072 + 0,009 + 0,229) \cdot 438,77 = 136,02 \text{ руб.}, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{ЭН}_{4 \text{ кл.}} &= (M_{\text{уайт-спирит}} + M_{\text{ацетон}} + M_{\text{этилацетат}} + M_{\text{n-бутилацетат}}) \cdot 218,02 = \\ &= (0,805 + 0,135 + 0,063 + 0,024) \cdot 218,02 = 223,91 \text{ руб.} \end{aligned}$$

Итого: 359,93 руб.

Характеристики выбросов и расчеты экологического налога при использовании однокомпонентной шпатлевки Standox fine 1k-body приведены в табл. 14–16. При этом были использованы данные табл. 2–4.

Таблица 14. Выброс в атмосферу летучих веществ при нанесении однокомпонентной шпатлевки Standox fine 1k-body

Вещество	$M_o = M_k \cdot f_p \cdot f_{po} \cdot f_k \cdot 10^{-6}$, т				
	M_k , т	f_p , %	f_{po} , %	f_k , %	M_o , т
Уайт-спирит	3,7	39,7	25,0	9,86	0,036
n-Бутилацетат	3,7	39,7	25,0	7,17	0,026
Пропанол	3,7	39,7	25,0	24,5	0,090
1,4-Диоксан	3,7	39,7	25,0	1,18	0,004
Толуол	3,7	39,7	25,0	1,03	0,004
Ксилол	3,7	39,7	25,0	42,49	0,156
Этилбензол	3,7	39,7	25,0	11,94	0,044
Стирол	3,7	39,7	25,0	1,83	0,007

Таблица 15. Выброс в атмосферу летучих веществ при сушке покрытия Standox fine 1k-body

Вещество	$M_c = M_k \cdot f_p \cdot f_{pc} \cdot f_k \cdot 10^{-6}$, т				
	M_k , т	f_p , %	f_{pc} , %	f_k , %	M_c , т
Уайт-спирит	3,7	39,7	75,0	9,86	0,109
n-Бутилацетат	3,7	39,7	75,0	7,17	0,079
Пропанол	3,7	39,7	75,0	24,5	0,270
1,4-Диоксан	3,7	39,7	75,0	1,18	0,013
Толуол	3,7	39,7	75,0	1,03	0,011
Ксилол	3,7	39,7	75,0	42,49	0,468
Этилбензол	3,7	39,7	75,0	11,94	0,132
Стирол	3,7	39,7	75,0	1,83	0,020

Таблица 16. Суммарный выброс в атмосферу летучих веществ при нанесении и сушке однокомпонентной шпатлевки Standox fine 1k-body

Вещество	Нанесение M_o , т	Сушка M_c , т	$M_o + M_c$, т
Уайт-спирит	0,036	0,109	0,145
n-Бутилацетат	0,026	0,079	0,105
Пропанол	0,090	0,270	0,360

Вещество	Нанесение M_o , т	Сушка M_c , т	$M_o + M_c$, т
1,4-Диоксан	0,004	0,013	0,017
Толуол	0,004	0,011	0,015
Ксилол	0,156	0,468	0,624
Этилбензол	0,044	0,132	0,176
Стирол	0,007	0,020	0,027

Выброс окрасочного аэрозоля с учетом очистки на фильтрах 52 % составляет:

$$M_a = M_k \cdot f_{pa} \cdot f_t \cdot (1 - n) \cdot 10^{-4} = 3,7 \cdot 30,0 \cdot 60,3 \cdot (1 - 0,52) \cdot 10^{-4} = 0,321 \text{ т.}$$

Экологический налог с учетом класса опасности загрязняющих веществ составит:

$$\begin{aligned} \text{ЭН}_{3 \text{ кл.}} &= (M_{\text{пропанол}} + M_{1,4\text{-диоксан}} + M_{\text{толуол}} + M_{\text{ксилол}} + M_{\text{этилбензол}} + M_{\text{стирол}} + M_{\text{аэрозоль}}) \cdot 438,77 = \\ &= (0,360 + 0,017 + 0,015 + 0,624 + 0,176 + 0,027 + 0,321) \cdot 438,77 = 675,71 \text{ руб.}, \end{aligned}$$

$$\text{ЭН}_{4 \text{ кл.}} = (M_{\text{уайт-спирит}} + M_{\text{н-бутилацетат}}) \cdot 218,02 = (0,145 + 0,105) \cdot 218,02 = 54,51 \text{ руб.}$$

Итого: 730,22 руб.

Сумма годового экологического налога при работе окрасочного цеха кабин большегрузных автомобилей составляет:

$$\text{ЭНП} = 343,97 + 1185,81 + 359,93 + 730,22 = 2619,93 \text{ руб.}$$

Выводы

В процессе изучения технологических параметров нанесения лакокрасочных покрытий на поверхность кабин большегрузных автомобилей необходимо учитывать, что даже через 5 ч при использовании некоторых материалов до 25 % растворителей остаются в составе покрытия. Окончательное удаление летучей части в зависимости от температуры сушки (25, 60 и 80 °C) происходит в течение 14–18 ч.

При окраске пневматическим методом следует учитывать такие параметры, как годовой расход краски, долю аэрозоля, выделяющегося при окраске, долю паров растворителей от общего их содержания в лакокрасочном материале, выбрасываемых при нанесении покрытия и при сушке, долю конкретного вещества от общей массы летучей части.

В ходе проведенных исследований установлено, что при работе окрасочного цеха кабин большегрузных автомобилей с использованием базовой краски Uno HD, краски Diamont R-M BASF P+E, покровного лака Standoflex 2k autolak и однокомпонентной шпатлевки-порозаполнителя Standox fine 1k-body сумма годового экологического налога составила 2619,93 руб.

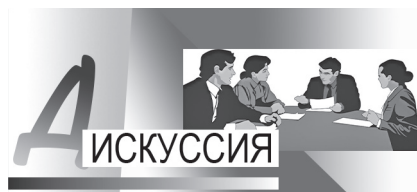
Таким образом, на основании существующих методов и подходов невозможно провести качественную и количественную оценку выбросов в воздушную атмосферу, в полной мере отвечающую налоговому законодательству Республики Беларусь, Закону «Об охране окружающей среды», Закону «Об охране атмосферного воздуха». Возникающие разночтения при оценке количества поступающих в окружающую среду загрязняющих веществ приводят к сокращению налоговых поступлений в бюджет республики.

ЛИТЕРАТУРА

1. Расчет выбросов загрязняющих веществ в атмосферный воздух при использовании лакокрасочных материалов. Методика 0212.6–2000: утв. и введена в действие постановлением Министерства природных ресурсов и охраны окружающей среды № 15 от 31.10.2000 г.
2. Справочник биохимика / Р. Досон [и др.]. – М.: Мир, 1991. – 544 с.

REFERENCES

1. Calculation of emissions of pollutants into the atmospheric air when using paints and varnishes. Methodology 0212.6–2000: development lab. NIIOGAZ BGPA: approved and put into effect by Resolution No. 15 of the Ministry of Natural Resources and Environmental Protection dated 31.10.2000.
2. Handbook of biochemistry / R. Dawson [et al.]. Moscow, Mir Publ., 1991. 544 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-167-169>
УДК 539.1

Поступила 20.03.2024
Received 20.03.2024

ТЕРМОДИНАМИКА ВЕЩЕСТВЕННОЙ ВСЕЛЕННОЙ

В. Ю. СТЕЦЕНКО, г. Могилев, Беларусь. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

На основании термодинамических расчетов вещественной Вселенной показано, что космологическая теория Большого взрыва является ошибочной. Термодинамический запрет на эту теорию делает гипотезу о темной энергии, расширяющей вещественную Вселенную, также ошибочной. Показано, что вещественная Вселенная является термодинамически равновесной системой. Поэтому вещественная Вселенная не может распадаться, теряя структуру, не может сжиматься в точку, не может исчезать в черной дыре. Равновесная вещественная Вселенная существует вечно, сохраняя свою энтальпию, энтропию, массу и температуру. Главной причиной красного смещения спектральных линий света от далеких звезд и галактик является не расширение вещественной Вселенной, а ее облака газа и пыли, которые уменьшают энергию фотонов.

Ключевые слова. Термодинамика, теория Большого взрыва, красное смещение спектра, расширение Вселенной, фотоны.

Для цитирования. Стеценко, В.Ю. Термодинамика вещественной Вселенной / В.Ю.Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 2. С. 167–169. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-167-169>.

THERMODYNAMICS OF THE SUBSTANTIAL UNIVERSE

V. Yu. STETSENKO, Mogilev, Belarus. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

Based on thermodynamic calculations of the substantial Universe, it is shown that the cosmological theory of the Big Bang is erroneous. The thermodynamic ban on this theory makes the hypothesis of dark energy expanding the substantial Universe also erroneous. It is shown that the substantial Universe is a thermodynamically equilibrium system. Therefore, the substantial Universe cannot disintegrate, losing its structure, cannot shrink to a point, cannot disappear into a black hole. The equilibrium substantial Universe exists forever, preserving its enthalpy, entropy, mass and temperature. The main reason for the redshift of spectral lines of light from distant stars and galaxies is not the expansion of the substantial Universe, but its clouds of gas and dust, which reduce the energy of photons.

Keywords. Thermodynamics, the Big Bang theory, redshift of the spectrum, expansion of the Universe, photons.

For citation. Stetsenko V. Yu. Thermodynamics of the substantial universe. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 2, pp. 167–169. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-167-169>.

В общем Вселенная состоит из фотонной и нейтринной материи, где первая существует в виде вещественной Вселенной, а вторая – в виде духовной Вселенной [1]. Наука изучает только вещественную Вселенную. Представления о духовной Вселенной образно догматизированы различными религиями.

Согласно современным научным представлениям о вещественной Вселенной, она образовалась в результате Большого взрыва [2]. Для этого полагают следующие основания [2]:

- красное смещение спектральных линий света, исходящего от далеких звезд и галактик, причем чем дальше они находятся от нас, тем больше красное смещение;
- теория относительности, допускающая сингулярность четырехмерного пространства, где отсутствуют метрические координаты и время;
- современные представления об элементарных частицах вещества (Стандартная модель), где постулируются существование безмассовых частиц; превращение частиц в энергию и обратный процесс;
- космологический принцип изотропности вещественной Вселенной, свидетельствующий о ее структурной и энергетической изотропности;
- микроволновое реликтовое излучение, свидетельствующее об ограниченности вещественной Вселенной.

Согласно теории Большого взрыва, сначала в вещественной Вселенной в ограниченном, очень малом объеме (точке) была чрезвычайно плотная энергия, затем из нее очень быстро (взрывообразно) появились безмассовые частицы, потом образовались частицы, имеющие массы, из которых сформировались атомы водорода, а из них образовались звезды и звездные системы [2].

Определим термодинамику Большого взрыва. Согласно второму закону термодинамики, критерием возможности и направления протекания процессов в любой термодинамической системе служит не энтропия, а энергия Гиббса [3]. При этом если изменение энергии Гиббса системы больше нуля ($dG > 0$), то какие-либо самопроизвольные процессы в ней невозможны. Эти процессы в системе могут происходить, если изменение энергии Гиббса в ней меньше или равно нулю ($dG \leq 0$) [3]. При условии $dG = 0$ система будет равновесной, а процессы в ней – равновесными.

Энергия Гиббса системы определяется следующим уравнением [3]:

$$G = H - TS, \quad (1)$$

где H – энтальпия системы, зависящая от ее внутренней энергии; S – энтропия системы, зависящая от ее структуры.

Дифференцируя обе части уравнения (1), получаем:

$$dG = dH - TdS - SdT. \quad (2)$$

Поскольку количество внутренней энергии, ограниченной вещественной Вселенной, было постоянным, а процесс Большого взрыва шел очень быстро (взрывообразно), то $dH = 0$. В результате Большого взрыва вещественная Вселенная упорядочивалась, структурировалась, поэтому $dS < 0$. При этом температура вещественной Вселенной снижалась, тогда $dT < 0$. Подставляя эти термодинамические значения (условия) в уравнение (2), получаем, что $dG > 0$. Это означает, что Большой взрыв, каким его принято считать, не мог произойти. Поэтому теория Большого взрыва является лишь противоречивой гипотезой, которая родилась из гипотетической экстраполяции расширяющейся вещественной Вселенной на ее исходное состояние.

Принято считать, что вещественная Вселенная образовалась и формируется в результате ее расширения. Но происходит ли расширение вещественной Вселенной? О чем говорит красное смещение спектральных линий света, удаленных от нас звезд и галактик? Чем дальше они находятся, тем больший путь проходит от них свет через облака пыли и газа, равномерно наполняющие пространство. Пыль и газ, как известно, снижают энергию фотонов, а значит, и их частоту, что приводит к покраснению спектров излучения звезд и галактик, удаленных от нас [4]. Поэтому главной причиной красного смещения спектральных линий света далеких звезд и галактик является не расширение вещественной Вселенной, а ее облака газа и пыли [5]. Чем дальше от нас находятся звезды и галактики, тем больше красное смещение спектральных линий. Поэтому определение расширения вещественной Вселенной по красному смещению спектральных линий света далеких звезд и галактик является лишь гипотезой, предположением для обоснования теории Большого взрыва. Термодинамический запрет на эту теорию делает гипотезу о темной энергии, расширяющей вещественную Вселенную, несостоятельной.

Что касается теории относительности, которую используют для обоснования теории Большого взрыва, то первая из них является противоречивой гипотезой [6]. Из нее следует парадокс сингулярности, когда вещественная материя исчезает в черной дыре, где отсутствуют время и пространство. Такой же парадокс вытекает из теории Большого взрыва, когда вещественная Вселенная существовала вне времени и пространства или образовалась из точки.

Опора теории Большого взрыва на Стандартную модель очень шаткая, поскольку большинство общепризнанных, фундаментальных элементарных частиц вещественной Вселенной являются крайне неустойчивыми образованиями, а некоторые частицы, например фотоны, не имеют массы. Но в этом случае возникает парадокс корпускулярно-волнового дуализма. Для его устранения фотоны должны обладать массой и двигаться в пространстве по винтовой спирали [7].

Формула $E = mc^2$ определяет не превращение частиц в энергию и обратный процесс, а только кинетическую энергию движения фотонов массой m при частоте волнового движения по винтовой спирали $1,2 \cdot 10^{14}$ Гц [7]. Энергия является не материей, а ее свойством.

Наблюдаемый и экспериментально доказанный космологический принцип изотропности вещественной Вселенной и микроволновое реликтовое излучение свидетельствуют не о ее расширении, а о том, что $dH = 0$, $dS = 0$, $dT = 0$. Это означает, что изменение энергии Гиббса вещественной Вселенной равно нулю ($dG = 0$), что говорит в пользу ее равновесности. Поэтому вещественная Вселенная не превратится в хаос, потеряв структуру, не сожмется в точку, не исчезнет в черной дыре, а существует и будет существовать вечно, сохраняя общие энтропию, массу, энтальпию и температуру.

Из равновесной вещественной Вселенной вытекают четыре основных вселенских закона. Первый – закон сохранения энтальпии (внутренней энергии системы); второй – закон сохранения массы системы;

третий – закон сохранения энтропии системы; четвертый – закон сохранения температуры системы. Из основных вселенских законов вытекают другие вещественные (материальные) законы. Некоторые из них изучает наука.

В равновесной вещественной Вселенной существуют равновесные (стабильные) объекты (образования). Примером может служить атом водорода. Его электрон находится в равновесном состоянии, поэтому не излучает фотоны. Если вывести атом водорода из равновесного состояния, облучив его фотонами, то, стремясь сохранить равновесие, электрон лишние фотоны отдает в пространство. Кроме равновесных вещественных образований, в равновесной вещественной Вселенной существуют равновесные процессы.

В равновесной вещественной Вселенной могут происходить локальные неравновесные процессы. Но они вызывают специальные силы, которые действуют по специальным законам, восстанавливающие равновесия.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Стеценко, В. Ю.** Фотонная и нейтринная материя / В. Ю. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2024. – № 1. – С. 93–94.
2. Энциклопедия для школьников и студентов. Т. 3. Земля. Вселенная / Под общ. ред. В. И. Стражева. – Минск: Беларус. энцыкл. імя П. Броўкі, 2011. – 440 с.
3. **Жуховицкий, А. А.** Физическая химия / А. А. Жуховицкий, Л. А. Шварцман. – М.: Металлургия, 2001. – 688 с.
4. **Радзини, Д.** Космос / Д. Радзини. – М.: ООО «Издательство АСТ»; ООО «Издательство Астрель», 2002. – 320 с.
5. **Стеценко, В. Ю.** О темной материи и темной энергии / В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2020. – № 4. – С. 166–168.
6. **Стеценко, В. Ю.** О теории относительности / В. Ю. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 3. – С. 112–115.
7. **Стеценко, В. Ю.** Корпускулярно-волновое движение частиц / В. Ю. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 2. – С. 137–140.

REFERENCES

1. **Stetsenko V. Ju.** Fotonnaja i nejtrinnaja materija [Photon and neutrino matter]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 1, pp. 93–94.
2. *Jenciklopedija dlja shkol'nikov i studentov* [Encyclopedia for schoolchildren and students]. Minsk, Belaruskaya jentsyklopediya Publ., 2011, vol. 3, 440 p.
3. **Zhuhovickij A. A., Shvareman L. A.** *Fizicheskaja himija* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgija Publ., 2001, 688 p.
4. **Radzini D.** *Kosmos* [Space] Moscow, ООО «Izdatel'stvo AST»; ООО «Izdatel'stvo Astrel'» Publ., 2002, 320 p.
5. **Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** O temnoj materii i temnoj jenergii [About dark matter and dark energy]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 4, pp. 166–168.
6. **Stetsenko V. Yu.** O teorii odnositel'nosti [About the theory of relativity]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 3, pp. 112–115.
7. **Stetsenko V. Yu.** Korpuskuljarno-volnovoe dvizhenie chastic [Corpuscular-wave motion of particles]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 137–140.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-170-173>
УДК 621.74:628.517

Поступила 15.04.2024
Received 15.04.2024

РАСЧЕТ ЭНЕРГИИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА АТОМЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ

А. О. УЛИТЕНОК, канд. техн. наук, доцент, г. Могилев, Беларусь. E-mail: alexulinok@yandex.ru.

ENERGY CALCULATION AERODYNAMIC SOUND IMPACT ON THE CRYSTAL LATTICE

A. O. Ulitenok, Mogilev, Belarus. E-mail: alexulinok@yandex.ru.

Авторы работы [1] предложили иную, чем в [2], физико-математическую модель для расчета энергии воздействия на атомы кристаллической решетки при аэродинамическом упрочнении (АДУ) [2]. При этом расчет энергии от температурного воздействия оказался идентичен, указанному в работе [2]. Так, в [1] со ссылкой на работу [2] сообщается, что «...энергия от температурного воздействия, приобретаемая атомом некоторого химического элемента, будет иметь следующий вид...»:

$$E_T = 24,94338m \cdot (T_{\text{доп}} + 273,15), \quad (1)$$

где m – масса атома некоторого химического элемента, кг; $T_{\text{доп}}$ – максимально допустимая температура подогрева, °С.

Из контекста [1] выражение $(T_{\text{доп}} + 273,15)$ является максимально допустимой температурой подогрева, К. Из формулы (2.20) [2] константа $24,94338 \approx 3R$, где R – газовая постоянная, Дж·моль⁻¹·К⁻¹.

Подставляя значения размерностей величин в формулу (1) и произведя сокращения, получаем:

$$1 = \text{моль}^{-1} \cdot \text{кг}. \quad (2)$$

Формула размерности (2) ошибочна, как следствие, ошибочна формула (1) и поэтому для каких-либо расчетов она не пригодна.

По сравнению с [2] авторы работы [1] разработали новую физико-математическую модель только в части расчета энергии от воздействия звука. Формула для нахождения интенсивности звуковой волны I , Вт/м², (7) в [1]:

$$I = E_{\text{вн}} / (t_{\text{пп}} \cdot S_c), \quad (3)$$

где $E_{\text{вн}}$ – энергия, переданная атомам кристаллической решетки твердых сплавов от воздействия звуковых волн, Дж [1]; $t_{\text{пп}}$ – время, равное длительности полупериода звуковой волны, для частоты $\nu = 155$ Гц, которое «предполагает максимальное значение амплитуды резонанса» $t_{\text{пп}} = 3,2258 \cdot 10^{-3}$ с [1]; S_c – «...площадь сечения диаметральной плоскости атома химического элемента...» определяется по формуле (5) [1]:

$$S_c = \pi \cdot R^2, \text{ м}^2, \quad (4)$$

где R – радиус атома, м.

Подставив в (3) формулу (4) и разрешив (3) относительно $E_{\text{вн}}$, получим:

$$E_{\text{вн}} = I \cdot t_{\text{пп}} \cdot \pi \cdot R^2. \quad (5)$$

Подставив значения $I = 0,42$ Вт/м² [2], $t_{\text{пп}} = 3,2258 \cdot 10^{-3}$ с и R , была рассчитана энергия от звукового воздействия при АДУ твердых сплавов (ТС).

Результаты расчета приведены в таблице.

Результаты расчета энергии от звукового воздействия при АДУ ТС

Элемент	W	Ti	Ta	Co
R , м, $\cdot 10^{-12}$ [3]	141	146	146	125
$E_{\text{вн}}$, Дж, $\cdot 10^{-23}$	8,46	9,07	9,07	6,65

Из таблицы видно, что значения внешней энергии от воздействия звука на компоненты твердого сплава $6,65-9,07 \cdot 10^{-23}$ Дж $\ll (2,5-11,1) \cdot 10^{-18}$ Дж – энергии «...достаточной для смещения атомов кристаллической решетки твердых сплавов ...» (Заключение 2 по работе [2]), т. е. вместе с соавтором работы [1] разработчик [2] вывели формулу, доказывающую ложность вывода о том, что «...при давлении подающего воздуха, равного 0,2 МПа, на частотах 148 и 159 Гц, ... обеспечивается энергия, воздействующая на атомы элементов твердого сплава, равная $(2,5-11,1) \cdot 10^{-18}$ Дж, ...» [2].

Иными словами, автор [2] сам себя опроверг в работе [1] в части подводимой энергии для смещения атомов кристаллической решетки (САКР) ТС и тем самым косвенно признал, что от звукового воздействия при АДУ отсутствуют:

1) явление САКР ТС из-за крайне низкой подводимой энергии, которая на 5 порядков ниже энергии этого смещения;

2) уменьшения плотности дислокаций и искажений кристаллических решеток компонентов ТС из-за отсутствия САКР;

3) упрочняющее или разупрочняющее воздействие звука при АДУ на материалы;

и косвенно подтвердил выводы об:

1) отсутствии в [2] теоретических основ АДУ [5, 6, 15];

2) отсутствии в [2] экспериментальных доказательств заявленного резонанса атомов компонентов твердых сплавов [4] и достоверных результатов рентгеноструктурного анализа [16];

3) неадекватности физических явлений при АДУ [4, 6];

4) невозможности звука со столь низкими интенсивностью и частотой производить какие-либо изменения в кристаллической решетке твердых тел и динамическое воздействие на твердые сплавы и другие материалы [4, 6, 8, 9, 11, 12, 16];

5) наличии в [2] противоречий со школьным курсом математики [4, 14], теорией твердого тела [4], основам металлургии [4], материаловедением [15], философией [5];

6) отсутствию у АДУ эффекта упрочнения и практической значимости [6–9, 13, 14].

Указанные выше признание и подтверждение, а также результаты расчета энергии от звукового воздействия при АДУ ТС, все это исключает применение АДУ для обработки любых материалов, в том числе твердосплавных пластин марки «ВУТС».

ЛИТЕРАТУРА

1. **Жариков, А.Н.** Расчет интенсивности звуковой энергии для обработки твердого сплава методом аэродинамического звукового упрочнения / А.Н. Жариков, А.Н. Жигалов // Технологическое обеспечение машиностроительного производства: сб. ст. Междунар. науч.-техн. конф. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2024. – 211 с.
2. **Жигалов, А.Н.** Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: дис. ... д-ра техн. наук. – Минск, – 2021. – 378 с.
3. **Физические величины: справ.** / А.П. Баби́чев [и др.]; под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
4. **Иванова, Л.В.** Об амплитуде колебаний атомов компонентов твердых сплавов при аэродинамическом воздействии / Л.В. Иванова // Литье и металлургия. – 2023. – № 4. – С. 131–132.
5. **Карабанов, Д.Р.** Философский аспект основы теории аэродинамического звукового упрочнения / Д.Р. Карабанов // Литье и металлургия. – 2023. – № 1. – С. 148–148.
6. **Лушпай, С.А.** Об энергии аэродинамического звукового воздействия / С.А. Лушпай // Литье и металлургия. – 2023. – № 3. – С. 116–117.
7. **Марукович, Е.И.** Влияние аэродинамического звукового воздействия на свойства твердых сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы: материалы IV Междунар. науч. конф. г. Витебск (март 2023 г.). – Минск: УП ИВЦ Минфина, 2023. – С. 118–119.
8. **Марукович Е.И.** Влияние звука на упрочнение металлов и сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Перспективные материалы и технологии: материалы Междунар. симпозиума (Минск, 21–23 августа 2023 г.). – Минск: ИВЦ Минфина, 2023. – С. 251–252.
9. **Марукович, Е.И.** О влиянии аэродинамического звукового упрочнения на свойства сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Горная механика. – 2023. – № 3. – С. 67–70.
10. **Стеценко, В.Ю.** О методе аэродинамического звукового упрочнения металлокерамических твердых сплавов / В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 4. – С. 137–138.
11. **Стеценко, В.Ю.** Расчет среднего звукового давления при обработке сплавов методом аэродинамического звукового упрочнения / В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 136.
12. **Стеценко, В.Ю.** Может ли звук упрочнять металлы и сплавы? / В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2023. – № 3. – С. 111.

13. **Стеценко, В.Ю.** О перспективности метода аэродинамического звукового упрочнения сплавов / В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2023. – № 4. – С. 133–134.
14. **Улитенок, А.О.** Влияние метода аэродинамического звукового упрочнения на твердость чугуна / А.О. Улитенок // Литье и металлургия. – 2023. – № 1. – С. 146–147.
15. **Улитенок, А.О.** Явления в кристаллической решетке при аэродинамическом звуковом упрочнении / А.О. Улитенок // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 141–142.
16. **Улитенок, А.О.** О влиянии аэродинамического звукового воздействия на плотность дислокаций твердых сплавов / А.О. Улитенок // Литье и металлургия. – 2023. – № 4. – С. 135–136.

В 2023 году на страницах журнала «Литье и металлургия» развернулась дискуссия о методе аэродинамического звукового упрочнения (АДУ) сплавов. Поводом послужила статья В. Ю. Стеценко «О методе аэродинамического звукового упрочнения металлокерамических твердых сплавов» (Литье и металлургия. 2022. № 4). В этой статье показано, что «метод аэродинамического звукового упрочнения металлокерамических твердых сплавов, по сути, является термической обработкой (возвратом), широко применяемой в промышленности для снижения хрупкости заготовок из литых и спеченных сплавов, но без обработки звуком, который не влияет на их свойства».

В 2023 году в журнале «Литье и металлургия» было опубликовано девять критических статей о методе АДУ сплавов. Специалисты В. Ю. Стеценко (г. Могилев, Беларусь), А. О. Улитенок (г. Могилев, Беларусь), Д. К. Карабанов (г. Челябинск, Россия), С. А. Лушпай (г. Санкт-Петербург, Россия), Л. В. Иванова (г. Новокузнецк, Россия) подвергли всестороннему, детальному анализу метод АДУ сплавов и признали его научно ошибочным и неэффективным для промышленного применения.

Дискуссия вызвала большой интерес со стороны зарубежных исследователей. Работа В. Ю. Стеценко «Расчет среднего звукового давления при обработке сплавов методом аэродинамического звукового упрочнения» (Литье и металлургия. 2023. № 2) была отмечена Дипломом Лауреата I степени по техническим наукам на VIII Международном конкурсе научно-исследовательских работ, проведенным 16.05.2024 г. Всероссийским обществом научных исследователей.



ПОЗДРАВЛЯЕМ ВЛАДИМИРА ЮЗЕФОВИЧА СТЕЦЕНКО!



НОВОСТИ ИЗ РЕСПУБЛИКАНСКОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ БИБЛИОТЕКИ

1. Денисов, М. С. Разработка новых технологических аспектов процесса литья с опрессовкой жидкого и кристаллизующегося металла / М. С. Денисов // СТИН. – 2024. – № 3. – С. 2–7. – Библиогр.: 15 назв.

Предложена технологическая схема литья с наложением давления на жидкий, твердо-жидкий или твердый кристаллизующийся металл в режиме продавливания двумя прессующими цилиндрическими плунжерами. Установлено, что для эффективного процесса опрессовки металла необходимо привести в соответствие величину и скорость наложения давления с температурой металла. Отмечено, что процесс сочетает особенности литья под давлением и термомеханической обработки. Указано, что для эффективной работы компьютерной системы программного управления технологическим процессом ее необходимо настроить на обработку зависимости относительной сжимаемости от величины давления.

2. Исследование и моделирование рациональной конструкции промежуточного ковша слабовых машин непрерывного литья заготовок / А. А. Шипельников [и др.] // Заготов. пр-ва в машиностроении. – 2024. – № 2. – С. 51–55. – Библиогр.: 15 назв.

Представлены результаты математического моделирования движения расплава в рабочем объеме промежуточных ковшей машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) вместимостью 50 т при изменении типа применяемых регуляторов потока металла и способов ввода аргона, оказывающих решающее влияние на гидродинамику ванны и формирование застойных зон, предопределяющих параметры качества производимых литых заготовок. Определено, что наиболее рациональной конструкцией промежуточного ковша МНЛЗ вместимостью 50 т является ковш с донной продувочной балкой, расположенной по центру разливочной камеры, оборудованный перегородками, сферическим турбостопом и развихрителями с расходом аргона от 10 до 15 л/мин. Установлено, что параметры данного ковша позволяют ускорить столкновения между включениями и повысить вероятность их улавливания пузырьками аргона.

3. Коротченко, И. А. Сравнение методик расчета литниковых систем при литье под давлением / И. А. Коротченко, А. Ф. Смыков, А. Ю. Коротченко // Литейн. пр-во. – 2024. – № 4. – С. 5–10. – Библиогр.: 6 назв.

Проведено сравнение классических методик расчета литниковых систем (ЛС) для отливок, изготавливаемых литьем под давлением (ЛПД), с новой методикой, основанной на решении обратной тепловой задачи (ОТЗ), на примере тонкостенной протяженной отливки. Осуществлено моделирование процесса заполнения расплавом пресс-формы для каждой методики расчета литниковых систем. Определено, что потери перегрева расплава по методике ОТЗ ниже, чем для классических методик, при одинаковых скоростях заполнения пресс-формы. Также установлено, что вероятность получения бездефектных сложных тонкостенных отливок по неслитинам и неспаям выше, чем для классических методик расчета ЛС.

4. Куликов, С. А. Влияние гранулометрического состава формовочных песков на прочность стержней, изготовленных по Cold box аmin-процессу / С. А. Куликов, Ф. И. Рудницкий, В. А. Шумигай // Литейн. пр-во. – 2024. – № 3. – С. 14–16. – Библиогр.: 2 назв.

Приведены результаты исследований формовочных песков, используемых на ОАО «МТЗ». Показано, что белорусский формовочный песок практически не уступает импортным. Проведено сравнение прочности стержней, изготовленных по Cold box аmin-процессу из песка разного гранулометрического состава. Установлено, что концентрированный зерновой состав в сравнении с рассредоточенным позволяет получать более высокие значения мгновенной прочности, а по истечении 24 ч прочности выравниваются.

5. Оценка совмещенного процесса литья и деформации при производстве трехслойной стальной полосы / Б. Н. Гузанов [и др.] // Сталь. – 2024. – № 2. – С. 42–46. – Библиогр.: 11 назв.

Описана технология получения трехслойных стальных листов за один проход на компактной установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Представлены результаты исследования

структуры и механических свойств полосы, полученной на рассматриваемой установке, при компактировании на основе из стали 09Г2С оболочки из расплава стали 15пс. Показаны микроструктуры стальных слоев биметалла, в том числе структуры вблизи границы их соединения. Приведены данные измерений микротвердости и результаты испытаний на растяжение.

6. Саубанов, М. Н. Теоретические и технологические основы изготовления литейных форм для титановых фасонных отливок / М. Н. Саубанов, И. О. Леушин // Литейщик России. – 2024. – № 2. – С. 11–17. – Библиогр.: 6 назв.

Приведены результаты исследования различных огнеупорных периклазовых порошков для литейных форм и стержней применяемых при производстве титановых отливок. Определено влияние температуры обжига на физико-механические свойства периклазовых форм. Проведен анализ химических процессов при нагреве и отверждения уплотненных периклазовых смесей. Выбран оптимальный зерновой и химический состав формовочного периклаза для производства качественных титановых отливок.

7. Структура и свойства литейного магниевого сплава GEWZ522K системы Mg–Gd–Nd–Y–Zn–Zr / А. В. Колтыгин [и др.] // Изв. высш. учеб. заведений. Цвет. металлургия. – 2023. – № 5. – С. 34–46. – Библиогр.: 26 назв.

Рассмотрены кристаллизация и фазовый состав литейного сплава (мас. %) Mg-4,8Gd-2,1 Nd-1,6Y-0,4 Zn-0,6Zr (GEWZ522K). Показано, что в литом состоянии структура сплава состоит из первичных частиц циркония, дендритов магниевого твердого раствора α Mg и эвтектических интерметаллических фаз, находящихся между их ветвями. Определено, что в результате отжига при $t = 530 \pm 5$ °C сплав переходит в однофазное состояние и после закалки может быть значительно упрочнен в результате искусственного старения. Выявлено, что независимо от режима старения, предел прочности на растяжение (σ_b) образцов превосходит 300 МПа. Рассчитана скорость коррозии для сплава – $7,5 \pm 0,4$ мм/год. Установлено, что при непрерывном поступлении воздуха к поверхности образца очаги возгорания появляются при $t = 625$ °C вследствие разрушения оксидной пленки, когда сплав практически полностью расплавляется.

8. Физическое моделирование влияния долилки расплава в прибыльную часть слитка на процесс затвердевания и структурообразование / С. Б. Гаманюк [и др.] // Изв. высш. учеб. заведений. Чер. металлургия. – 2023. – № 6. – С. 750–759. – Библиогр.: 19 назв.

Исследования процессов, происходящих при затвердевании и структурообразовании на модели слитка массой 19,6 т, проведены методом физического (холодного) моделирования с помощью изложницы-кристаллизатора. В качестве моделирующего раствора использован кристаллический гипосульфит натрия. Соответствие процессов, происходящих на модели и в реальных условиях отливки промышленных слитков, оценено с помощью критериев подобия. С целью оценки изменения поля температур при разливке и кристаллизации слитка в течение всего времени затвердевания проведено термометрирование поверхности модели изложницы.

9. Чайкин, А. В. Улучшение группы качества ответственных железнодорожных отливок из стали 110Г13Л на Муромском стрелочном заводе / А. В. Чайкин, В. А. Чайкин // Чер. металлы. – 2024. – № 1. – С. 4–8. – Библиогр.: 23 назв.

Рассмотрено совершенствование технологического процесса выплавки стали 110Г13Л с целью повышения механических свойств, улучшения группы качества и эксплуатационной надежности ответственных железнодорожных отливок, а также снижения себестоимости стали. При помощи статистического и регрессионного методов анализов выявлены преимущества комплексного воздействия на металл и совершенствования технологического процесса выплавки стали 110Г13Л с использованием инновационных материалов, разработанных ООО «Металлург» Смоленского отделения ассоциации литейщиков. Отмечено, что основным отличием разработанных материалов является высокая дисперсность, что существенно увеличивает их реакционную способность. Определено, что внедрение разработанных направлений совершенствования технологического процесса выплавки 110Г13Л для ответственных железнодорожных отливок в сочетании с оптимизацией химического состава стали и шлаков позволило значительно увеличить число плавов первой группы качества (с 29 до 71 %).

ПАМЯТИ

Климентия Евгеньевича

БЕЛЯВИНА

1949–2022



25 марта 2024 г. исполнилось бы 75 лет Климентию Евгеньевичу Белявину. Но жизнь распорядилась иначе. 3 января 2022 г. перестало биться сердце замечательного человека, известного ученого в области порошковой металлургии, материаловедения, металлургии, электрофизики, доктора технических наук, профессора.

Климентий Евгеньевич родился в городе Минске в Ворошиловском районе (ныне Советский район) в семье знаменитого белорусского летчика, Героя Советского Союза Белявина Евеля Самуиловича. В жизни Климентия Евгеньевича, как в капле воды, отразилась судьба всего послевоенного поколения, познавшего все тяготы послевоенной разрухи, но и имевшего в юности колоссальные возможности для образования и самореализации. Климентий Евгеньевич этими возможностями успешно воспользовался. Будучи физиком по образованию и призванию, он выбрал научную стезю, по которой прошел путь от рядового инженера до профессора. Окончив в 1971 году физический факультет Белорусского государственного университета, с 1971 года работал стажером-исследователем в Физико-техническом институте АН БССР. С 1973 по 2007 год работал в Государственном НПО порошковой металлургии в должностях инженера, заведующего группой, старшего научного сотрудника, заведующего лабораторией, а с 2003 года по ноябрь 2007 года – заместителем генерального директора. С 2007 года Климентий Евгеньевич возглавил кафедру «Машины и технология обработки металлов давлением» Белорусского национального технического университета, а с 2018 года работал в должности профессора этой же кафедры до конца своих дней.

В 1987 году защитил кандидатскую диссертацию, в 2000 году – докторскую диссертацию, в 2009 году ему присвоено ученое звание профессора.

Белявин К. Е. внес существенный вклад в теорию и практику высокоэнергетических методов формирования металлических порошков. При его непосредственном участии проведены теоретические и экспериментальные исследования получения пористых изделий из порошков тугоплавких металлов методом электроимпульсного прессования, которые широко внедрены в электронике, медицине, биологии и других отраслях техники, впервые в мире полностью разработана и внедрена автоматическая установка электроимпульсного прессования.

Белявиным К. Е. в соавторстве опубликовано более 450 научных работ, 10 монографий и более 60 авторских свидетельств и патентов. В 1997 году в коллективе авторов Белявин К. Е. был удостоен звания лауреата премии Национальной академии наук Республики Беларусь.

Белявин К. Е. принимал участие в работе ряда государственных научно-технических экспертных советов, более 10 лет являлся членом экспертного совета ВАК Республики Беларусь, входил в редколлегии многих авторитетных научных журналов и сборников. Под его руководством подготовлены и успешно защищены докторская и несколько кандидатских диссертаций, почти два десятка магистрантов получили степень магистра технических наук.

Климентий Евгеньевич отличался исключительным трудолюбием и неизменно добрым отношением к людям.

Уход из жизни замечательного, порядочного отзывчивого человека – трагическая и невосполнимая утрата для нас. Память о Климентии Евгеньевиче сохранится в сердцах всех, кто его знал.

От имени редакции журнала «Литье и металлургия», Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь, коллектива кафедры «Машины и технология обработки металлов давлением» приносим глубокие соболезнования родным и близким Климентия Евгеньевича.

О ЖУРНАЛЕ

Ежеквартальный научно-производственный журнал «Литье и металлургия» – единственный, издаваемый на территории Республики Беларусь, профессиональный журнал для ученых, инженеров и производителей, работающих в области литейного и металлургического производств.

Журнал выпускается на русском с аннотацией на английском языке. Распространяется не только в Беларуси, России, но и более чем в 20 странах мира. В течение последних лет он признается одним из лучших в Европе специализированных изданий.

Журнал выпускается в соответствии с требованиями международной системы SCOPUS, которая предусматривает включение статей авторов в мировые справочно-информационные системы баз данных.

Подписаться на журнал можно через редакцию, а также через подписные каталоги:

*РУП «Белпочта», ООО «Прессинформ», ООО «Криэйтив Сервис Бэнд»,
ООО «Екатеринбург-Опт», ООО «Глобалпресс».*

Подписной индекс журнала «Литье и металлургия»:
Ведомственный – 75034 Индивидуальный – 750342

Информация о стоимости размещения рекламы в журнале «Литье и металлургия»

Вид рекламного модуля	Для Республики Беларусь Стоимость в бел. руб. с НДС	Для стран СНГ Стоимость в рос. руб.	Для стран дальнего зарубежья Стоимость в ЕВРО
На обложке (стр. 1, 4), полноцветный	619,66	21 350	700
На обложке (стр. 2, 3), полноцветный	557,69	19 825	650
Внутри журнала (формат 1/1), полноцветный	418,26	13 725	450
Внутри журнала (формат 1/2), полноцветный	209,14	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/1), черно-белый	278,84	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/2), черно-белый	139,42	3 965	130

Размещение рекламы в очередном номере осуществляется
после предварительной оплаты Заказчиком.

Адрес и телефоны редакции:

*Республика Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комн. 8М
тел. (+375-17) 292-74-75, тел/факс (+375-17) 331-11-16.
www.alimrb.by E-mail: limrb@bntu.by, alimrb@tut.by*

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок.

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; аннотация на русском и английском языках (150–200 знаков).

Авторы несут ответственность за направление в редакцию статей, ранее опубликованных или принятых к печати другими изданиями.

По решению редколлегии статьи могут направляться на рецензирование.

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Рукопись предоставляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на страницах формата А4 в одну колонку, без абзацного отступа, шрифт *Times New Roman*, 12 пт, интервал одиночный. Поля не менее 1,5 см, страницы пронумерованы. Электронный вариант должен быть набран в *MS Word*. Электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному.

Для набора сложных формул использовать формульный редактор *MS Word* или *Mathtape*. Набор простых формул и вставку отдельных символов выполнять через меню «Вставка/символ». Верхние и нижние индексы (C^2 , C_2) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный». При наборе греческих символов и математических знаков использовать гарнитуру «*Symbol*» прямым начертанием, латинские буквы набирать курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд, в круглых скобках.

Если в статье встречаются символы специфической гарнитуры, она должна быть предоставлена вместе со статьей.

Правильно набирать «10 °C», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» и знак градуса «°» нулем (0).

Таблицы располагаются в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовки. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки []; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ

Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов в форматах *TIF*, *PSD*, *JPEG* (растровые), *AI*, *EPS*, *CDR* (векторные), а также *PDF*. Цветовая модель *RGB* или *CMYK*, разрешение 300 точек на дюйм (dpi). Цветовая модель *Grayscale* или *Bitmap* (серый или черно-белый), разрешение не менее 600 dpi.

Формат иллюстрации при верно заданном разрешении в dpi должен на 100 процентов

соответствовать формату, с которым она будет печататься. Масштабирования и трансформации в программах ведут к ухудшению качества изображения. Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости изображения. Формат журнала 210 × 297 мм до реза. Если рисунок должен полностью заполнять страницу журнала, то его размер должен быть не менее данного формата. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190 × 277 мм.

Текст на рисунках должен быть набран шрифтом *Arial*, светлый курсив. Размер шрифта должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9 пт). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в *MS Word* и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать.

При преобразовании изображений из цветовой модели *RGB* в *CMYK*, не следует использовать общее количество краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр *Total ink*).

Если около краев изображения имеются практически безцветные области (например, яркие светлые облака или солнечные блики), то рекомендуется заключать все изображение в тонкую технологическую рамку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы (например, тонкие линии толщиной 0,1 мм и меньше) или текст размером менее 8 пт с использованием двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать белым цветом на составном цветном фоне.

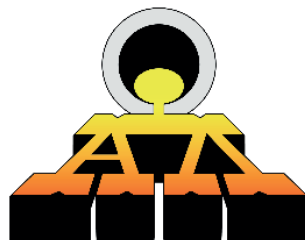
Текстовые блоки в программах векторной графики (*Illustrator*, *CorelDraw*) желательно преобразовать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

ТРЕБОВАНИЯ К РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Реклама внутри журнала – 205 × 290 мм. Реклама на обложке: 1-я стр. – 205 × 225 мм; 4-я стр. – 205 × 280 мм; внутренние страницы обложки – 205 × 290 мм. К указанным размерам нужно добавить по 5 мм с каждой стороны для обрезки. Значимые элементы макета должны располагаться не ближе 5 мм от края страницы (10 мм с учетом отступа для обрезки). Требования к изображениям в рекламных макетах аналогичны требованиям к иллюстрациям в статьях.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются. Возвращение статьи автору на доработку не означает, что она принята к печати.

РОССИЙСКАЯ
АССОЦИАЦИЯ
ЛИТЕЙЩИКОВ
123557, Москва
Пресненский вал, 14
Тел./факс: (499) 130-5696,
E-mail: info@ruscastings.ru
www.ruscastings.ru



RUSSIAN
ASSOCIATION
OF FOUNDRYMEN
Presnenskiy val 14,
Moscow, 123557, RUSSIA
Telefax +7 (499) 130-5696,
E-mail: info@ruscastings.ru
www.ruscastings.ru

ПРИГЛАШЕНИЕ

На XVIII Съезд Литейщиков России, Международную выставку «Литье 2024», Форум Литейщиков стран БРИКС

Общероссийская общественная организации «Российская ассоциация литейщиков» (РАЛ) при поддержке Министерства промышленности и торговли РФ, Министерства промышленности и науки Свердловской области, регионального отделения РАЛ, Союза малого и среднего бизнеса Свердловской области планирует проведение Международного Съезда Литейщиков России, Международной выставки «Литье 2024» и Форума литейщиков стран БРИКС в г. Екатеринбурге с 12 по 14 ноября 2024 г.

Программой Съезда предусмотрено проведение пленарного заседания и секционных заседаний по принципу «Панельная дискуссия» и Форум литейщиков стран БРИКС.

На Съезде предусматривается обсуждение основных современных технологических процессов, оборудования, отливок и сопутствующих материалов, направленных на развитие литейного производства России, в том числе:

- Состояние и перспективы развития литейного производства России.
- Совершенствование условий подготовки и распределения кадров по специальности «Литейное производство».
- Высококачественные стальные отливки и отливки из высокопрочного чугуна с шаровидной и вермикулярной формами графита.
- Высокоточные отливки из цветных сплавов на основе алюминия, магния, титана и специальных сплавов.
- Литейные формы и стержни из песчано-глинистых и химически-твердеющих смесей. Модельно-технологическая оснастка.
- Применение аддитивных технологий в литейном производстве.
- Энергетические, экологические и технико-экономические проблемы строительства новых и реконструкции действующих литейных цехов и заводов.
- Роботизация литейного производства и технологических процессов.
- Совершенствование информационной деятельности по тематике «Литейное производство».

На Форуме литейщиков стран БРИКС предусматривается обсуждение состояния и перспектив развития литейного производства стран БРИКС, в том числе развитие обмена опытом по подготовке специалистов, совершенствование научно-практических связей, литейных технологий, оборудования и сопутствующих материалов.

Программой Форума Литейщиков стран БРИКС (Бразилия, Россия, Индия, Китай, ЮАР) предусматривается прием в Ассоциацию БРИКС новых членов, литейщиков Ирана, Саудовской Аравии, Объединенных Арабских Эмиратов, Египта, Эфиопии.

Основные направления деятельности:

- Ресурсосберегающие технологии в металлургии и литейном производстве
- Комплексные проекты по созданию новых и модернизации действующих литейных предприятий и цехов
- Технологии и оборудование для производства отливок из цветных и железоуглеродистых сплавов
- Технологии и оборудование для производства песчаных стержней
- Смесеприготовительное оборудование
- Формовочное оборудование
- Проектирование и изготовление литейной технологической оснастки
- Мелкосерийное литье



Машина стержневая



Комплекс стержневой



Машина центробежная карусельная



Машина кокильная карусельная



Комплекс кокильный

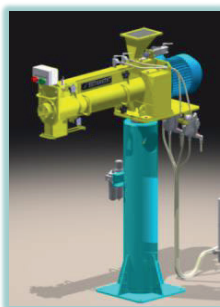


Машина кокильная специальная (наклонная)



Комплекс оборудования для изготовления форм и стержней из ХТС

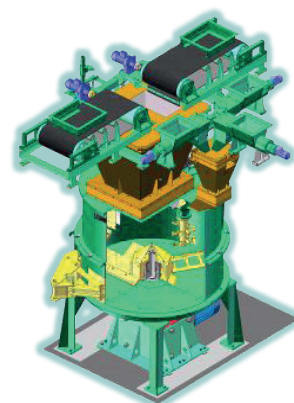
Смесители для приготовления песчано-смоляных смесей



Непрерывного действия



Периодического действия



Комплекс смесеприготовительный

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

Беларусь, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28/2

Тел.: +375 17 341 0822. Факс: +375 17 340 0322

belniilit@belniilit.by; marketing@belniilit.by

www.belniilit.by