

БЕЛОРУССКОМУ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМУ ЗАВОДУ 40 ЛЕТ !

40 лет назад, 15 октября, на Белорусском металлургическом заводе ярко-красным огненным ручьем устремился вперед ослепительный поток. Так зарождалась белорусская сталь. Белорусский металлургический завод – флагман белорусской промышленности с богатой, насыщенной славными событиями историей. Все эти годы БМЗ формировал традиции, оттачивал мастерство, укреплял белорусскую школу металлургов.

Белорусский металлургический завод сегодня – это высокотехнологичное производство, безупречное качество продукции, уникальные разработки и коллектив настоящих профессионалов своего дела. БМЗ по праву относят к числу современных заводов европейского уровня, продукция которого по своим качествам и конкурентоспособности соответствует лучшим мировым образцам.

С момента пуска завода объём выплавки стали составил более 65 млн. тонн. С 1990 по 2023 год БМЗ экспортировал продукцию в 118 стран мира на сумму более 26 млрд. долл. США. За годы существования трудовой коллектив предприятия не раз доказывал, что им по плечу решение задач любого уровня сложности. БМЗ сегодня успешно справляется с поставленными задачами и не останавливается на достигнутом.

Редакционная коллегия журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь от всего сердца поздравляют коллектив предприятия с 40-летием завода. Стальной выдержки и крепкого здоровья! И пусть летопись БМЗ и дальше наполняется новыми и яркими производственными и трудовыми победами!



ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2024 г., №3

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 «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

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
Жецрко 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
Анеликин 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
Кramer Olaf M., 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
Нофал 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. 3

Quartely 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 «BELNILIT», Minsk
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

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

Zhwirko 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

Ивуть Р. Б. (к 75-летию со дня рождения)	8
Садох М. А. (к 60-летию со дня рождения)	9
55 лет кафедре черных и цветных сплавов БНТУ	11

МЕТАЛЛУРГИЯ

Журавлева Е. В., Лазько О. М., Шашков А. Н., Манякин А. Б., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Ремонт раскатных оправок непрерывного стана посредством применения переходников	18
Бондаренко И. А., Володькин П. В., Ковалева И. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Подбор внутренней конструкции гильз кристаллизаторов для разливки непрерывнолитых заготовок диаметром 200 мм	23
Шатовский А. В., Грудницкий О. М., Коноваленко С. В., Ковалева И. А., Ковалев А. А., Морозов В. О., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Раскисление стали карбидом кальция. Влияние присадки карбида кальция на загрязненность стали неметаллическими включениями	29
Фетисов В. П., г. Орел, Россия	
Влияние дисперсности структуры на интенсивность упрочнения при растяжении перлитной стали	35

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Никитин К. В., Дьячков В. Н., Харченко С. В., Юдин Д. М., Юдина К. А., Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия	
Особенности применения SLA-технологии при изготовлении пресс-форм для литья по выплавляемым моделям	37
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А. В., МОУВО «Белорусско-Российский университет»	
Структурная наследственность при литье эвтектических чугунов	41
Немененок Б. М., Шейнерт В. А., Румянцева Г. А., Раков И. П., БНТУ	
Современные технологии переработки оловосодержащих отходов	45
Куликов С. А., ОАО «Минский тракторный завод», Рудницкий Ф. И., БНТУ, Шумидай В. А., ОАО «Минский тракторный завод», Куликов Ю. А., ОАО «Управляющая компания холдинга «Минский моторный завод»	
Управление свойствами стержневых смесей, изготовленных по Cold-box-amine-процессу	51
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А. В., МОУВО «Белорусско-Российский университет»	
Вторичные превращения в структуре серых чугунов	57

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Пантелеенко Ф. И. , БНТУ, Пенчен Жэн , компания Yantai Huaheng Energy Conservation Technology Co., Ltd, г. Яньтай, Китайская Народная Республика	
Прогрессивные технологии лазерной наплавки и газотермического напыления	61
Верещагин М. Н., Кирилюк С. И. , ГГТУ им. П. О. Сухого	
Высокоэнергетическая обработка стальной заготовки с покрытием из высокопрочного аморфного сплава	66
Пилипенко С. В. , Полоцкий государственный университет имени Евфросинии Полоцкой	
Алгоритм оптимизации маршрутов холодной прокатки труб	72
Тумилович М. В., Пеньялоса Овальес Д. И., Бойправ О. В. , БГУИиР	
Радиопоглощающие композиционные материалы и покрытия на основе оксидов алюминия и железа для экранов электромагнитного излучения	80

ЭКОЛОГИЯ

Панасюгин А. С. , БНТУ, Цыганов А. Р., Машерова Н. П. , БГТУ, Павловский Н. Д. , Гродненский государственный медицинский университет, Ломоносов В. А. , ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению»	
Влияние кислотной обработки на адсорбционно-структурные характеристики фильтрующих загрузок, созданных на основе сталеплавильного шлака	87

ДИСКУССИЯ

Стеценко В. Ю. , г. Могилев, Беларусь	
Особенности кристаллизации воды	95
Стеценко В. Ю. , г. Могилев, Беларусь	
О структуре воды	98
Лушпай С. А. , г. Санкт-Петербург, Россия	
О проникновении энергии аэродинамического звукового воздействия в твердый сплав	100
Максименко Г. З. , Ассоциация исследователей, содействующая развитию ДНК-генеологии «Академия ДНК-генеологии», Россия, Улитенок А. О. , г. Могилев, Беларусь	
Кто такие металлурги и литейщики Аркаима?	102
Памяти Ушеренко С. М.	104

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Ivut R. B. (on the 75 th anniversary of his birth)	8
Sadokha M. A. (on the 60 th anniversary of his birth)	9
55 years of the Department of Ferrous and Non-Ferrous Alloys of BNTU	11

METALLURGY

Zhuravleva E. V., Lazko O. M., Shashkov A. N., Manyakin A. B., OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" Repair of mandrels of a continuous mill through the use of adapters	18
Bondarenko I. A., Volodkin P. V., Kovaleva I. A., OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" Selection of internal design of crystallizer sleeves for continuous casting of 200 mm billets	23
Shatovsky A. V., Grudnitskiy O. M., Konovalenko S. V., Kovaleva I. A., Kovalev A. A., Morozov V. O., OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" Deoxidation of steel with calcium carbide. influence of calcium carbide addition on steel contamination by non-metallic inclusions	29
Fetisov V. P., Orel, Russian Federation The influence of structure dispersity on the intensity of hardening during tensile testing of pearlitic steel	35

FOUNDRY

Nikitin K. V., Dyachkov V. N., Kharchenko S. V., Yudin D. M., Yudina K. A., Samara State Technical University, Samara, Russia Features of using SLA-technology in the manufacture of molds for lost wax casting	37
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V., Belarusian-Russian University Structural heredity in the casting of eutectic cast iron	41
Nemenenok B. M., Scheinert V. A., Rumiantsava G. A., Rakov I. G., BNTU Advanced tin recycling technology	45
Kulikov S. A., OJSC "Minsk Tractor Works", Rudnitsky F. I., BNTU, Shumigay V. A., OJSC "Minsk Tractor Works", Kulikov Yu. A., OJSC "Minsk Motor Plant" Holding Managing Company" Control of properties of core mixes manufactured by cold-box-amine- process	51
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V., Belarusian-Russian University Secondary transformations in the structure of grey cast iron	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 12,5. Account. publ. pages 7,9.

Circulation 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.

SCIENCE OF MATERIALS

Panteleyencko F. I. , BNTU, Pencheng Zheng , Yantai Huaheng Energy Conservation Technology Co., Ltd, Yantai, People's Republic of China Progressive technologies of laser surfacing and gas-thermal spraying	61
Vereshchagin M. N. , Kirilyuk S. I. , P. O. Sukhoj Gomel State Technical University High-energy treatment of steel billet with coating from high-strength amorphous alloy	66
Pilipenko S. V. , Euphrosye Polotskaya State University of Polotsk Algorithm for optimization of cold-rolled pipe rolling routes	72
Tumilovich M. V. , Peñalosa Ovalle D. I. , Boiprav O. V. , Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics Radio-absorbing composite materials and coatings based on aluminum and iron oxides for electromagnetic radiation shielding	80

ECOLOGY

Panasyugin A. S. , BNTU, Tsyganov A. R. , Masherova N. P. , Belarusian State Technological University, Pavlovsky N. D. , Grodno State Medical University Grodno, Lomonosov V. A. , State Scientific and Practical Center of the National Academy of Sciences of Belarus for Materials Science The influence of acid treatment on the adsorption-structural characteristics of filtering materials created based on steelmaking slag	87
--	----

DISCUSSION

Stetsenko V. Yu. , Mogilev, Belarus Features of water crystallization	95
Stetsenko V. Yu. , Mogilev, Belarus About the structure of water	98
Lushpai S. A. , St. Petersburg, Russia, On the penetration of energy of aerodynamic sound impact into a hard alloy	100
Maksimenko G. Z. , Association of Researchers Promoting the Development of DNA Geneology "Academy of DNA Geneology", Russia, Ulitenok A. O. , Mogilev, Belarus Who are the metallurgists and foundrymen of Arkaim?	102
In memory of Usherenko S. M.	104

С юбилеем!

Роман Болеславович ИВУТЬ

(к 75-летию со дня рождения)



В августе 2024 г. исполнилось 75 лет со дня рождения заведующего кафедрой «Экономика и логистика» автотракторного факультета Белорусского национального технического университета, члена-корреспондента НАН Беларуси, доктора экономических наук, профессора Романа Болеславовича Ивутья.

В 1972 г. Роман Болеславович окончил автотракторный факультет Белорусского политехнического института по специальности «Автомобили и тракторы». С 1977 г. по настоящее время работает в Белорусском национальном техническом университете, где прошел путь от ассистента до заведующего кафедрой. Работал проректором БГПА. В 1980 г. защитил кандидатскую, а в 1990 г. – докторскую диссертацию. Является членом-корреспондентом Национальной академии наук Беларуси и ведущим ученым в республике по проблемам развития промышленности и транспорта и логистической деятельности.

Благодаря усилиям Романа Болеславовича, направленным на удовлетворение потребностей развивающейся экономики и транспорта Беларуси, в 1995 г. появилось первое определение «логистики», сущность которого раскрыта в учебном пособии, ставшее началом развития логистической отрасли в нашей стране. В 2008 г. в Белорусском национальном техническом университете была создана специальность «транспортная логистика». Долгие годы Р.Б. Ивутья вносит свой весомый вклад в подготовку квалифицированных специалистов для науки и промышленности Отечества.

По инициативе Р.Б. Ивутья создана и развивается научная школа по разработке концепции реформирования транспортного комплекса республики, моделированию процессов управления регламентированным техническим обслуживанием логистической и лизинговой деятельности в различных отраслях экономики страны.

С 2018 по 2023 гг. под руководством Романа Болеславовича защищены 18 диссертаций на соискание ученой степени кандидата и доктора наук (в т.ч. один из ФРГ). В настоящее время он руководит 7 докторантами (два из Узбекистана) и 4 аспирантами (один из Узбекистана).

Профессор Р.Б. Ивутья является признанным авторитетом в области развития транспортно-логистической и лизинговой деятельности в Республике Беларусь. Им опубликовано более 470 научных трудов, включая 19 монографий и около 90 научно-методических пособий. Некоторые научно-методические труды опубликованы за рубежом. Монография «Формирование организационно-экономического механизма управления логистическими системами в дорожном хозяйстве» победила на конкурсе монографий БНТУ в 2008 г., а в 2018 г. за монографию «Экономика предприятий и логистика на транспорте», победившую в конкурсе «Лучшая монография 2018 года», Р.Б. Ивутья удостоен Диплома БНТУ. Указом Президента Республики Беларусь Р.Б. Ивутья награжден в 2009 г. медалью Ф. Скорины.

Ко дню Вашего 75-летия примите самые горячие поздравления и наилучшие пожелания. Желаем Вам радости, неиссякаемой энергии, прекрасного настроения, успехов и оптимизма. Пусть удача и вдохновение будут верными спутниками, Ваши знания, накопленный жизненный опыт и мудрость помогут Вам принимать верные решения в любых ситуациях, а жизнь будет полна приятных мгновений!

Белорусский национальный технический университет

С юбилеем!

Мечислав Антонович САДОХА

(к 60-летию со дня рождения)



21 июня 2024 г. исполнилось 60 лет со дня рождения заведующему кафедрой, кандидату технических наук, доценту Мечиславу Антоновичу Садохе.

После окончания с золотой медалью в 1981 г. Ивьевской средней школы (г. Ивье) поступил в Белорусский политехнический институт на специальность «Машины и технология литейного производства». С тех пор и до настоящего времени трудовая и научная деятельность Мечислава Антоновича непрерывно связана с литейным производством.

В 1986 г. М. А. Садоха с отличием окончил БПИ и начал свою трудовую деятельность инженером в НИИлитавтопроме (ныне ОАО «БЕЛНИИЛИТ»), где прошел путь от инженера до заместителя директора по научной работе.

В 1992 г. М. А. Садоха окончил аспирантуру при БНТУ и ему присвоена ученая степень кандидата технических наук, в 2010 г. – ученое звание доцента по специальности «Металлургия».

Под руководством Мечислава Антоновича разработан ряд технологий и оборудования для литейного производства. Он являлся непосредственным руководителем работ по комплексному оснащению ряда предприятий оборудованием для производства отливок из цветных сплавов и черных металлов и сплавов (ЗАО «Кронтиф», ЗАО ЗЭТО (Российская Федерация), ОАО «Минский моторный завод» и др.).

М. А. Садоха – высококвалифицированный специалист в области производства отливок из цветных металлов и сплавов. Под его руководством выполнен ряд перспективных научно-исследовательских работ в рамках государственных научно-технических программ, направленных на создание новых технологических процессов получения отливок из цветных металлов и сплавов. Так, работа по оснащению Минского моторного завода прогрессивной технологией производства отливок поршней для высокофорсированных дизельных двигателей позволила оснастить новые современные двигатели завода поршнями высокого качества с одновременной существенной экономией расплавленного металла, электроэнергии и значительным увеличением производительности труда. В свою очередь выполнение работы по переходу Минского моторного завода на производство ряда отливок методом самозаполнения (труба впускная, крышка коллектора и т. п.) позволило наряду с возможностью производства конкурентоспособной литейной продукции значительно экономить расход электроэнергии на литье. Совместно с Физико-техническим институтом НАН Беларуси принимал участие в работах по созданию технологии получения поршней с галерейным охлаждением для оснащения дизельных двигателей нового поколения.

На протяжении многих лет (с 2004 г.) М. А. Садоха успешно совмещал работу в ОАО «БЕЛНИИЛИТ» с преподавательской работой в должности доцента кафедры «Машины и технология литейного производства» БНТУ.

С февраля 2020 г. на постоянной основе работает в БНТУ. В начале доцентом кафедры «Машины и технология литейного производства» БНТУ, а с декабря 2023 г. и по настоящее время – заведующий кафедрой «Машины и технология литейного производства».

Помимо преподавательской работы, М. А. Садоха участвует в научно-исследовательской работе БНТУ, в республиканских и международных научно-технических конференциях.

За время работы в БНТУ принимал активное участие в подготовке команды студентов Республики Беларусь к Международному чемпионату по технологической стратегии «Metal Cup 2020. Gold season», который проходил в г. Вэньчжоу (Китай). В результате упорной борьбы команда Беларуси одержала победу и заняла первое место в номинации «Бренд», а в общем зачете – восьмое место в ряду сильнейших команд мира.

На протяжении ряда лет М. А. Садоха готовит студентов и магистрантов БНТУ для участия во Всероссийской студенческой олимпиаде по литейному производству (МИСиС, г. Москва). Студенты и магистранты БНТУ регулярно занимают призовые места на олимпиаде.

Мечислав Антонович является автором более 180 публикаций в области металлургии и литейного производства, в том числе двух монографий, ряда авторских свидетельств на изобретение и патентов.

Награжден Почетной грамотой Совета Министров Республики Беларусь, Почетной грамотой Мингорисполкома, Почетной грамотой Министерства промышленности Республики Беларусь (дважды), Почетной грамотой Государственного комитета по науке и технологиям Республики Беларусь.

Мечислав Антонович, редакция журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов РБ, коллектив кафедры «Машины и технология литейного производства» механико-технологического факультета БНТУ горячо и сердечно поздравляют Вас с юбилеем и желают крепкого здоровья, благополучия в жизни, дальнейших творческих успехов.

*З ваколіц Гродна многа выбітных людзей
Да аднаго з такіх вядзе дарога
Не знойдзеце такога Вы нідзе
А толькі каля БПІ парога.*

*Як інжынер, як кандыдат навук вось тут
На ногі безумоўна тут ен стаў
Прыйшоў на працу у даследчы інстытут
І да пасады намдирэктара дастаў.*

*Як якасна адліўку атрымаць,
Адладзіць тэхналогію ліцця, абсталяванне?
Больші двух дзесяткаў год прыйшлося шчыраваць
Над гэтым што ўвечар, што ўранні.*

*Як у Беларусі, так далека за мяжой
Яго вядомы навуковыя даклады
І слушыныя рэкамендацыі парой
Карысней, чым віціеватыя парады.*

*Прыйшлі, насталі іншыя гады
Цяпер ен роднай кафедры загадчык
І вопыт аддае для інжынераў маладых
Што есць падмога для яго і лепшы як дарадчык.*

*Высокіх Грамат шэраг, узнагарод
За працу шчырую ад роднае краіны
Галоўнае ж для моладзі, як раіць наш народ,
Імкнуцца да такіх як ен яны павінны.*

*На заканчэнне застаецца пажадаць
Здароўя добрага, вязення, дабрабыту,
І моладзі свой вопыт аддаваць
Што многімі гадамі быў здабыты.*

Ад калег па працы. Мінск, 21.06.2024 года

55 ЛЕТ КАФЕДРЕ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ БНТУ

Деятельность кафедры начинается с 1 апреля 1969 г., когда приказом № 593 ректора БПИ П. И. Ящерицына была организована кафедра «Литейное производство черных и цветных металлов» для подготовки инженеров-металлургов по одноименной специальности. Штат кафедры был предусмотрен в количестве шести человек, но первоначально в составе кафедры насчитывалось четыре человека (Д. Н. Худокормов, В. М. Королев, А. М. Галушко и заведующий лабораторией В. Ф. Мищенко). Для работы на кафедре в дальнейшем была приглашена канд. техн. наук, доцент Ольга Филипповна Корякова, проработавшая на кафедре до 1973 г.

После окончания аспирантуры в преподавательскую работу включились Владимир Афанасьевич Бахмат (1969 г.), Валерий Константинович Винокуров (1971 г.), Михаил Николаевич Мартынюк (1970 г.).

Первым заведующим кафедрой «Литейное производство черных и цветных металлов» был д-р техн. наук, профессор Д. Н. Худокормов – фронтовик с опытом производственной, педагогической и научной работы, который возглавлял кафедру на протяжении 24 лет. Д. Н. Худокормов внес достойный вклад в развитие литейного производства Советского Союза, развитие кафедры и БПИ. На протяжении пяти лет работал проректором по научной работе, более 10 лет был членом экспертного совета ВАК СССР, более 20 лет руководил работой специализированного совета по защите докторских и кандидатских диссертаций, подготовил 35 кандидатов и двух докторов технических наук. Был инициатором организации научно-исследовательской работы студентов; создания учебно-научно-производственных объединений МАЗ–БПИ, МТЗ–БПИ; отраслевых научно-исследовательских лабораторий при кафедре. По его инициативе и при непосредственном активном участии в г. Минске был проведен первый съезд литейщиков СССР.

Первый выпуск инженеров на кафедре состоялся в 1971 г., когда выпускались группы 134 и 135. Набор на специальность был объявлен в 1966 г. (за три года до организации кафедры). Среди первых выпускников такие известные люди, как Б. А. Чепыжов, О. А. Белый, А. М. Михальцов, И. В. Дорожко, Ю. П. Шаповалов, И. Ю. Сапонько, А. А. Дульский, М. И. Демин и др.

С первых дней своего существования кафедра ориентировалась на развитие исследований по специальности с привлечением для этих целей студентов 3–5-х курсов. В рамках научного направления в 70-е годы при кафедре создаются две отраслевые научно-исследовательские лаборатории по перспективным металлургическим направлениям литейного производства. Одну из них – ОПИЛ «Прогрессивных процессов плавки высокопрочного чугуна» возглавил канд. техн. наук Семен Наумович Леках, другую – ОПИЛ «Очистка, газовых выбросов литейных цехов» – канд. техн. наук Леонид Ефимович Ровин.

В 1972 г. на кафедру с научно-исследовательской группой переходит канд. техн. наук Владимир Иванович Тутов, создавший и развивавший новое направление в области специальных методов литья – непрерывное литье фасонных заготовок и вскоре защитивший докторскую диссертацию. Перспективность данного направления в дальнейшем привела к созданию научно-исследовательской лаборатории «Прогрессивные технологические процессы производства отливок из черных и цветных сплавов».

В 70–80-е годы к преподавательской работе привлекаются выпускники кафедры Иван Владимирович Дорожко (1973 г.), Болеслав Мечеславович Немененок (1980 г.), Геннадий Витольдович



Лауреат Государственной премии БССР, доктор технических наук, профессор Дмитрий Николаевич Худокормов, заведующий кафедрой «Литейное производство черных и цветных металлов» с 1969 по 1993 гг.

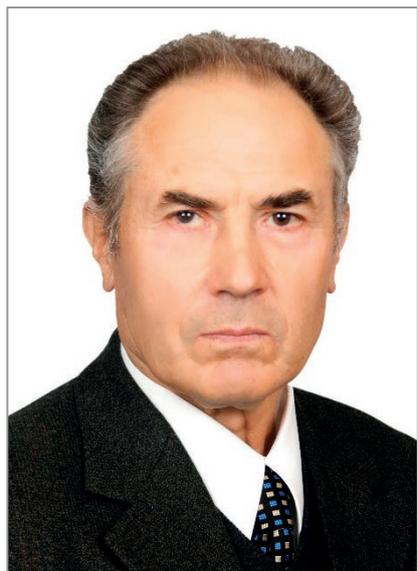
Довнар (1982 г.), Александр Миронович Михальцов (1983 г.). Это приводит к активизации научных исследований по чугунному литью, модифицированию алюминиевых сплавов и совершенствованию технологии литья под высоким давлением.

Из проведенных исследований на кафедре наиболее широко известен технологический процесс получения отливок из алюминиевых сплавов с использованием в шихте вторичных силуминов, внедренный на Минском моторном заводе и Мелитопольском заводе «Авгоцветлит». Основные разработчики данной темы – Д. Н. Худокормов, А. М. Галушко, С. Н. Леках, Б. М. Немененок, Г. В. Довнар, М. И. Стриженков. В 1978 г. работа была отмечена Государственной премией БССР (лауреаты Д. Н. Худокормов и А. М. Галушко).

В 1984 г. группа сотрудников кафедры и лабораторий (В. А. Розум, С. В. Дорожко, А. Г. Слуцкий, Л. Л. Счисленок, В. Л. Трибушевский, Н. И. Бестужев, В. А. Глазков) за работу «Создание эффективных технологических процессов массового производства автотракторных отливок повышенной эксплуатационной надежности» была удостоена премии Ленинского комсомола БССР.

Исследования по разработке высокоэффективных технологических процессов производства ответственного литья из высокопрочного чугуна канд. техн. наук С. Н. Лекаха отмечены премией ВЛКСМ (1984 г.).

Группа исследователей под руководством д-ра техн. наук В. И. Тутова разработала новый способ получения машиностроительных заготовок методом непрерывного литья с использованием песчаных стержней, который был отмечен премией Совета Министров СССР (1984 г.).



Кандидат технических наук, профессор
Валентин Михайлович Королев,
заведующий кафедрой
«Металлургия литейных сплавов»
с 1993 по 1999 гг.

В 1993 г. кафедру возглавляет профессор В. М. Королев и она реорганизуется в кафедру «Металлургия литейных сплавов» (МЛС). Работая на кафедре со дня ее основания и до последнего дня жизни, профессор В. М. Королев был эталоном научного работника и педагога. На протяжении 23 лет трудовая деятельность В. М. Королева была непосредственно связана с руководством факультетом сначала в должности заместителя декана, а с июня 1985 по июль 2003 г. – декана факультета. За этот период раскрылся многогранный талант умелого и требовательного организатора, грамотного и отзывчивого педагога, известного ученого. Свою административную деятельность В. М. Королев успешно сочетал с преподаванием, научно-исследовательской и общественной работой. Подготовил четырех кандидатов технических наук. В должности заведующего кафедрой (по совместительству) В. М. Королев проработал до 1999 г., а в дальнейшем был профессором кафедры.

Много сил В. М. Королев потратил, чтобы отстоять право на жизнь УНПЦ «Метолит» (ныне – Технопарк БНТУ «Политехник»).

Кафедра помнит и Михаила Николаевича Мартынюка – активного и коммуникабельного преподавателя, бывшего партгрупорга кафедры, долгое время работавшего заместителем декана по науке.

До 2009 г. проработал на кафедре лауреат Государственной премии БССР, канд. техн. наук, профессор Анатолий Маркович Галушко (умер в августе 2017 г.). Он запомнился прежде всего как талантливый преподаватель и результативный научный работник.

В 1999 г. на должность заведующего кафедрой избирается доцент Б. М. Немененок, защитивший докторскую диссертацию в 1999 г., который руководит кафедрой до настоящего времени. Для педагогической работы привлекаются молодые кандидаты наук – Александр Павлович Бежок и Сергей Петрович Задрецкий, окончившие кафедру с отличием и оставленные при ней в аспирантуру. Одновременно открывается набор студентов на специализацию «Охрана окружающей среды в металлургическом производстве» и завязываются более тесные контакты с Белорусским металлургическим заводом.

В 2000 г. создается учебно-научно-производственное объединение БГПА–БМЗ и открывается подготовка инженеров-металлургов по специализации «Электросталлургия черных и цветных сплавов». В это время для работы на кафедре приглашается канд. техн. наук, доцент Игорь Владимирович Рафальский, специализирующийся в области САПР и информатики.

В связи с уходом на пенсию Д.Н. Худокормова, переходом на другую работу В.И. Дорожко, выездом в США С.Н. Лекаха и смертью В.И. Тутова, М.Н. Мартынюка, В.М. Королева к преподавательской работе привлекаются выпускники кафедры, канд. техн. наук А.Г. Слуцкий, А.А. Андриц, В.А. Розум, К.Э. Барановский.

С целью совершенствования процесса обучения будущих специалистов в 2008 г. на базе УП «Белцветмет» организован филиал кафедры «Металлургия литейных сплавов».

Для дальнейшего развития металлургической отрасли страны, совершенствования системы подготовки инженерных кадров для промышленного комплекса Республики Беларусь и укрепления научно-технических связей науки с производством в мае 2000 г. была создана кафедра «Металлургические технологии» (МТ) в рамках учебно-научно-производственного объединения «БГПА–РУП «БМЗ». Фундаментом кафедры явились достижения Комплексной научно-производственной лаборатории «Проблемы металлургического производства», созданной в 1988 г. совместным приказом Министерства черной металлургии СССР, Академии наук БССР и Белорусского политехнического института. Возглавил кафедру д-р техн. наук, профессор В.И. Тимошпольский, а первыми преподавателями стали канд. техн. наук, доцент И.А. Трусова, С.М. Кабишов, Г.А. Климович и специалисты БМЗ (д-р. техн. наук А.Б. Стеблов, канд. техн. наук В.В. Филиппов).

За время существования кафедры ею руководили: д-р техн. наук, профессор В.И. Тимошпольский (2000–2008 гг.); д-р техн. наук, профессор И.А. Трусова (2008–2017 гг.).

Основное направление научно-исследовательской деятельности ученых и специалистов кафедры и лаборатории – модернизация металлургического и машиностроительного комплекса, разработка ресурсо- и энергосберегающих металлургических технологий (выплавка и внепечная обработка стали в агрегатах высшего технического уровня; технологии нагрева и термообработки стали в печах различного конструктивного оформления в линиях прокатных станков; оптимизация теплотехнических процессов; математическое моделирование высокотемпературных металлургических процессов).

Для промышленного комплекса страны кафедрой «Металлургические технологии» подготовлено более 600 специалистов и 25 магистров.

Разработки сотрудников лаборатории и кафедры отмечены премией ЛКСМБ в 1988 г. (В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, Д.Г. Седяко). За цикл научных работ «Теория высокотемпературных энерго- и ресурсосберегающих технологических процессов в машиностроении и металлургии» В.И. Тимошпольский и И.А. Трусова удостоены Государственной премии Республики Беларусь (1998 г.). За научные разработки В.И. Тимошпольский награжден орденом Почета (2001 г.), Золотой медалью им. М.В. Ломоносова (2003 г.), присуждена премия Национальной академии наук Беларуси (2001 г.), премия Национальной академии наук Беларуси им. академика А.В. Лыкова (2005 г.), почетное звание «Заслуженный деятель науки Республики Беларусь».

Трудовые и научные заслуги И.А. Трусовой отмечены медалью «За трудовые заслуги» (2001 г.), почетным званием «Заслуженный деятель науки Республики Беларусь» (2007 г.), премией Национальной академии наук Беларуси им. академика А.В. Лыкова (2005 г.).

В связи с уменьшением учебной нагрузки и штатного состава кафедры в 2017 г. остро стала проблема оптимизации состава малочисленных кафедр. С 30 июня 2017 г. кафедра «МЛС»



Доктор технических наук, профессор
Болеслав Мечеславович Немененок,
заведующий кафедрой «Металлургия
черных и цветных сплавов»
с 1999 г. по настоящее время

и «МТ» объединились под общим названием «Металлургия черных и цветных сплавов» («МЧиЦС»). В настоящее время на кафедре 10 преподавателей, в том числе два д-ра техн. наук, профессора и восемь канд. техн. наук, доцентов.

В составе учебно-вспомогательного персонала кафедры семь человек, все имеют высшее образование.

При кафедре функционирует НИИЛ «Литейные технологии», которую возглавляет канд. техн. наук Л. П. Долгий.

За время существования кафедры ею подготовлены четыре доктора технических наук (В. И. Тутов, Ри Хосен, С. Н. Леках, Б. М. Немененок), три доктора философии (Гоги Махендрат, Чон Зон Нам, Син Ен Чер), 54 кандидата технических наук, 80 магистров, 2015 инженеров (в том числе 39 специалистов для 11 иностранных государств).

С 2023 г. кафедра проводит подготовку инженеров-бакалавров по специальности 6–05–0714–01 «Технологии высокотемпературной обработки металлов» с профилизациями «Компьютерное проектирование литейных и металлургических процессов» и «Инжиниринг технологических процессов в металлургическом производстве». Подготовка магистров реализуется по специальности 7–06–0714–01 «Инновационные технологии в металлургии», а научных кадров высшей квалификации – по специальностям 05.16.02 «Металлургия черных, цветных и редких металлов» и 05.16.04 «Литейное производство». С Республикой Узбекистан разработаны совместные образовательные программы по подготовке специалистов с общим и углубленным высшим образованием.

В настоящее время на кафедре получают общее высшее образование 15 иностранных студентов.

Основное научное направление кафедры связано с ресурсосберегающими и малоотходными технологиями получения отливок ответственного назначения из сплавов черных и цветных металлов и сплавов, разработкой экологически чистых технологий рафинирования и модифицирования литейных сплавов, рециклингом отходов цветных металлов и сплавов, синтезом литейных композиционных сплавов с использованием неметаллических материалов, разработкой новых препаратов для внепечной обработки стали, созданием систем контроля качества отливок после модифицирующей обработки расплава.

Работу кафедры можно оценивать по успеху ее выпускников, которые работают в различных сферах народного хозяйства Республики Беларусь и за рубежом.

Руководители предприятий и организаций:

В. Р. Кашлей – директор Лидского литейно-механического завода;

Као Ван Тхи – канд. техн. наук, зам. директора ООО «Завод27» (Вьетнам);

Д. А. Конопацкий – директор Института повышения квалификации и переподготовки кадров по новым направлениям развития техники, технологии и экономики БНТУ;

В. П. Луценко – зам. директора ОАО «Белцветмет»;

С. А. Лукашенко – зам. генерального директора ОАО «Вторчермет»;

А. З. Михайловский – директор завода станкопринадлежностей (г. Барановичи);

М. М. Мятликов – председатель Торгово-промышленной палаты Республики Беларусь;

С. Л. Римосhevский – директор ОАО «БЕЛНИИЛИТ»;

Р. Э. Трубицкий – канд. техн. наук, генеральный директор холдинга «Лидсельмаш»;

Фам Ван Фа – полковник, директор завода (Вьетнам);

М. Г. Цыценья – директор завода «Универсал-Лит», г. Солигорск;

Н. Н. Сергиеня – главный металлург ЗАО «АТЛАНТ»;

Г. В. Комиссаров – главный металлург ОАО «Могилевлифтмаш»;

Я. В. Волосевич – главный металлург ПУП «Цветмет».

Директора и главные инженеры фирм:

С. П. Задруцкий, канд. техн. наук, С. П. Королев, канд. техн. наук, В. Л. Трибушевский, канд. техн. наук, Д. А. Худокормов, канд. техн. наук, А. А. Андриц, канд. техн. наук Н. А. Бестужев; В. М. Михайловский, А. М. Беседин, А. Н. Якута, И. А. Храмченков, А. А. Маевский, В. Г. Жолнеркевич, С. И. Рыбина, С. В. Пилипович, Л. Н. Буд-Гусаим.

Начальники отделов, цехов:

А. В. Фатеев, А. А. Сошенко, О. Г. Наливайко, В. С. Путеев, С. В. Червинский, В. А. Савицкий.

Преподаватели:

А. В. Арабей, К. Э. Барановский, А. В. Бежок, А. М. Михальцов, Г. В. Довнар, А. Г. Слуцкий, А. А. Пивоварчик, В. А. Калиниченко, С. В. Коренюгин, И. В. Дорожко, С. В. Дорожко, В. А. Розум, С. В. Марцева, Н. В. Шкинъ, В. А. Сидоров.

Работники министерств Республики Беларусь:

В. И. Шилак, В. В. Гралько, Т. Л. Молчанова.

Научные работники:

В. И. Глуховский, Л. П. Долгий, В. А. Шейнерт, Л. В. Трибушевский, Д. А. Волков.

Находятся на заслуженном отдыхе ветераны труда:

Г. В. Павлович, Б. А. Чепыжов, Е. С. Амелянчик, В. И. Коршак, С. В. Киселев.

К сожалению, ушли из жизни наши выпускники, внесшие достойный вклад в развитие металлургии и литейного производства Республики Беларусь: канд. техн. наук О. А. Белый, Ю. П. Шаповалов, канд. техн. наук М. И. Демин, А. М. Скибарь, Е. Г. Шварц, А. И. Турок, Н. Н. Силко, В. Е. Мураев, канд. техн. наук М. И. Стриженков, канд. техн. наук А. Е. Шишкин.

Сотни выпускников кафедры честно трудятся мастерами, технологами, конструкторами, начальниками бюро на различных предприятиях Республики Беларусь и СНГ, а также в странах дальнего зарубежья.

На кафедре имеются все условия для активной научно-исследовательской работы, обучения в магистратуре и аспирантуре. Ряд студентов проводят свои исследования по грантам Министерства образования Республики Беларусь, участвуют в международных конференциях и выставках, выполнении хоздоговорных и госбюджетных тем, публикуют результаты своих исследований в научных журналах и сборниках, являются лауреатами республиканских и международных конкурсов студенческих научно-исследовательских работ.

Ждем на кафедре новых студентов, которые продолжат славные традиции кафедры.

*Материал подготовили
Г. В. Довнар, Б. М. Немененок*

К 100-летию со дня рождения

Дмитрий Николаевич ХУДОКОРМОВ



В 2024 году исполняется 100 лет со дня рождения известного ученого в области литейного производства, лауреата Государственной премии БССР, Заслуженного деятеля науки Республики Беларусь, доктора технических наук, профессора Дмитрия Николаевича Худокормова.

Дмитрий Николаевич Худокормов родился 28 августа 1924 года в с. Звягино Московской области в семье служащих.

После окончания средней школы в 1942 году поступил в Челябинский институт механизации сельского хозяйства. Досрочно сдал сессию за первый семестр, добровольцем уходит в армию. В этом же году Дмитрий Николаевич становится курсантом пехотного училища и после окончания в 1943 году участвует в боевых действиях на фронтах Великой Отечественной войны. После демобилизации в ноябре 1945 года из армии Д. Н. Худокормов поступает в Челябинский механико-машиностроительный институт, а в 1947 году переводится в Московский автомеханический институт (МАМИ), который заканчивает с отличием в 1950 году по специальности «Машины и технология литейного производства». Свою трудовую деятельность Дмитрий Николаевич начал в 1950 году на Челябинском заводе имени Серго Орджоникидзе, где проработал четыре года мастером, старшим мастером, затем заместителем главного металлурга и начальником отдела технического контроля.

В 1955 году Дмитрий Николаевич поступает в аспирантуру МАМИ и в июне 1957 года после успешной защиты диссертации ему присуждается ученая степень кандидата технических наук.

С 1957 года он работает доцентом кафедры «Металловедение и литейное производство», а с 1958 по 1960 годы – деканом металлургического факультета Челябинского политехнического института. В декабре 1960 года по состоянию здоровья жены и сына, а также по рекомендации врачей переезжает с семьей в г. Минск. С этого времени научная и педагогическая деятельность Д. Н. Худокормова связана с Республикой Беларусь. До 1963 года он работает начальником металлургической лаборатории Минского филиала НИИТавтопрома, а затем в Белорусском политехническом институте, где прошел путь от старшего преподавателя кафедры «Технология металлов» до заведующего кафедрой «Литейное производство черных и цветных металлов» (ныне «Металлургия черных и цветных сплавов») и проректора института по научной работе. В июне 1968 года Дмитрию Николаевичу присуждается ученая степень доктора технических наук, а в апреле 1969 года присваивается ученое звание профессора. Первого апреля 1969 года им организуется кафедра «Литейное производство черных и цветных металлов», которую он возглавлял в течение 24 лет, а потом работал в должности профессора кафедры еще 14 лет. За этот период им была проделана большая работа по созданию высококвалифицированного научно-педагогического коллектива, организации учебно-воспитательного процесса, научных исследований, совершенствованию методики преподавания. В течение пяти лет Дмитрий Николаевич работал проректором института по научной работе, более 10 лет был членом экспертного совета ВАК СССР, более 20 лет председателем специализированного совета по защите докторских и кандидатских диссертаций. Им опубликованы монография, учебное пособие, свыше 340 научных статей и авторских свидетельств на изобретения, подготовлено 35 кандидатов и 2 доктора технических наук.

Дмитрий Николаевич Худокормов был инициатором проведения в г. Минске первого съезда литейщиков СССР, организации учебно-научно-производственных объединений МАЗ – БПИ и МТЗ – БПИ, создания при кафедре двух отраслевых научно-исследовательских лабораторий от Министерства тракторного и сельскохозяйственного машиностроения, введения в учебные планы обязательной научно-исследовательской работы студентов.

В 1978 году Д. Н. Худокормов был удостоен Государственной премии БССР. К сожалению, 6 октября 2012 года после непродолжительной болезни Дмитрий Николаевич ушел из жизни.

Широкую известность и признание получили работы, выполненные Д. Н. Худокормовым и его учениками по микролегированию чугунов и цветных сплавов, по защите воздушного бассейна от выбросов плавильных агрегатов и стержневого оборудования, исследования по использованию металлизированных окатышей, в том числе из руд белорусских месторождений, для производства отливок из высокопрочного чугуна и стали.

Большой популярностью у ученых и инженерно-технических работников пользуются книги Дмитрия Николаевича «Роль примесей в процессе графитизации чугуна» и «Производство отливок из чугуна». Его ученики успешно трудятся на различных должностях в Республике Беларусь, Российской Федерации, Украине, странах дальнего зарубежья.

Боевые и трудовые заслуги Дмитрия Николаевича Худокормова отмечены орденами Красной Звезды, Отечественной войны I степени, Трудового Красного Знамени, рядом боевых и юбилейных медалей, двумя Почетными грамотами Президиума Верховного Совета БССР, Почетными грамотами МВО СССР, БССР, БНТУ.

Светлая память о Дмитрии Николаевиче навсегда останется в сердцах его бывших коллег, знавших его специалистов литейного производства и многочисленных учеников.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-18-22>
УДК 669

Поступила 30.07.2024
Received 30.07.2024

РЕМОНТ РАСКАТНЫХ ОПРАВОК НЕПРЕРЫВНОГО СТАНА ПОСРЕДСТВОМ ПРИМЕНЕНИЯ ПЕРЕХОДНИКОВ

Е. В. ЖУРАВЛЕВА, О. М. ЛАЗЬКО, А. Н. ШАШКОВ, А. Б. МАНЯКИН,

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,

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

В статье описан ремонт раскатных оправок, используемых на стане непрерывного типа PQF, посредством применения переходников, изготовленных из заготовок. В качестве заготовок используются вышедшие из работы хвостовики. Процесс ремонта раскатных оправок позволяет применять оправку в дальнейшей работе до окончательной переточки в последний размерный ряд диаметра оправки.

Технологический процесс ремонта начинается с обточки поверхности оправки до требуемого размера, шлифовки поверхности, процесса обрезки задней части оправки, включая место резьбового соединения. После проведения обрезки хвостовой части производится замещение хвостового участка на изготовленный в собственных условиях переходник. Переходник – деталь с нарезанной мелкой конической резьбой с одной стороны, которая предназначена для соединения с оправкой, и с другой стороны с внутренней резьбой, которая служит для соединения задней части оправки с хвостовиком.

Представленная технология позволит снизить количество затрат на покупку нового сменного инструмента посредством увеличения жизненного цикла оправки, уменьшит количество пришедших в негодность оправок путем реставрации хвостовой части.

Ключевые слова. Оправка непрерывного стана, хвостовая часть оправки, восстановление раскатных оправок.

Для цитирования. Журавлева, Е. В. Ремонт раскатных оправок непрерывного стана посредством применения переходников / Е. В. Журавлева, О. М. Лазько, А. Н. Шашков, А. Б. Манякин // *Литье и металлургия*. 2024. № 3. С. 18–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-18-22>.

REPAIR OF MANDRELS OF A CONTINUOUS MILL THROUGH THE USE OF ADAPTERS

E. V. ZHURAVLEVA, O. M. LAZKO, A. N. SHASHKOV, A. B. MANYAKIN,

OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”,

Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: engt.icm@bmz.gomel.by

The article describes the repair of mandrels used on a continuous type PQF mill by using adapters made from billets. The starting materials are the tailstocks that have been taken out of service.

The process of repairing the mandrels allows the mandrel to be used in further work until the final regrinding to the last size range of the mandrel diameter.

The technological process of repair begins with turning the surface of the mandrel to the required size, grinding the surface, the process of cutting off the rear part of the mandrel, including the threaded connection. After the tailstock part has been cut off, the tailstock section is replaced with a transition piece manufactured in-house. The adapter is a part with a fine tapered thread on one side, which is intended for connection to the mandrel, and with an internal thread on the other side, which serves to connect the rear part of the mandrel to the tailstock.

The provided technology will reduce the cost of purchasing new replacement tools by increasing the life cycle of the mandrel, and will reduce the number of mandrels that have become unusable by restoring the tailstock part.

Keywords. Continuous mill mandrel, mandrel tailstock, restoration of rolling mandrels.

For citation. Zhuravleva E. V., Lazko O. M., Shashkov A. N., Manyakin A. B. Repair of mandrels of a continuous mill through the use of adapters. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 3, pp. 18–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-18-22>.

Раскатные оправки играют роль основного деформирующего инструмента при формировании заданной толщины стенки и внутренней поверхности трубы на раскатном стане непрерывного типа PQF. Оправка представляет собой длинномерную деталь, состоящую из рабочей части, непосредственно контактирующую с горячим металлом в очаге деформации и хвостовой части.

Хвостовая часть предназначена для удержания оправки в процессе прокатки, соединяется с рабочей частью при помощи конусного резьбового соединения. В отличие от рабочей части не контактирует с горячим металлом.

В процессе производства оправка подается в разогретую гильзу и далее происходит процесс раскатки гильзы на оправке в раскатном стане непрерывного типа.

Рабочие части оправок эксплуатируются в тяжелых условиях (рис. 1): большие удельные усилия металла на рабочей поверхности оправки – до 300 МПа, значительные скорости скольжения металла по оправке, сложные условия трения между металлом и оправкой, высокие температуры, диапазон которых варьируется от 1040 до 1130 °С [1].



Рис. 1. Условия работы оправки в очаге деформации

После пройденного этапа производства и выполнения основной задачи – формирования заданной толщины стенки и внутренней поверхности трубы, оправка подвергается охлаждению перед следующим циклом работы. Примерно после 150 циклов хромовое покрытие приходит в негодность и на поверхности оправки начинают появляться следы износа и дефекты (рис. 2).



Рис. 2. Дефекты на наружной поверхности раскатной оправки диаметром 116,1 мм после 175 проходов

По мере увеличения глубины и количества дефектов состояние поверхности оправки начинает негативно отражаться на качестве поверхности готовых труб – появляются дефекты в виде рисок, морщин, продиров, что не допускается требованиями большинства стандартов. После появления подобных дефектов оправка должна выводиться из работы и подвергаться ремонту.

Все перечисленные выше факторы предъявляют повышенные требования к качеству изготовления и износостойкости оправок. В качестве материала для их изготовления используют жаропрочную, инструментальную сталь марок 4X5MФ1С, 15X3ГНМ, 30X3МФ, 35ХН2Ф либо аналог. Оправки производятся на специализированных заводах. Технология их изготовления включает в себя выплавку и разливку в слитки, ковку, ультразвуковой контроль, токарную обработку, проведение термообработки в виде объемной закалки в масле, шлифовку, нанесение хромового покрытия толщиной 0,45–0,55 мм

с твердостью 60–62 HRC, что вызывает высокую стоимость раскатной оправки, которая может составлять от 4 до 12 тыс. евро. Затраты на раскатные оправки могут достигать до 15% от стоимости трубного передела. Кроме того, специализированные заводы, занимающиеся изготовлением оправок, располагаются в Западной Европе и Китае, что существенно отражается на логистике и сроках их поставки. Таким образом, увеличение продолжительности службы оправок, помимо экономических, позволяет решить целый ряд сугубо производственных задач [2]. Задача увеличения их стойкости всегда остро стояла перед специалистами трубопрокатного цеха. Решение данной задачи можно осуществить по следующим направлениям:

- а) повышение стойкости оправок к износу в процессе их эксплуатации в межремонтный период;
- б) продление общего срока службы оправки путем увеличения количества восстановительных ремонтов.

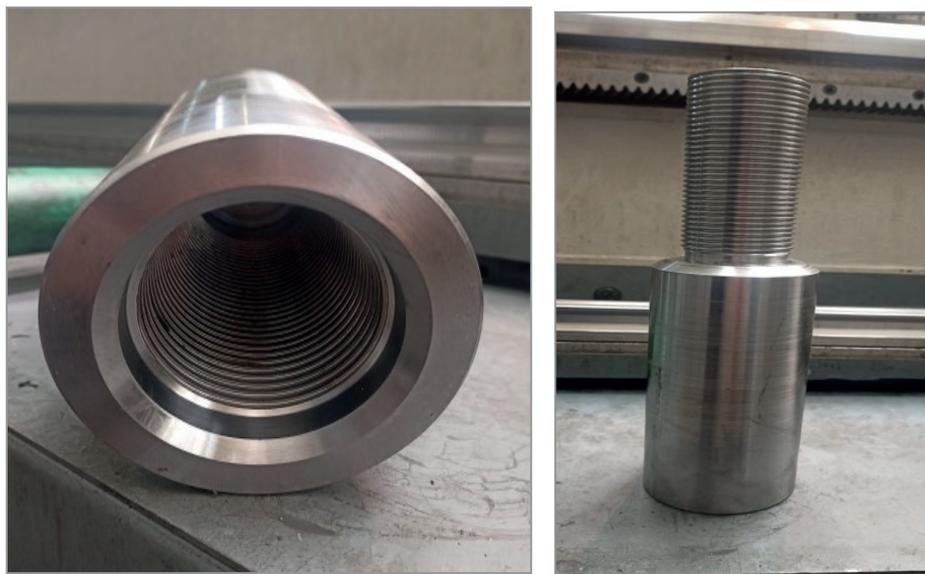
Если первая задача решается путем внедрения организационно-технологических мероприятий, то вторая требует проведения ремонтных операций.

Для проведения ремонта оправок в трубопрокатном цехе имеются необходимый перечень оборудования, а также технология, предоставленная поставщиком оборудования [3]. Переточка производится на бесцентрово-шлифовальном станке, далее следует шлифовка и нанесение гальваническим способом хромового покрытия. Однако при таком технологическом процессе после нескольких переточек оправка назначается в окончательный брак, так как проводить дальнейшую токарную обработку не позволяет диаметр внутренней конической резьбы.

Например, переточить оправку диаметром 137,5 мм для проката из заготовки диаметром 200 мм в диаметр 117,9 мм для проката из заготовки диаметром 140 мм не представляется возможным, так как из-за большого диаметра резьбового отверстия остаточная стенка оправки может не выдержать действующих на излом напряжений в процессе прокатки.

Для существенного увеличения ресурса оправок была разработана технология ремонта при помощи переходников, применение которых с отверстием под резьбу необходимого диаметра позволяет решить указанную выше проблему. Технологический процесс ремонта раскатной оправки включает в себя транспортировку оправки на токарный станок, закрепление оправки кулачком и выставление люнетов, удаление задней части оправки с резьбой методом отрезки, высверливание отверстия требуемого диаметра, растачивание отверстия под размер будущей резьбы, нарезка резьбы, скручивание готового переходника с задней частью раскатной оправки.

Необходимым элементом процесса также является изготовление самого переходника (рис. 3, а, б).



а

б

Рис. 3. Внешний вид (а, б) переходника

Процесс изготовления переходника достаточно простой. Он изготавливается на токарном станке из заготовки. В качестве заготовки применяются вышедшие из работы хвостовики. Сталь для хвостовика 36Х2Н2МФА конструкционная, высококачественная, хромникельмолибденовая обладает достаточной

прочностью и полностью подходит для изготовления нужной детали. Заготовку отрезают, торцуют, нарезают резьбу с одной стороны М65 и с другой – мелкую коническую резьбу для соединения с оправкой. Далее изготовленный переходник передается в линию хромирования и фосфатирования. При фосфатировании переходник накручивается на оправку, а затем на хвостовик. Накрученный переходник на оправку показан на рис. 4.

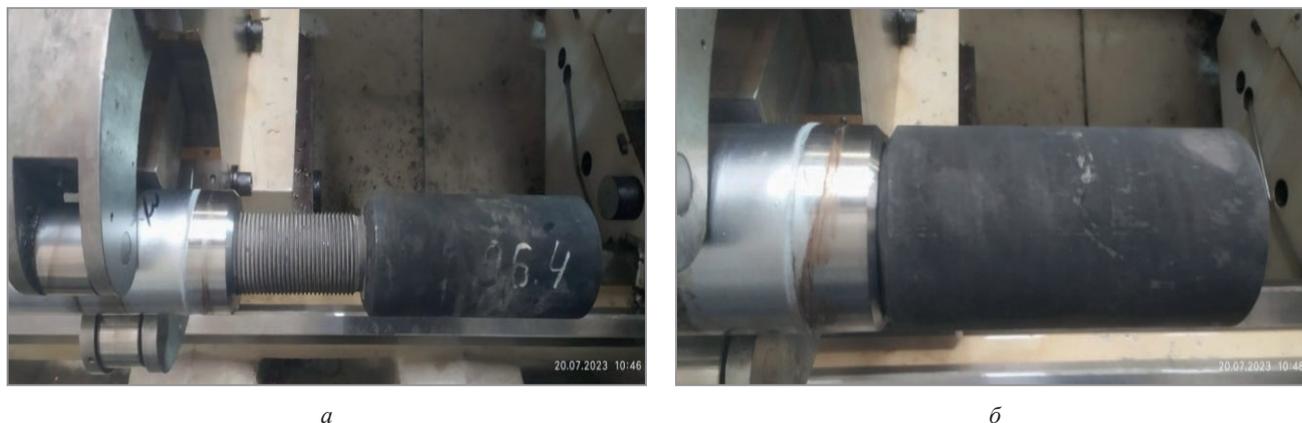


Рис. 4. Внешний вид готовой детали (а, б)

Одно из преимуществ ремонта оправок с применением переходников состоит в том, что из одного негодного хвостовика длиной 4800 мм можно изготовить 12 переходников длиной 360 мм, в последующем это позволит произвести восстановление 12 раскатных оправок.

При использовании метода восстановления раскатных оправок при помощи вставок в процессе проката могут возникнуть определенные сложности в работе, например, раскручивание вставочной части от основной части оправки. В этом случае возможно отсоединение рабочей части оправки и дальнейшее ее попадание в калибр стана извлекателя. Подобная ситуация приведет к аварийным ремонтам и незапланированным простоям. Для исключения ряда таких ситуаций вставочная часть фиксируется к рабочей части оправки сваркой. Непосредственно после изготовления вставочной части производится проверка резьбового соединения специальным калибром. Ориентировочный результат от применения ремонта с помощью переходников можно рассчитать следующим образом.

Например. В цехе имеется 80 раскатных оправок диаметром 137,5–147,7 мм, не пригодных для дальнейшей эксплуатации по причине достижения минимального диаметра либо не востребованности, прошедших в среднем по 3 переточки, и имеющих среднюю стойкость между переточками ≈ 587 проходов, общий жизненный цикл которых составил:

$$80 \cdot 587 \cdot 3 = 140\,880 \text{ проходов.}$$

Если произвести ремонт оправок путем применения переходников и последующей переточки в диаметр 105,4–116,1 мм, новый жизненный цикл оправки составит 3 переточки с последующей межремонтной стойкостью 288 проходов. Таким образом, суммарное число проходов составит:

$$80 \cdot 288 \cdot 3 = 69\,120 \text{ проходов.}$$

С учетом массы одного раската примерно 0,3 т это позволит дополнительно произвести 20 736 т труб. В процентном отношении эксплуатационный период увеличится на 49% от общей стойкости оправок.

Выводы

В результате внедрения технологии восстановления раскатных оправок с применением переходников достигнуто:

1. Снижение затрат с последующей экономией на применяемый в процессе проката труб сменный инструмент путем увеличения жизненного цикла раскатной оправки.
2. Значительное уменьшение количества пришедших в негодность оправок, получаемое путем реставрации задней части оправки.
3. Применение данной технологии позволяет увеличить срок службы примерно в 1,5 раза и снизить себестоимость трубной продукции на 4,37%.

ЛИТЕРАТУРА

1. Модернизация системы охлаждения оправок непрерывного стана PQF в условиях АО «Тагмет» / И. Т. Билан [и др.] // *Металлург.* – 2022. – № 7. – С. 97–100.
2. **Товстелева, А. И.** Техничко-экономические преимущества использования раскатных оправок, изготовленных из кованой заготовки, при прокатке на непрерывном стане с контролируемо-перемещаемой оправкой / А. И. Товстелева // *Литье и металлургия.* – 2021. – № 4. – С. 55–58.
3. **Щеглов, А. Г.** Технология восстановления раскатных оправок непрерывного стана PQF в трубопрокатном цехе ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / А. Г. Щеглов // *Литье и металлургия.* – 2013. – № 2. – С. 72–74.

REFERENCES

1. **Bilan I. T., Romantsev B. A., Belonozhko S. S., Mescheryachenko A. A., Trubnikov K. V., Baylov M. P.** Modernizaciya sistemy ohlazhdeniya opravok nepreryvnogo stana PQF v usloviyah AO «Tagmet» [Modernization of cooling system for mandrels of continuous rolling mill PQF in conditions of JSC TAGMET]. *Metallurg = Metallurgist*, 2022, no. 7, pp. 97–100.
2. **Tovsteleva A. I.** Tekhniko-ekonomicheskie preimushchestva ispol'zovaniya raskatnyh opravok, izgotovlennyh iz kovanoj zagotovki, pri prokatke na nepreryvnom stane s kontroliruemo-peremeshchajemoj opravkoj [Technical and economic advantages of using elongating mandrel made of forged blank when rolling on a continuous mill with a controlled-movable mandrel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 55–58.
3. **Shcheglov A. G.** Tekhnologiya vosstanovleniya raskatnyh opravok nepreryvnogo stana PQF v truboprokatnom cekhe ОАО «БМЗ – upravlyayushchaya kompaniya holdinga “БМК” [Technology for restoring rolling mandrels of a continuous PQF mill in the pipe rolling shop of OJSC “BSW” – Management Company of Holding “BMK”]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 72–74.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-23-28>
УДК 669

Поступила 30.07.2024
Received 30.07.2024

ПОДБОР ВНУТРЕННЕЙ КОНСТРУКЦИИ ГИЛЬЗ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ ДЛЯ РАЗЛИВКИ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ДИАМЕТРОМ 200 ММ

И. А. БОНДАРЕНКО, П. В. ВОЛОДЬКИН, И. А. КОВАЛЕВА,

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,

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

Кристаллизатор – самый ответственный и наиболее важный функциональный узел машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Он является основным технологическим узлом МНЛЗ, агрегатом для отвода теплоты при кристаллизации затвердевающего металла и формировании слитка. Основное требование к кристаллизатору – обеспечить максимальный теплоотвод от затвердевающей стали к охлаждающей воде и получить на выходе из кристаллизатора прочную оболочку слитка с хорошей поверхностью, которая не разрушалась бы под действием тепла жидкой фазы и ферростатического давления. При проведении реконструкции МНЛЗ компанией-подрядчиком были разработаны чертежи кристаллизаторов и гильз кристаллизаторов с двухконусной внутренней геометрией для разлива непрерывнолитых заготовок диаметром 200 мм. Непрерывнолитая заготовка диаметром 200 мм является заготовкой для производства горячекатаных стальных бесшовных труб. В процессе эксплуатации гильз кристаллизаторов с двухконусной внутренней геометрией отмечали ускоренный износ защитного покрытия в нижней части гильзы, а также повышенную отсортировку горячекатаных труб по дефектам на наружной поверхности труб. С целью выявления причины образования дефектов проведены комплексные металлографические исследования наружной поверхности труб. В результате металлографического исследования выявлены поверхностные дефекты, классифицируемые как сталелавильные плены на наружной поверхности труб. Для минимизации дефекта «сталелавильная плена» и уменьшения износа защитного покрытия гильз кристаллизаторов проведена работа по подбору оптимальных условий кристаллизации непрерывнолитой заготовки: исследовано применение гильз кристаллизаторов с трехконусной внутренней геометрией по сравнению с двухконусной; опробовано поддержание разницы температуры воды на вход и выход из кристаллизатора в заданных пределах (ΔT). Установлено, что применение гильз кристаллизатора с трехконусной внутренней геометрией при разливе заготовки диаметром 200 мм и стабильное поведение параметра ΔT позволило обеспечить необходимое качество поверхности бесшовных труб, уменьшить износ защитного покрытия гильз кристаллизаторов и увеличить производительность МНЛЗ.

Ключевые слова. Кристаллизатор, узел машин непрерывного литья, гильзы кристаллизаторов, двух- и трехконусная геометрия, металлографические исследования, микроскоп отраженного света, травление в реактиве «Nital», электронный сканирующий микроскоп, параметр ΔT .

Для цитирования. Бондаренко, И. А. Подбор внутренней конструкции гильз кристаллизаторов для разлива непрерывнолитых заготовок диаметром 200 мм / И. А. Бондаренко, П. В. Володькин, И. А. Ковалева // Литье и металлургия. 2024. № 3. С. 23–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-23-28>.

SELECTION OF INTERNAL DESIGN OF CRYSTALLIZER SLEEVES FOR CONTINUOUS CASTING OF 200 MM BILLETS

I. A. BONDARENKO, P. V. VOLODKIN, I. A. KOVALEVA,

OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”,

Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: vav.icm@bmz.gomel.by

The crystallizer is the most critical and most important functional unit of a continuous casting machine (hereinafter referred to as CCM). It is the main technological unit of the CCM, an assembly for removing heat during the solidification of the solidifying metal and the formation of the ingot. The main requirement for the crystallizer is to provide maximum heat removal from the solidifying steel to the cooling water, and to obtain a strong ingot shell with a good surface at the outlet of the crystallizer, which would not be destroyed by the heat of the liquid phase and the ferrostatic pressure. During the reconstruction of the CCM by the contractor company, drawings of crystallizers and crystallizer sleeves with a double-cone internal geometry for casting 200 mm continuous cast billets were developed. The 200 mm continuous cast billet is a billet for the production of hot-rolled seamless steel pipes. During the operation of the crystallizer sleeves with a double-cone internal geometry, an accelerated wear of the protective coating in the lower part of the sleeve was noted, as well as an increased rejection of hot-rolled pipes due to defects on the outer

surface of the pipes. In order to identify the cause of the defect formation, complex metallographic studies of the outer surface of the pipes were carried out. As a result of the metallographic study, surface defects classified as steel mill scale on the outer surface of the pipes were identified. To minimize the "steel mill scale" defect and reduce the wear of the protective coating of the crystallizer sleeves, work was carried out to select the optimal conditions for the crystallization of the continuous cast billet: the use of crystallizer sleeves with a three-cone internal geometry compared to a double-cone was investigated; maintaining the temperature difference of the water at the inlet and outlet of the crystallizer within specified limits (ΔT) was tested. It was found that the use of a crystallizer sleeve with a three-cone internal geometry for casting 200 mm billets and the stable behavior of the ΔT parameter made it possible to ensure the required quality of the surface of seamless pipes, reduce the wear of the protective coating of the crystallizer sleeves and increase the productivity of the CCM.

Keywords. Crystallizer, continuous casting machine unit, crystallizer sleeves, double- and three-cone geometry, metallographic examination, reflected light microscope, Nital etching, scanning electron microscope, ΔT parameter.

For citation. Bondarenko I.A., Volodkin P.V., Kovaleva I.A. Selection of internal design of crystallizer sleeves for continuous casting of 200 mm billets. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 3, pp. 23–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-23-28>.

Эффективность работы МНЛЗ на протяжении последних десятилетий является одним из основных показателей технического уровня предприятия черной металлургии. Кристаллизатор – самый ответственный и наиболее важный функциональный узел МНЛЗ. Он является агрегатом для отвода теплоты при кристаллизации затвердевающего металла и формировании слитка. Данный агрегат определяет эффективную работу МНЛЗ, ее производительность и качество получаемой непрерывной заготовки [1].

Гильзовый кристаллизатор – основной технологический узел МНЛЗ. В технологическом процессе непрерывного литья стали кристаллизатору отведена одна из самых основных функций – формирование слитка требуемого сечения. Естественно, что производительность машины и качество слитка во многом определяются тем, насколько кристаллизатор удовлетворяет всем технологическим требованиям. Гильза – главный сменный рабочий инструмент кристаллизатора, в котором формируется оболочка заготовки. От конструкции гильзы кристаллизатора зависят качество непрерывной заготовки и максимально допустимые скорости разливки.

Освоение производства непрерывнолитой заготовки диаметром 200 мм в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» было начато в 2009 г. после проведения реконструкции МНЛЗ-3. При проведении реконструкции компания-подрядчик разработала чертежи кристаллизаторов и гильз кристаллизаторов для разливки непрерывнолитых заготовок диаметром 200 мм. Разработанные гильзы кристаллизаторов имели двухконусную геометрию: первый конус – 1,90%/м; второй конус – 1,10%/м. В процессе эксплуатации данных гильз кристаллизаторов отмечали ускоренный износ защитного покрытия в нижней части гильзы, а также повышенную отсортировку горячекатаных труб по дефектам на наружной поверхности труб.

С целью выявления причины образования дефектов проведены комплексные металлографические исследования наружной поверхности труб. Все исследованные дефекты представляли собой отслоение металла продольной ориентации на наружной поверхности, соединенное с трубой одной стороной, расположенные по винтовой линии (рис. 1, а, 2, а).

При микроструктурном исследовании в светлом поле зрения с помощью инвертированного металлографического микроскопа отраженного света Olympus GX-51 с цифровой системой обработки изображений на нетравленных микрошлифах образцов № 1, 2 выявлены поверхностные дефекты, расположенные под углом к поверхности. В полостях дефектов обнаружена окалина (рис. 1, б, 2, б). После травления в реактиве «Nital» выявлено обезуглероживание и выстроенные крупные зерна феррита (рис. 1, в, 2, в). После травления микрошлифов в реактиве «Обергоффера» [2] участков белого цвета (интенсивность окраски зависит от степени сегрегации) не обнаружено (рис. 1, г, 2, г).

В результате металлографического исследования образца № 1 выявлен поверхностный дефект, классифицируемый как сталеплавильная плена на наружной поверхности трубы максимальной глубиной залегания 0,61 мм.

Поверхностный дефект образца № 2 классифицирован как «сталеплавильная плена» на наружной поверхности трубы максимальной глубиной залегания 0,37 мм.

Для более детального определения химического состава включений, расположенных в полости дефектов, образцы были исследованы на сканирующем электронном микроскопе Vega II LSH с системой микроанализа INCA Energy 350.

Химический состав включений в полости дефекта показал наличие таких элементов, как Ni, Cu, Mn, Si, Cr, Fe, Mo, Sn. Выявленная медь, а также никель и хром в полости дефектов на наружной поверхности

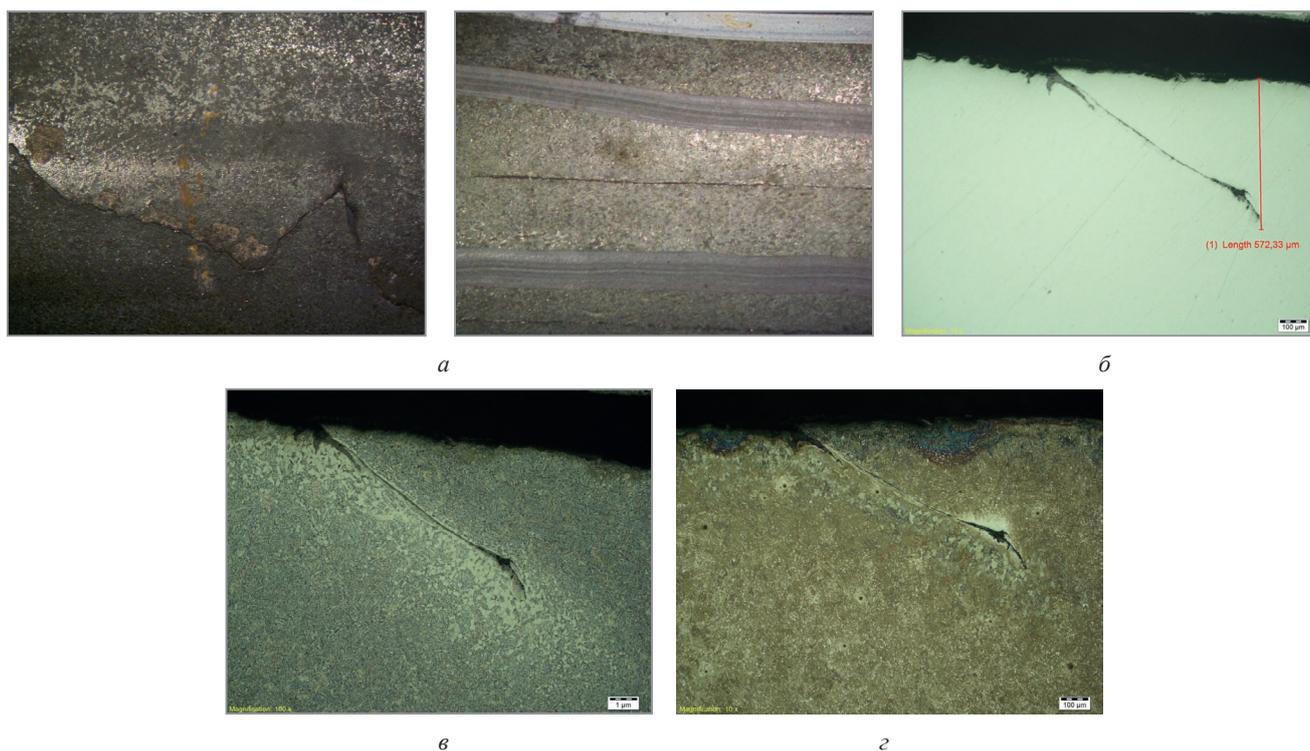


Рис. 1. Образец № 1: *a* – внешний вид; *б* – микрошлиф нетравленный; *в* – травленный в реактиве «Nital»; *г* – травленный в реактиве «Обергоффера»

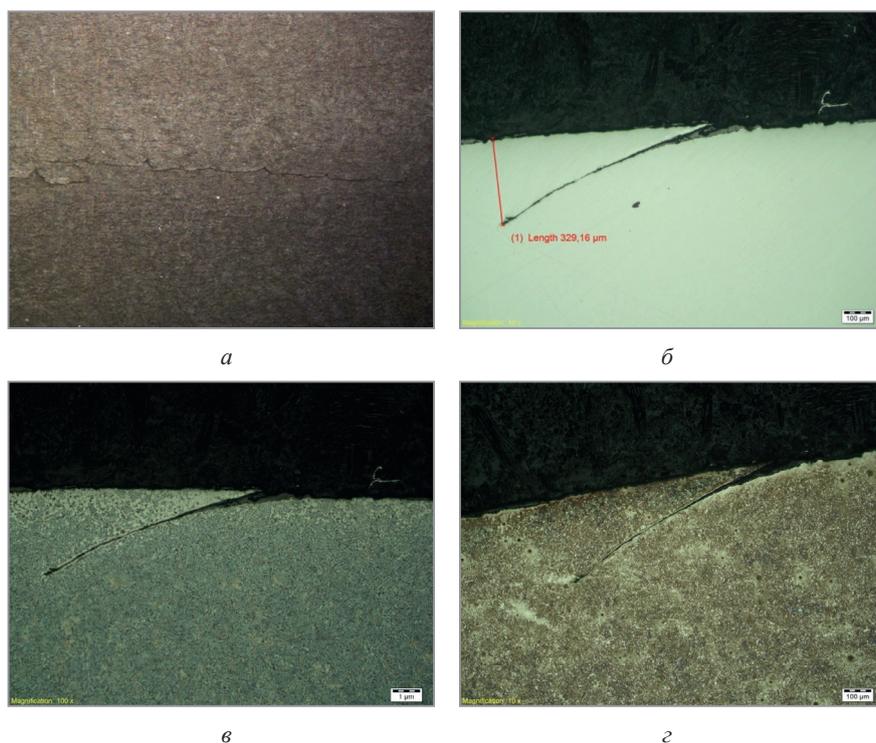


Рис. 2. Образец № 2: *a* – внешний вид; *б* – микрошлиф нетравленный; *в* – травленный в реактиве «Nital»; *г* – травленный в реактиве «Обергоффера»

горячекатаных труб свидетельствовали о проникновении этих элементов вследствие их диффузии со стенок кристаллизатора при разливке металла.

Для снижения отсортировки по дефекту «сталеплавильная плена» была проведена работа по подбору оптимальных условий кристаллизации непрерывнолитой заготовки, которую проводили в двух направлениях: подбор оптимальной внутренней геометрии гильз кристаллизаторов для кристаллизации заготовки диаметром 200 мм и поддержание параметра ΔT (ΔT – разница температуры воды на вход

и выход из кристаллизатора в заданных пределах). Поддержание параметра ΔT в заданных пределах осуществляли путем изменения расхода воды на кристаллизатор в зависимости от его изменения.

Проведены испытания гильз кристаллизаторов с трехконусной внутренней геометрией: первый конус – 3,04 мм/м; второй – 2,24; третий – 1,35 мм/м.

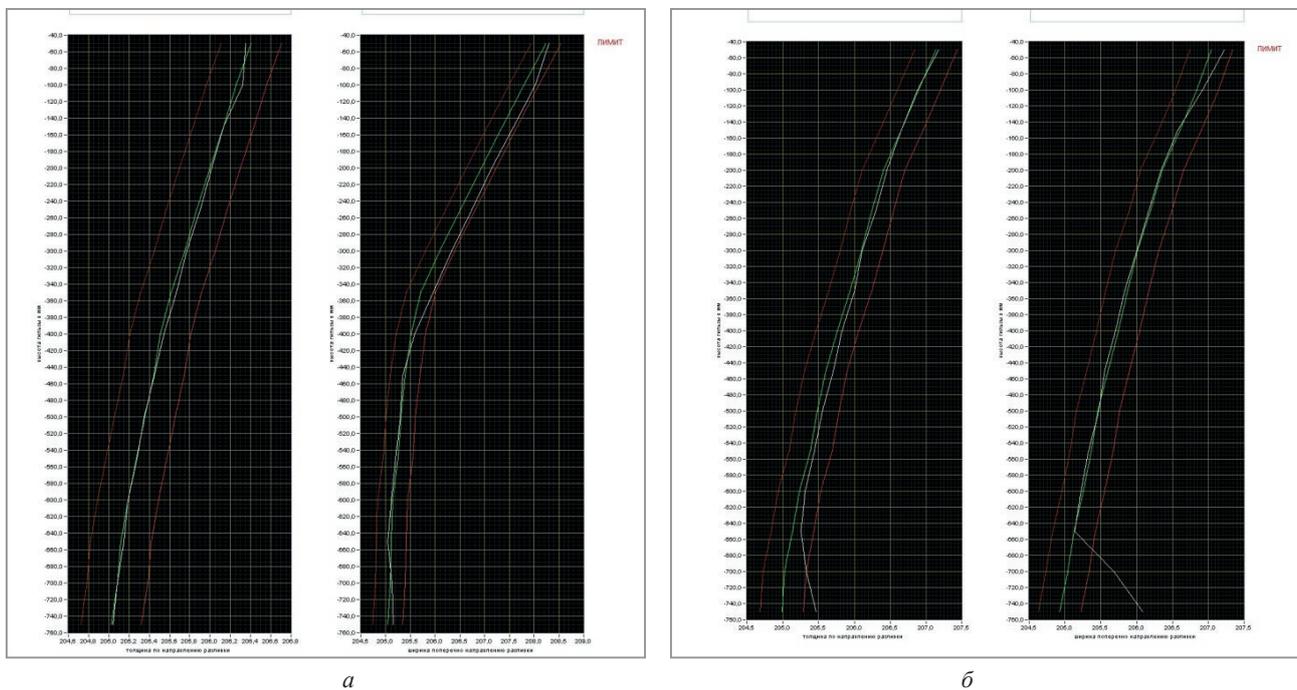


Рис. 3. Съемка трехконусной (а) и двухконусной гильзы (б)

Как видно из результатов съемки, на трехконусных гильзах кристаллизатора внутренняя геометрия до середины гильзы (место изменения конусности) имеет форму овала, вытянутого в сторону, перпендикулярную большому и малому радиусу МНЛЗ. Нижняя часть трехконусной гильзы кристаллизатора имеет форму правильного круга диаметром ≈ 205 мм.

Конструкция трехконусной гильзы позволяет обеспечить более равномерное распределение внутренних напряжений в твердой корочке за счет уменьшения воздушного зазора между заготовкой и рабочей поверхностью гильзы. Дополнительным эффектом, сопровождающим работу трехконусной гильзы, является уменьшение скорости локального износа в нижней части гильзы (рис. 4).



Рис. 4. Износ защитного покрытия гильз кристаллизаторов:
а – двухконусная, стойкость 122 плавки; б – трехконусная, стойкость 303 плавки

При использовании трехконусных гильз удалось добиться снижения уровня брака в среднем на 42 % по сравнению с использованием двухконусных гильз, а также повысить производительность МНЛЗ за счет увеличения скорости разлива.

В период использования трехконусных гильз кристаллизаторов отмечено более стабильное поведение параметра ΔT (рис. 5).

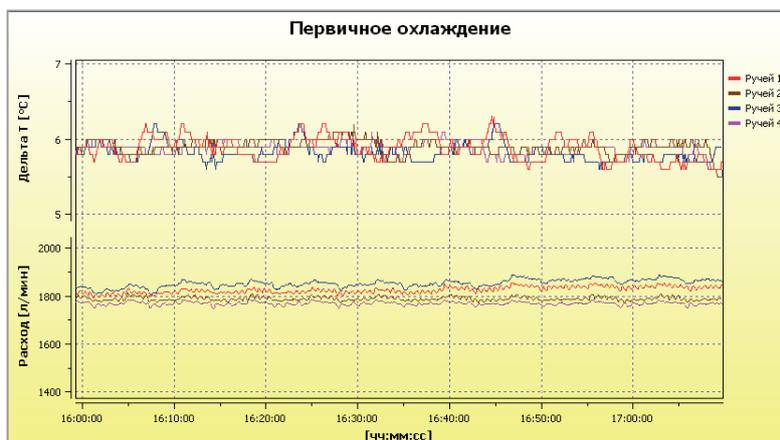


Рис. 5. Параметр ΔT при использовании двух- и трехконусных гильз кристаллизаторов

На ручьях 1, 3 (тренд № 1) и на всех ручьях (тренд № 2) были установлены гильзы с двухконусной геометрией. На данных ручьях отмечены значительные колебания ΔT – до 1,2 °C. При установке на все ручьи (тренд № 3) трехконусных гильз изменение ΔT более стабильно – до 0,5 °C.

При разливке непрерывнолитых заготовок диаметром 200 мм с использованием двухконусных гильз кристаллизаторов рабочая скорость составляла 1,4 м/мин. Увеличение скорости приводило к аварийным ситуациям на МНЛЗ (прорыв корочки слитка, подвисяние заготовок в кристаллизаторе и т.д. При использовании трехконусных гильз кристаллизаторов рабочая скорость разливки непрерывнолитых заготовок

сечением 200 мм была увеличена до 1,65 м/мин (максимально опробованная скорость составляла 2,0 м/мин), при этом часовая производительность МНЛЗ-3 при разливке непрерывнолитых заготовок диаметром 200 мм увеличилась на 17%.

Снижение количества брака, полученного по дефекту «сталеплавленная плена» на наружной поверхности труб, и более стабильная работа параметра ΔT , уменьшение износа защитного покрытия свидетельствуют об оптимальных условиях кристаллизации непрерывнолитой заготовки при использовании гильз кристаллизатора с трехконусной внутренней геометрией по сравнению с двухконусными гильзами кристаллизатора.

Выводы

1. Процессы отвода тепла от поверхности твердой корочки заготовки через стенки кристаллизатора имеют определяющее значение по динамике нарастания твердой фазы и, как следствие, формирование поверхностных и подповерхностных дефектов.
2. Установлено, что высокий процент брака по поверхностным дефектам сталеплавленного происхождения при разливке заготовки диаметром 200 мм с использованием гильз с двухконусной геометрией связан с внутренней конструкцией гильзы.
3. Применение гильз кристаллизатора с трехконусной внутренней геометрией при разливке заготовки диаметром 200 мм позволило обеспечить качество поверхности и снизить уровень брака по поверхностному дефекту «сталеплавленная плена», а также повысить производительность МНЛЗ-3.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Смирнов, А. Н.** Непрерывная разливка стали / А. Н. Смирнов, С. В. Куберский, Е. В. Штепан. – Донецк: ДонНТУ, 2011. – 479 с.
2. **Баранова, Л. В.** Металлографическое травление металлов и сплавов: справ. / Л. В. Баранова, Э. Л. Демина. – М.: Металлургия, 1986. – 255 с.

REFERENCES

1. **Smirnov A. N., Kubersky S. V., Shtepan E. V.** *Nepreryvnaya razlivka stali* [Continuous casting of steel]. Donetsk, DonNTU Publ., 2011, 479 p.
2. **Baranova L. V., Demina E. L.** *Metallograficheskoe travlenie metallov i splavov. Spravochnik* [Metallographic etching of metals and alloys. Directory]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 255 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-29-34>
УДК 669.046

Поступила 02.08.2024
Received 02.09.2024

РАСКИСЛЕНИЕ СТАЛИ КАРБИДОМ КАЛЬЦИЯ. ВЛИЯНИЕ ПРИСАДКИ КАРБИДА КАЛЬЦИЯ НА ЗАГРЯЗНЕННОСТЬ СТАЛИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

А. В. ШАТОВСКИЙ, О. М. ГРУДНИЦКИЙ, С. В. КОНОВАЛЕНКО,
И. А. КОВАЛЕВА, А. А. КОВАЛЕВ, В. О. МОРОЗОВ,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.

Одним из основных факторов, определяющих конечные свойства металлопродукции, является количество, морфология и распределение неметаллических включений в стали. В статье рассматриваются вопросы, связанные с использованием в сталеплавильном производстве карбида кальция взамен алюминия вторичного и других раскисляющих материалов с целью повышения качества выпускаемой продукции. При проведении опытной работы по использованию в сталеплавильном производстве карбида кальция взамен алюминия вторичного и других раскисляющих материалов использовался карбид кальция второго сорта по ГОСТ 1460-81. Для определения загрязнения стали неметаллическими включениями отбор проб осуществлялся с горячекатаного проката, полученного из непрерывнолитых заготовок. По результатам проведенной работы установлено, что улучшение раскисления расплава на плавках с использованием карбида кальция может быть достигнуто увеличением его расхода. В свою очередь использование карбида кальция для раскисления расплава, при его выпуске из дуговой сталеплавильной печи в стальковши взамен алюминия вторичного чушкового марки АВ87 по ГОСТ 295-98 способствует снижению загрязненности стали неметаллическими включениями.

Ключевые слова. Свойства металлопродукции, карбид кальция, рациональное раскисление металла, внепечная обработка стали, неметаллические включения, уровень дефектности, расчетный коэффициент.

Для цитирования. Шатовский, А. В. Раскисление стали карбидом кальция. Влияние присадки карбида кальция на загрязненность стали неметаллическими включениями / А. В. Шатовский, О. М. Грудницкий, С. В. Коноваленко, И. А. Ковалева, А. А. Ковалев, В. О. Морозов // Литье и металлургия. 2024. № 3. С. 29–34. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-29-34>.

DEOXIDATION OF STEEL WITH CALCIUM CARBIDE. INFLUENCE OF CALCIUM CARBIDE ADDITION ON STEEL CONTAMINATION BY NON-METALLIC INCLUSIONS

A. V. SHATOVSKY, O. M. GRUDNITSKIY, S. V. KONOVALENKO,
I. A. KOVALEVA, A. A. KOVALEV, V. O. MOROZOV,
OJSC “BSW – management company of “BMC” holding”,
Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.

One of the main factors determining the final properties of metal products is the quantity, morphology and distribution of non-metallic inclusions in steel. The article deals with the issues related to the use of calcium carbide in steelmaking production, instead of secondary aluminum and other deoxidizing materials, in order to improve the quality of the products. During the experimental work on the use of calcium carbide in steelmaking production, instead of secondary aluminum and other deoxidizing materials, second grade calcium carbide according to GOST 1460–81 was used. To determine the contamination of steel with non-metallic inclusions, sampling was carried out from hot-rolled products obtained from continuously cast billets. According to the results, it was found that the improvement of melt deoxidation in melts using calcium carbide can be achieved by increasing its consumption. In turn, the use of calcium carbide for deoxidation of the melt upon its release from the electric arc furnace into the ladle, instead of secondary aluminum ingots of grade AB87 according to GOST 295–98, helps to reduce the contamination of steel with non-metallic inclusions.

Keywords. Properties of metal products, calcium carbide, rational deoxidation of metal, ladle treatment of steel, non-metallic inclusions, defect level, calculated coefficient.

For citation. Shatovsky A. V., Grudnitskiy O. M., Konovalenko S. V., Kovaleva I. A., Kovalev A. A., Morozov V. O. Deoxidation of steel with calcium carbide. Influence of calcium carbide addition on steel contamination by non-metallic inclusions. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 29–34. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-29-34>.

Введение

Постоянная задача любого производителя – поиск возможностей повышения качества выпускаемой продукции при одновременном снижении ее себестоимости. Одним из основных факторов, определяющих конечные свойства металлопродукции, является количество, морфология и распределение неметаллических включений в стали. Рациональное раскисление металла и шлака – важнейшая операция сталеплавильного производства, непосредственно влияющая на количество и свойства таких включений. Выбор типа раскислителя и технологии раскисления – специфическая задача для каждого металлургического производства, которая зависит от множества факторов, таких, как состав и свойства исходного металла, требования к качеству и характеристикам готового продукта, экономическая эффективность и экологическая безопасность. В рамках производства в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее – предприятие) было принято решение опробовать использование карбида кальция.

Впервые карбид кальция, а именно партия карбида кальция второго сорта по ГОСТ 1460-81, фракции 2/25, поступила на испытания в условиях сталеплавильного производства на предприятие в 2007 г. Во второй раз испытания технологии раскисления стали карбидом кальция проходили в 2011 г.

Было установлено, что карбид кальция может быть использован для раскисления шлака и металла при внепечной обработке стали. Однако отсутствие технологических преимуществ и сравнительно высокая его стоимость (в сравнении с вторичным алюминием и карбидом кремния) оставляли использование карбида кальция в качестве раскислителя шлака и металла нецелесообразным [2].

Только в настоящее время снижение стоимости карбида кальция позволило вернуться к рассмотрению вопроса о целесообразности его использования в сталеплавильном производстве на предприятии.

Основная часть

В ходе опытной работы по оптимизации раскисления стали в сталеплавильном процессе был применен карбид кальция второго сорта по ГОСТ 1460-81 (основная фракция от 2 до 25 мм) в качестве альтернативы алюминию вторичному и другим раскислителям. Карбид кальция был упакован в металлические 10-литровые барабаны в виде шайбы (по $10 \pm 1,5$ кг).

Шихтовка плавов, химический состав стали соответствовали требованиям действующей нормативной документации. Выплавку, внепечную обработку, разливку, прокат стали осуществляли в соответствии с действующей технологией на предприятии.

Для определения загрязнения стали неметаллическими включениями отбор проб проводили с горячекатаного проката, полученного из непрерывнолитых заготовок (НЛЗ). Отобранные пробы передавали в лаборатории для исследований.

Оценка эффективности раскисления расплава при выпуске из ДСП

При проведении опытной работы для раскисления расплава, при его выпуске из дуговой сталеплавильной печи (ДСП) в стальной ковш взамен алюминия вторичного чушкового марки АВ87 по ГОСТ 295-98 присаживали карбид кальция. Присадку карбида кальция проводили в барабанах технологическим персоналом вручную через трубу присадки алюминия чушкового. Присаживали карбид кальция на дно ковша непосредственно перед выпуском плавки или под струю металла, при выпуске расплава из сталеплавильного агрегата в сталеразливочный ковш до наполнения расплавом 1/3 стального ковша. Присадку ферросплавов и шлакообразующих осуществляли при наполнении от 1/2 стального ковша.

После окончания выпуска расплава из ДСП стальной ковш с плавкой перемещали на установку доводки металла (УДМ). В случае попадания во время выпуска в стальной ковш печного шлака осуществляли его скачивание самотеком и/или с применением машины скачивания шлака, после чего ковш с металлом возвращали для дальнейшей обработки на УДМ. На УДМ проходила усреднительная продувка расплава в ковше инертным газом (аргоном) через донные пористые пробки. После продувки расплава инертным газом в течение не менее 5 мин осуществляли отбор пробы металла. Пробу металла направляли в лабораторию для определения химического состава стали.

Дальнейшую доводку опытных плавов проводили на установках внепечной обработки стали согласно действующей нормативной документации.

Изначально присадку карбида кальция осуществляли в количестве 120 кг на плавку. На опытных плавках было отмечено снижение коэффициента усвоения ферросплавов после присадки на выпуск расплава из ДСП. Количество присаживаемого карбида кальция было увеличено до 150 кг на плавку.

Для оценки эффективности раскисления стали карбидом кальция выполнен расчет усвоения легирующих элементов при выпуске опытных плавов с присадкой по 120 и 150 кг карбида кальция и сравнительных с присадкой по 120 кг алюминия вторичного чушкового марки АВ87 по ГОСТ 295-98. В табл. 1 приведены результаты расчетов усвоения кремния и марганца из ферросплавов, отданных при выпуске расплава из ДСП на опытных и сравнительных плавках. Для расчета использовали выборки плавов из углеродистых качественных марок стали 20, 35, 40 45. Содержания кремния и марганца в расплаве перед выпуском из ДСП приняты равными нулю.

Таблица 1. Данные по усвоению кремния и марганца при выпуске расплава

Усвоение элементов из ферросплавов, средние значения, %			
При присадке карбида кальция:	Количество плавов в выборке	Si	Mn
по 120 кг	46	58	88
по 150 кг	19	64	88
При присадке алюминия АВ87:			
по 120 кг	90	65	96

Из табл. 1 следует, что усвоение кремния и марганца из ферросплавов на опытных плавках с использованием карбида кальция ниже, чем на сравнительных плавках с использованием алюминия и является следствием недостаточного раскисления расплава опытных плавов перед присадкой ферросплавов. Улучшение раскисления расплава на плавках с использованием карбида кальция может быть достигнуто увеличением его расхода.

Проведенные испытания показали возможность использования карбида кальция взамен алюминия вторичного чушкового марки АВ87 для раскисления расплава при его выпуске из ДСП в стальковш.

Влияние присадки карбида кальция на загрязненность стали неметаллическими включениями

Взаимодействие карбида кальция с кислородом в расплаве происходит по следующей реакции:



В результате образуются оксид кальция (известь) и оксид (диоксид) углерода, что предполагает меньшее загрязнение стали продуктами раскисления в сравнении с плавками, расплав которых раскислялся алюминием [3].

Плавки, прокатанные на стане 850

Обработанные данные по загрязненности неметаллическими включениями опытных и промышленных плавов (исключая плавки с неудовлетворительными результатами) за одинаковый период времени показывают, что количество опытных плавов составляет 8, сравнительных – 235. В табл. 2 приведены результаты средних и максимальных значений (в баллах) по загрязненности плавов неметаллическими включениями, испытанных согласно ASTM E45, метод А (наихудшие поля).

Данный метод применяется для исследования включений, которые образуются при раскислении или вследствие ограниченной растворимости в стали. Метод испытаний различает уровень дефектности и типы включений на основании морфологического типа, т. е. по размеру, форме, концентрации и распределению.

Включения классифицируются на четыре категории на основании их морфологии и на две подкатегории на основании их ширины или диаметра. Категории тип А-сульфид, тип В-глинозем, тип С-силикат и тип D-шаровидный оксид определяют форму включений, тогда как категории «толстый» и «тонкий» описывают их толщину [4]*.

К сульфидам относятся пластичные, вытянутые по направлению волокна отдельные включения или группы включений, как правило, двойного сульфида железа или марганца. К включениям типа глинозем-корунд (оксиды алюминия), шпинель (оксид магния и алюминия) относятся включения в виде отдельных частиц или разрозненных групп, разрушенных в процессе деформации. Включения типа силикаты – это пластично деформированные включения силикатов или силикатных стекол, вытянутые по

* ASTM E45 «Стандартные методы исследования для определения содержания неметаллических включений в стали».

направлению волокна. Шаровидные оксиды (глобули) – тип включений недеформирующихся, глобулярных, единичных или групповых округлых, или неправильной формы силикатов, или силикатного стекла, а также оксидных включений, чаще корунда.

Исследования проводили путем изучения образцов под оптическим микроскопом. В табл. 2 приведены типы и баллы обнаруженных включений (оценка).

Т а б л и ц а 2. Оценка неметаллических включений, стан 850

Значения	Неметаллические включения, балл							
	А тонкие	А толстые	В тонкие	В толстые	С тонкие	С толстые	Д тонкие	Д толстые
Опытные плавки (8 плавков)								
Средние	0.6	0.4	0.6	0.3	0	0	0.9	0.5
Максимальные	1	0.5	1	1	0	0	1	0.5
Сравнительные плавки (235 плавков)								
Средние	0.9	0.5	0.5	0.2	0.0	0.0	0.9	0.5
Максимальные	2	2	2	2	1	1	1.5	2

Из таблицы видно, что средний и максимальный уровень дефектности по включениям категории «А» в опытных плавках ниже, чем в сравнительных; средний уровень дефектности по включениям категории «В» в опытных плавках выше, чем в сравнительных, однако максимальный уровень ниже; средний уровень дефектности по включениям категории «Д» в опытных и сравнительных плавках находится на одном уровне, однако максимальный уровень ниже.

Также следует отметить, что такие включения, как силикаты, тип «С», в опытных плавках не обнаружены.

Плавки, прокатанные на стане 370/150

Выборка данных по загрязненности неметаллическими включениями опытных и промышленных плавков, прокатанных на стане 370/150 за одинаковый период времени, составила: опытных – 17, сравнительных – 21. В табл. 3 приведены результаты испытаний плавков по загрязненности неметаллическими включениями согласно DIN 50 602, метод К (регистрация всех неметаллических включений начиная с определенного размера включений с указанием степени чистоты плавки «К»). Расчет суммарных параметров проводится следующим образом: количество обнаруживаемых включений каждого типа и каждого размерного параметра умножается на соответствующий фактор, произведения суммируются, как правило, отдельно по сульфидам и общему содержанию оксидов. Оба суммарных параметра указывают на степень чистоты испытываемых плавков*.

Необходимо обратить внимание, что расчетный коэффициент К3 определяет более высокие требования по загрязненности металла неметаллическими включениями, чем коэффициент К4.

Исследования проводили путем изучения образцов под оптическим микроскопом.

Т а б л и ц а 3. Оценка неметаллических включений стан 370/150

Плавка	Диаметр	Марка стали	Коэффициент загрязнения, мкм			
			К3		К4	
			оксиды	сульфиды + оксиды	оксиды	сульфиды + оксиды
Опытные плавки (17 плавков)						
304090	40	41Cr4	0	-	-	-
304090	30	41Cr4	0	0	-	-
304090	24	41Cr4	0	0	-	-
304090	45	41Cr4	-	-	-	0
304091	28	41Cr4	0	-	-	-
304091	27	41Cr4	0	-	-	-
304091	40	41Cr4	0	-	-	0
304091	22	41Cr4	0	0	-	-

* DIN 50 602 «Методы металлографических исследований. Исследование под микроскопом спецсталей с использованием стандартных диаграмм для оценки содержания неметаллических включений».

Плавка	Диаметр	Марка стали	Коэффициент загрязнения, мкм			
			К3		К4	
			оксиды	сульфиды + оксиды	оксиды	сульфиды + оксиды
304092	70	40X	0	-	-	-
304092	20	41Cr4	0	0	-	-
304199	27	42CrMo4-7	0	-	-	-
304199	40	42CrMo4-7	0	-	-	-
304199	38	42CrMo4-7	2	-	-	2
304199	22	42CrMo4-7	0	0	-	-
304200	30	42CrMo4	0	0	-	-
304200	50	42CrMo4	0	0	-	-
304200	55	42CrMo4-7	0	-	0	-
Сравнительные плавки (21 плавка)						
217768	35	41Cr4	-	7	-	-
304806	28	41Cr4	0	0	-	-
399469	50	41Cr4	-	-	0	14
399469	60	41Cr4	-	-	0	13
217498	80	42CrMo4	-	-	-	0
217503	80	42CrMo4	-	-	-	0
217505	80	42CrMo4	-	-	0	9
217519	60	42CrMo4	0	-	-	-
217674	80	42CrMo4	1	-	-	-
217504	80	42CrMo4-7	-	-	-	0
217519	60	42CrMo4-7	-	-	-	0
217522	60	42CrMo4-7	-	-	-	0
217523	60	42CrMo4-7	-	-	-	2
217671	60	42CrMo4-7	-	-	-	0
217672	60	42CrMo4-7	-	-	-	12
217673	80	42CrMo4-7	-	-	-	0
217674	80	42CrMo4-7	-	-	-	3
218298	45	42CrMo4-7	-	-	-	10
218299	60	42CrMo4-7	-	-	-	22
218299	50	42CrMo4-7	-	-	-	21
303339	38	42CrMo4-7	-	-	-	2

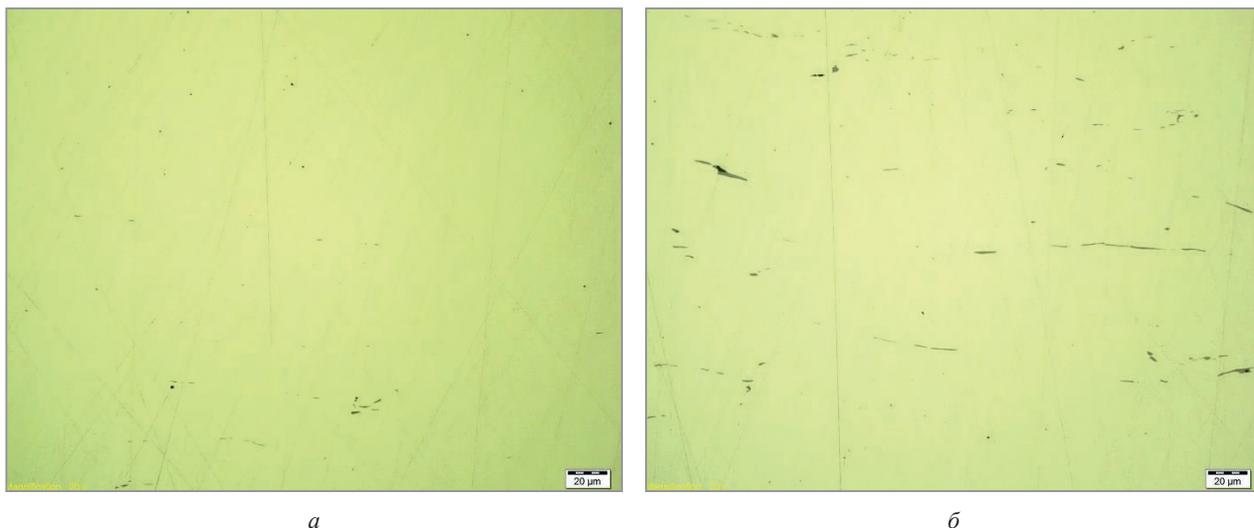
Из табл. 3 следует, что рассчитанные суммарные параметры (коэффициенты) плавков с использованием карбида кальция второго сорта по ГОСТ 1460–81 для раскисления расплава (опытные плавки) при его выпуске из ДСП в сталковш ниже, чем при использовании алюминия вторичного чушкового марки АВ87 по ГОСТ 295-98 (сравнительные плавки). Коэффициенты в сравнительных плавках показывают, что содержание неметаллических включений в виде сульфидов и оксидов намного выше.

На рисунке показаны максимальные размеры типов включений в опытных и сравнительных плавках.

Выводы

В результате проведенной работы на предприятии разработана и освоена технология раскисления стали карбидом кальция при выпуске расплава из сталеплавильного агрегата.

Установлено, что усвоение кремния и марганца из ферросплавов на опытных плавках с использованием карбида кальция второго сорта по ГОСТ 1460-81 ниже, чем на сравнительных плавках с использованием алюминия вторичного марки АВ87 по ГОСТ 295-98 и является следствием недостаточного раскисления расплава опытных плавков перед присадкой ферросплавов. Улучшение раскисления расплава на плавках с использованием карбида кальция может быть достигнуто увеличением его расхода. В свою очередь использование карбида кальция второго сорта по ГОСТ 1460-81 для раскисления расплава при его выпуске из ДСП в сталковш взамен алюминия вторичного чушкового марки АВ87 по ГОСТ 295-98 способствует снижению загрязненности проката неметаллическими включениями. Также преимуществом



Максимальные размеры неметаллических включений в виде сульфидов и оксидов в плавках:
 а – опытные; б – сравнительные. $\times 200$

является использование карбида кальция при производстве низкокремнистых марок стали, где использование алюминия вторичного марки АВ87 ограничено наличием в его составе до 5% кремния.

Предприятие продолжает исследовательские работы по совершенствованию технологии выплавки, доводки разливки стали для производства высококачественной конкурентоспособной продукции, востребованной потребителями на внешних и внутренних рынках металлопродукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Попов, А. В.** Разработка и внедрение технологии внепечной обработки стали с применением карбида кальция в условиях ЭСПЦ ЧерМК ОАО «Северсталь»: дис. ... канд. техн. наук / А. В. Попов. – М., 2008.
2. **Грудницкий, О. М.** Опыт использования карбида кальция для раскисления стали взамен алюминия в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / О. М. Грудницкий // *Литье и металлургия*. – 2020. – № 2. – С. 53–58.
3. **Кнюппель, Г.** Раскисление и вакуумная обработка стали. Ч. П. Основы и технологии ковшевой металлургии. М.: Металлургия, 1984. – 414 с.

REFERENCES

1. **Попов А. В.** *Razrabotka i vnedrenie tehnologii vnepechnoj obrabotki stali s primeneniem karbida kal'cija v uslovijah JeSPC CherMK ОАО "Severstal"*: Diss. kand. tehn. nauk [Development and implementation of technology for extra-furnace steel treatment using calcium carbide in the conditions of the ESWP of CherMK of OAO Severstal. kand. tehn. sci. diss.]. Moscow, 2008.
2. **Grudnickij O. M.** *Opyt ispol'zovanija karbida kal'cija dlja raskislenija stali vzamen aljuminija v uslovijah ОАО "BMZ – upravljajushhaja kompanija holdinga "BMK"* [The experience of using calcian carbone for deoxidotian of steel to replace aluminium in the conditions of OJSC "BSW - management company of the Holding "BMC"]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 53–58.
3. **Knjuppel' G.** *Raskislenie i vakuumnaja obrabotka stali. Ch .P. Osnovy i tehnologii kovshevoj metallurgii* [Deoxidation and vacuum treatment of steel. Ch. P. Fundamentals and technologies of ladle metallurgy]. Moscow, Metallurgija Publ., 1984, 414 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-35-36>
УДК 669

Поступила 08.04.2024
Received 08.04.2024

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ СТРУКТУРЫ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ УПРОЧНЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ

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

При равномерном и сосредоточенном растяжении тонкопластинчатой перлитной стали проведено сравнение структурной зависимости прочностных и пластических свойств, показателей интенсивности упрочнения в виде степени относительного прироста прочности и скорости деформационного упрочнения. Повышенная структурная чувствительность характерна для напряжения разрушения, равномерного относительного сужения и степени относительного прироста прочности. Оценку вклада интенсивности деформационного упрочнения в формирование пластичности перлитной стали рекомендовано осуществлять по параметрам относительного прироста прочности.

Ключевые слова. Дисперсность структуры, равномерное и сосредоточенное растяжение, интенсивность упрочнения, степень относительного прироста прочности, скорость деформационного упрочнения.

Для цитирования. Фетисов, В. П. Влияние дисперсности структуры на интенсивность упрочнения при растяжении перлитной стали / В. П. Фетисов // Литие и металлургия. 2024. № 3. С. 35–36. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-35-36>.

THE INFLUENCE OF STRUCTURE DISPERSITY ON THE INTENSITY OF HARDENING DURING TENSILE TESTING OF PEARLITIC STEEL

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

During uniform and concentrated stretching of thin-plate pearlite steel, a comparison of the structural dependence of strength and plastic properties, indicators of hardening intensity in the form of the degree of relative strength increase and the rate of deformation hardening, was carried out. Increased structural sensitivity is characteristic of the fracture stress, uniform relative contraction, and the degree of relative strength increase. It is recommended to evaluate the contribution of the deformation hardening intensity to the formation of the ductility of pearlitic steel by the parameters of the relative strength increase.

Keywords. Structure dispersity, uniform and concentrated stretching, hardening intensity, degree of relative strength increase, deformation-hardening rate.

For citation. Fetisov V. P. The influence of structure dispersity on the intensity of hardening during tensile testing of pearlitic steel. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 35–36. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-35-36>.

При испытаниях на растяжение формирование пластических свойств углеродистой стали во многом предопределяется величиной интенсивности упрочнения на стадиях равномерной и локальной деформации [1,2]. Поэтому требуются дополнительные исследования интенсивности деформационного упрочнения для напряжений текучести, течения и разрушения.

В настоящей статье рассмотрено влияние дисперсности структуры на интенсивность упрочнения при равномерном и локальном растяжении тонкопластинчатой перлитной стали и определен показатель интенсивности деформационного упрочнения с повышенной структурной чувствительностью.

Исследовали (см. таблицу) показатели интенсивности деформационного упрочнения $S_p/S_{ш}$, $I_{равн} = (S_{ш} - S_T)/q_{ш}$ и $I_{сопр} = (S_p - S_{ш})/(q_p - q_{ш})$ [3], $Y\sigma_{равн} = (\sigma_{равн} - \sigma_{02})/\sigma_{02}$ и $Y\sigma_{разр} = (\sigma_{разр} - \sigma_{равн})/\sigma_{равн}$ [2], где S_T , σ_{02} – пределы текучести; $S_{ш}$, $\sigma_{равн}$ – истинные напряжения при окончании равномерной деформации; S_p , $\sigma_{разр}$ – истинные напряжения при разрушении образца; $q_{ш}$, $\Psi_{равн}$ и q_p , $\Psi_{разр}$ – относительные сужения в момент до появления сосредоточенной деформации и при разрыве. При этом показатели $I_{равн}$ и $I_{сопр}$ характеризуют скорость деформационного упрочнения, а $Y\sigma_{равн}$ и $Y\sigma_{разр}$ – степень относительного прироста прочности при равномерной и в области завершающей локальной деформации.

Анализ выполнен для тонкопластинчатой перлитной стали 80 с межпластиночными расстояниями 0,088 и 0,142 мкм. Структурную зависимость оценивали по изменению отношения экстремальных значений.

Сопоставление составляющих показателей интенсивности деформационного упрочнения (см. таблицу) выявило, что для прочностных свойств повышенное влияние структуры характерно для напряжения

разрушения: $i = 1,21$ против 1,18 для предела текучести и 1,06 для напряжения однородной деформации, а для пластичности – при контроле равномерного относительного сужения: $i = 1,13$ против 1,09 при разрушении образца.

Влияние дисперсности перлита в стали 80 на механические свойства и показатели интенсивности деформационного упрочнения при растяжении со скоростью 10^{-2} с^{-1} и температуре $20 \text{ }^\circ\text{C}$

Показатель	Межпластиночное расстояние в перлите Δ , мкм		Отношение экстремальных значений i
	0,088	0,142	
$S_T, \sigma_{02}, \text{ Н/мм}^2$	980	833	1,18
$S_{ш}, \sigma_{равн}, \text{ Н/мм}^2$	1194	1127	1,06
$S_p, \sigma_{разр}, \text{ Н/мм}^2$	2009	1661	1,21
$q_{ш}, \Psi_{равн}, \%$	6,1	6,9	1,13
$q_p, \Psi_{разр}, \%$	57	52,5	1,09
$S_p/S_{ш}$	1,68	1,47	1,14
$I_{равн} = (S_{ш} - S_T)/q_{ш}$	3,57	4,35	1,22
$I_{соср} = (S_p - S_{ш})/(q_p - q_{ш})$	1,63	1,195	1,36
$Y\sigma_{равн} = (\sigma_{равн} - \sigma_{02})/\sigma_{02}$	0,22	0,35	1,59
$Y\sigma_{разр} = (\sigma_{разр} - \sigma_{равн})/\sigma_{равн}$	0,68	0,47	1,45

Сравнение показателей упрочнения $I_{равн}$ и $Y\sigma_{равн}$ при равномерном растяжении, $S_p/S_{ш}$, $I_{соср}$ и $Y\sigma_{разр}$ (расчет $I_{равн}$ и $I_{соср}$ осуществляли для напряжений в кгс/мм²) при сосредоточенной деформации свидетельствует (см. таблицу) о повышенной структурной чувствительности $Y\sigma_{равн}$ и $Y\sigma_{разр}$: в 1,3 раза выше по сравнению с $I_{равн}$ и соответственно в 1,07 и 1,27 раза больше для $I_{соср}$ и $S_p/S_{ш}$.

Кроме того, показатели, подобные $Y\sigma_{равн}$ и $Y\sigma_{разр}$, превышают также [4] изменения традиционного параметра деформационного упрочнения n в известном уравнении $\sigma = K\epsilon^n$.

Таким образом, при анализе влияния параметров деформационного упрочнения при равномерном и локальном растяжении на формирование пластических свойств в зависимости от дисперсности структуры целесообразнее использовать показатели $Y\sigma_{равн}$ и $Y\sigma_{разр}$.

Выводы

При испытаниях на растяжение изменение межпластиночного расстояния в перлите в большей степени проявляется на величине напряжения разрушения и равномерного относительного сужения, а при контроле интенсивности упрочнения в областях равномерной и сосредоточенной деформации повышенная структурная зависимость характерна для показателей степени относительного прироста прочности по сравнению с параметрами скорости деформационного упрочнения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фетисов, В.П. Исследование локализации пластической деформации при растяжении низкоуглеродистой стали / В.П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2023. – № 1. – С. 85–87.
2. Фетисов, В.П. Формирование пластических свойств при деформации растяжением перлитной стали / В.П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 61–63.
3. Губкин, С.И. Пластическая деформация металлов. Т. 2 / С.И. Губкин. – М.: Металлургиздат, 1961. – 416 с.
4. Фетисов, В.П. Деформационное упрочнение углеродистой стали / В.П. Фетисов. – М.: Мир, 2005. – 200 с.

REFERENCES

1. Fetisov V.P. Issledovanie lokalizatsii plasticheskoy deformatsii pri rastyazhenii nizkouglerodistoy stali [Investigation of localization of plastic deformation during stretching of lowcarbon steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 85–87.
2. Fetisov V.P. Formirovanie plasticheskikh svoystv pri deformatsii rastyazheniem perlitnoy stal [Formation of plastic properties during deformation stretching of pearlitic steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 61–63.
3. Gubkin S.I. *Plasticheskaya deformatsiya metallovo. T. 2* [Plastic deformation of metals. Vol. 2]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1961, 416 p.
4. Fetisov V.P. *Deformatsionnoe uprochnenie uglerodistoy stali* [Strain hardening of carbon steel]. Moscow, Mir Publ., 2005, 200 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-37-40>
УДК 621.074

Поступила 08.04.2024
Received 08.04.2024

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ SLA-ТЕХНОЛОГИИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ПРЕСС-ФОРМ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

К. В. НИКИТИН, В. Н. ДЬЯЧКОВ, С. В. ХАРЧЕНКО, Д. М. ЮДИН, К. А. ЮДИНА,
Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия, ул. Молодогвардейская, 244.
E-mail: kvn-6411@mail.ru

Представлены результаты применения SLA-технологии при изготовлении пресс-форм для получения восковых моделей при литье по выплавляемым моделям. Разработаны режимы 3D-печати пресс-форм, обеспечивающие требуемую шероховатость рабочих поверхностей и стойкость получаемых пресс-форм. Установлены оптимальные параметры запрессовки воскового состава в пресс-формы, изготовленные по SLA-технологии. Показано, что применение SLA-технологии для изготовления пресс-форм позволяет получать восковые модели и отливки требуемого качества. Разработана опытная технология получения отливок из бронзы литьем по выплавляемым моделям.

Ключевые слова. Аддитивное производство, стереолитография, пресс-форма, литье по выплавляемым моделям, восковые модели.

Для цитирования. Никитин, К. В. Особенности применения SLA-технологии при изготовлении пресс-форм для литья по выплавляемым моделям / К. В. Никитин, В. Н. Дьячков, С. В. Харченко, Д. М. Юдин, К. А. Юдина // *Литье и металлургия*. 2024. № 3. С. 37–40. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-37-40>.

FEATURES OF USING SLA-TECHNOLOGY IN THE MANUFACTURE OF MOLDS FOR LOST WAX CASTING

K. V. NIKITIN, V. N. DYACHKOV, S. V. KHARCHENKO, D. M. YUDIN, K. A. YUDINA,
Samara State Technical University, Samara, Russia, 244, Molodogvardeyskaya str. E-mail: kvn-6411@mail.ru

The results of using SLA-technology in the manufacture of molds for obtaining wax models in lost wax casting are presented. 3D printing modes of molds have been developed to ensure the required roughness of the working surfaces and durability of the resulting molds. The optimal parameters for pressing the wax composition into molds made using SLA technology have been established. It is shown that the use of SLA technology for the manufacture of molds makes it possible to obtain wax models and castings of the required quality. An experimental technology has been developed for the production of castings from bronze by casting according to smelted models.

Keywords. Additive manufacturing, stereolithography, mold, lost wax casting, wax models.

For citation. Nikitin K. V., Dyachkov V. N., Kharchenko S. V., Yudin D. M., Yudina K. A. Features of using SLA-technology in the manufacture of molds for lost wax casting. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 3, pp. 37–40. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-37-40>.

Основные задачи повышения эффективности литейного производства были поставлены в известной парадигме выдающегося ученого-литейщика Б. Б. Гуляева в конце XX в.: «Как получить расплав и отливку заданного качества при минимальных затратах материалов, энергии, труда и минимальном загрязнении среды» [1].

Бурное развитие цифровых технологий в конце XX – начале XXI вв. способствовало появлению нового вида производства фасонных изделий сложной конфигурации: аддитивное производство. Внедрение аддитивных технологий в литейное производство в полной мере соответствует приоритетным направлениям Стратегии научно-технологического развития РФ до 2035 г. (Указ Президента РФ № 642 от 01.12.2016 г., п. 20, п/п «а»): «переход к передовым цифровым, интеллектуальным производственным технологиям, роботизированным системам, новым материалам и способам конструирования, создание систем обработки больших объемов данных, машинного обучения и искусственного интеллекта».

Использование технологий 3D-печати в литейном производстве способствует сокращению временных и финансовых затрат на этапах подготовки: изготовление модельных комплектов, элементов

литейных форм и т. д. Интеграция аддитивных технологий и литейного производства наиболее эффективна при изготовлении литых изделий малой серийности с использованием литья по выплавляемым моделям [2, 3].

Одной из разновидностей аддитивных технологий является лазерная стереолитография (SLA-технология), при которой формирование слоя происходит за счет фотополимеризации жидкого строительного материала (фотополимера) под воздействием ультрафиолетового излучения. Благодаря ряду преимуществ (низкая шероховатость поверхности, высокая геометрическая точность изделия при печати) SLA-технологии можно использовать в нескольких направлениях при подготовке литейного производства: изготовление пресс-форм для получения восковых моделей; изготовление мастер-моделей для последующего передела [4–6]. Если восковая модель имеет ось симметрии или является телом вращения, то пресс-форму можно производить по SLA-технологии. Далее восковая модель изготавливается по традиционной технологии: методом инъекции жидкого воскового состава в полость пресс-формы.

В Центре литейных технологий СамГТУ с применением технологии 3D-печати были спроектированы пресс-формы для получения восковых моделей отливок мелкой серии (от 35 до 40 шт.). Печать осуществляли на стереолитографическом принтере AnyCubic Photon Mono X2 (табл. 1). Технологические возможности принтера позволяют получить пресс-формы с необходимыми размерами, точностью и шероховатостью, а также с оптимальной скоростью печати.

Таблица 1. Характеристики 3D-принтера AnyCubic Photon Mono X2

Технология формирования слоев	SLA
Область печати, мм	200×196×122
Точность печати, мкм	4
Рабочий материал	Фотополимерная смола
Минимальная толщина слоя, мкм	35–100
Скорость печати, мм/ч	60

Для печати использовали фотополимерную смолу марки RESIONE. Данный полимер был выбран для изготовления пресс-формы из-за его эластичности и прочности, которые способствуют легкому извлечению восковых моделей сложной конфигурации. Кроме того, он способен сохранять физические свойства для требуемого количества изготавливаемых восковых моделей: твердость по Шору полимера составляет 60–75 по шкале А; вязкость – 1250 mPas.

Для создания восковых моделей применяли ненаполненный модельный состав REMET GTR со средней температурой плавления 70–75 °С, подходящий для использования в инъекционных машинах. В исследовании использовали инъекционную установку LOGIMEC 1500d (табл. 2).

Таблица 2. Технические характеристики инъекционной установки LOGIMEC 1500d

Объем рабочей камеры, л	1,5
Регулировка температуры, °С	До 99
Точность поддержания температуры, °С	0,1
Габаритные размеры установки, мм	160×160×535
Масса установки, кг	5,5
Мощность нагревателя, Вт	160
Параметры напряжения питания	220 В, 50 Гц, ток однофазный

На первом этапе по математическим моделям отливок были разработаны математические модели пресс-форм с учетом линейных усадок используемых фотополимера и модельного состава. На рис. 1–3 в качестве примера показаны конструктивные особенности математических моделей некоторых пресс-форм.

В конструкциях полуформ были предусмотрены фиксаторы на плоскостях смыкания, а также каналы для подачи воска и вентиляционные каналы для удаления воздуха из рабочих полостей в процессе запрессовки воскового состава. С целью сокращения времени изготовления печать проводили на двух принтерах. После окончания печати произвели дозасвечивание фотополимера для придания полуформам требуемой жесткости и прочности.

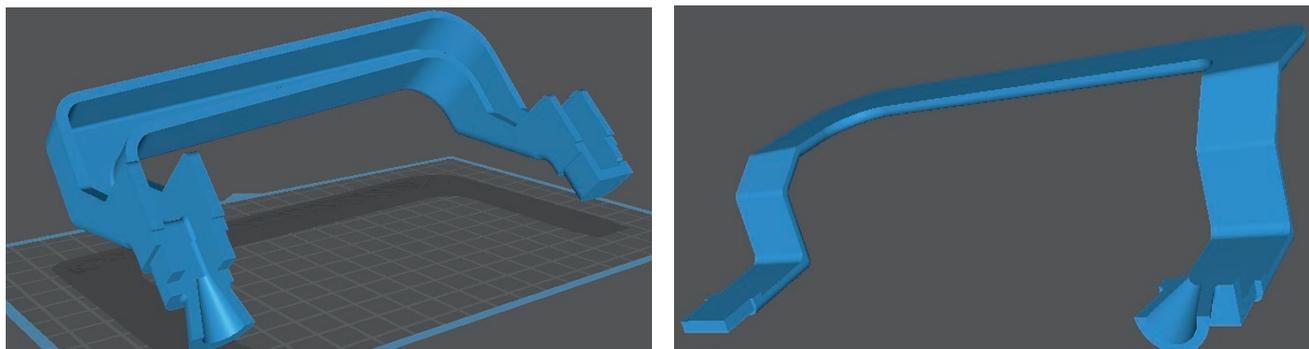


Рис. 1. Части пресс-формы для отливки «Ручка»: *а, б* – нижняя и верхняя полуформы

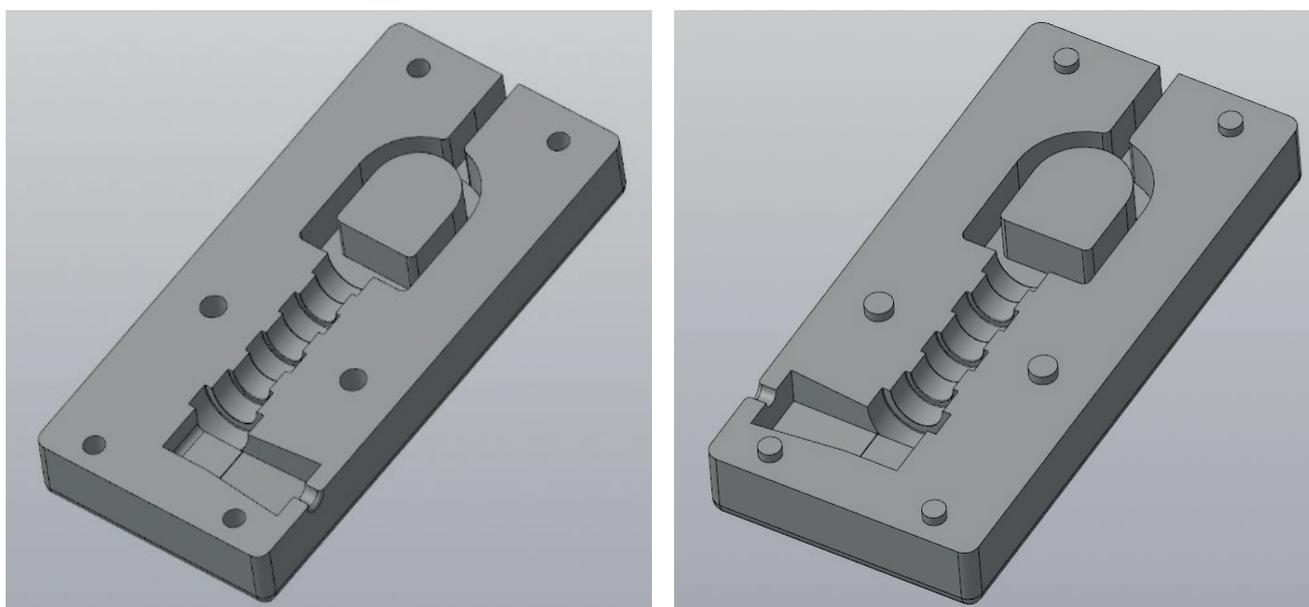


Рис. 2. Части пресс-формы для отливки «Прижим»: *а, б* – нижняя и верхняя полуформы

В результате исследования технологических процессов в модельной лаборатории был проведен первый этап отработки режимов запрессовки модельного состава. Изучены такие факторы, как температура жидкого модельного состава перед запрессовкой, давление запрессовки и время охлаждения пресс-формы с модельным составом, их влияние на качество поверхности моделей. Эти технологические параметры в значительной степени определяются размерами и толщиной стенок создаваемой модели. Также была проведена оценка соответствия геометрии, отсутствия дефектов в виде воздушных раковин и следов инъекции модельного состава на поверхностях моделей. Наиболее оптимальные параметры, установленные в рамках данной работы, приведены в табл. 3.

Таблица 3. Технологические параметры получения восковых моделей

Наименование модели	Температура жидкого модельного состава, °С	Давление запрессовки, кгс/см ²	Время охлаждения в ванне с проточной водой, мин
Ручка	70–75	0,3	3–5
Прижим		0,5	

На рис. 3 в качестве примера показаны готовые восковые модели.

По разработанной технологии было изготовлено 40 восковых моделей «Ручка» и 30 восковых моделей «Прижим». Изготовление огнеупорных керамических форм, а также получение бронзовых отливок осуществляли по отработанному технологическому процессу [6].

По результатам входного контроля у заказчика все отливки были признаны годными.

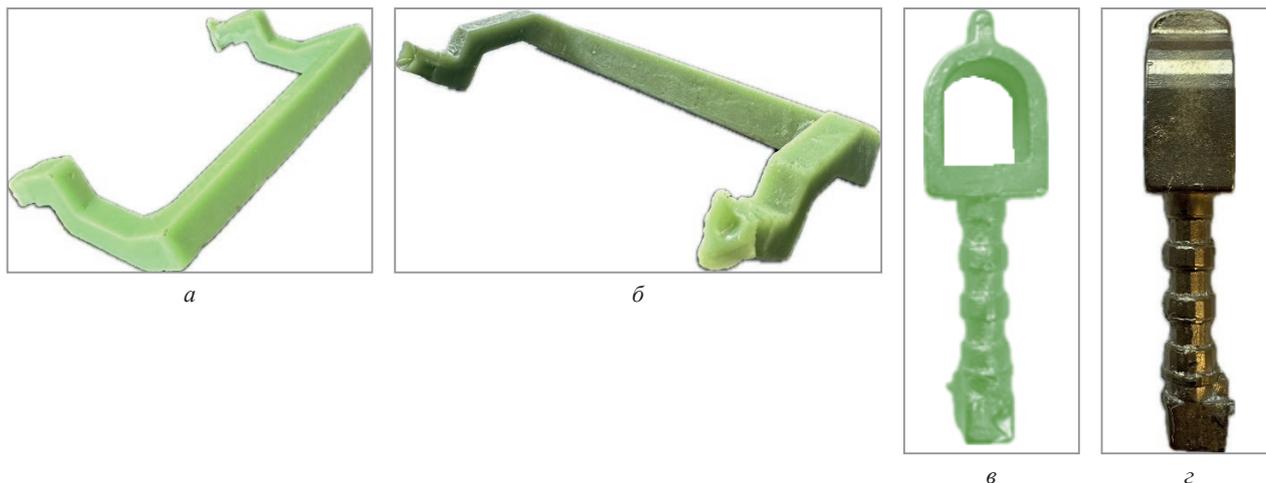


Рис. 3. Восковые модели, полученные запрессовкой воска в пресс-формы, изготовленные по SLA-технологии:
а, б – «Ручка»; в, г – «Прижим»

Таким образом, в условиях Центра литейных технологий СамГТУ разработан технологический цикл подготовки производства для получения отливок литьем по выплавляемым моделям, включающий проектирование и изготовление пресс-форм по технологии SLA-печати, изготовление восковых моделей, а также получение отливок требуемого качества.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев, Б.Б. Решенные и нерешенные задачи теории литейных процессов / Б.Б. Гуляев // Литейное производство.– 1990.– № 9.– С. 2–3.
2. Литье по выплавляемым моделям / В.Н. Иванов [и др.]; под общ. ред. Я.И. Шкленника, В.А. Озерова.– 3-е изд., перераб. и доп.– М.: Машиностроение, 1984.– 408 с.
3. Повышение эффективности литья по выплавляемым моделям при использовании аддитивных технологий / Г.Н. Митраков [и др.] // Омский научный вестник: технические науки.– 2015.– № 2.– С. 85–87.
4. Зленко, М.А. Аддитивные технологии в машиностроении: пособие для инженеров / М.А. Зленко, М.В. Нагайцев, В.М. Довбыш.– М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015.– 220 с.
5. Зленко, М.А. Аддитивные технологии в опытно литейном производстве. Часть I. Литье металлов и пластмасс с использованием синтез-моделей и синтез-форм / М.А. Зленко, П.М. Забеднов // Metallurgiya mashinostroeniya.– 2013.– № 2.– С. 45–54.
6. Инновации в литье по выплавляемым моделям / К.В. Никитин [и др.].– Самара: СамНИЦ РАН, 2017.– 144 с.

REFERENCES

1. Gulyaev B.B. Reshennyye i nereshennyye zadachi teorii litejnyh processov [Solved and unsolved problems of the theory of foundry processes]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 1990, no. 9, pp. 2–3.
2. Ivanov V.N., Kazennov S.A., Kurchman B.S., Shklyennik Y.I., Ozerov V.A. (ed.) *Lit'e po vyplavlyаемым modelyam* [Lost wax casting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984. 408 p.
3. Mittrakov G.N., Sazonov V.S., Polyakova A.V., Anikin I.S. Povyshenie effektivnosti lit'ya po vyplavlyаемым modelyam pri ispol'zovanii additivnyh tekhnologij [Increasing the efficiency of lost wax casting using additive technologies]. *Omskij nauchnyj vestnik: tekhnicheskie nauki = Omsk Scientific Bulletin: technical sciences*, 2015, no. 2, pp. 85–87.
4. Zlenko M.A., Nagaitsev M.V., Dovbysh V.M. *Additivnye tekhnologii v mashinostroenii: posobie dlya inzhenerov* [Additive technologies in mechanical engineering: a manual for engineers]. Moscow, State scientific center of the Russian Federation FSUE "NAMI", 2015. 220 p.
5. Zlenko M.A., Zabednov P.V. Additivnye tekhnologii v opytном litejnom proizvodstve. Chast' I. Lit'e metallov i plastmass s ispol'zovaniem sintez-modelej i sintez-form [Additive technologies in an experimental foundry. Part I. Casting of metals and plastics using synthesis patterns and synthesis molds]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy mechanical engineering*, 2013, no. 2, pp. 45–54.
6. Nikitin K.V., Sokolov A.V., Nikitin V.I., Dyachkov V.N. *Innovacii v lit'e po vyplavlyаемым modelyam* [Innovations in lost wax casting]. Samara, SamSC RAS Publ., 2017. 144 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-41-44>
УДК 621.745.35

Поступила 02.09.2024
Received 02.09.2024

СТРУКТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ ЛИТЬЕ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ЧУГУНОВ

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

Показано, что эффект структурной наследственности при литье эвтектических чугунов можно объяснить с позиции наноструктурной кристаллизации литейных сплавов. Предложен механизм структурной наследственности при литье эвтектических чугунов. Этот механизм определяется устойчивостью центров кристаллизации микрокристаллов аустенита, графита, цементита. Показано, что устойчивость зависит от концентрации адсорбированных атомов кислорода. Чем выше концентрация, тем менее устойчивы центры кристаллизации микрокристаллов аустенита, графита, цементита в расплавах эвтектических чугунов, и наоборот. При увеличении перегревов и (или) времени выдержки расплавов в них повышается концентрация адсорбированных атомов кислорода. В результате снижается структурная устойчивость при переплавке эвтектических чугунов и нарушается эффект структурной наследственности.

Ключевые слова. Структурная наследственность, литье, чугуны, центры кристаллизации, адсорбция, нанокристаллы, атомы кислорода.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Структурная наследственность при литье эвтектических чугунов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 3. С. 41–44. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-41-44>.

STRUCTURAL HEREDITY IN THE CASTING OF EUTECTIC CAST IRON

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.

It has been shown that the effect of structural inheritance in casting eutectic cast irons can be explained from the standpoint of nanostructured crystallization of foundry alloys. Proposed is a mechanism of structural heredity when casting eutectic cast irons. This mechanism is determined by the stability of the crystallization centers of microcrystals of austenite, graphite, cementite. This stability has been shown to depend on the concentration of adsorbed oxygen atoms. The higher this concentration, the less stable the centers of crystallization of microcrystals of austenite, graphite, cementite in melts of eutectic cast irons, and vice versa. With an increase in overheating and (or) the holding time of melts, the concentration of adsorbed oxygen atoms in them increases. As a result, structural stability during remelting of eutectic cast irons is reduced and the effect of structural heredity is disturbed.

Keywords. Structural heredity, casting, cast iron, crystallization centers, adsorption, nanocrystals, oxygen atoms.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Structural heredity in the casting of eutectic cast iron. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 41–44. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-41-44>.

При литье чугунов наибольшее применение получили эвтектические чугуны. По структуре и свойствам их можно разделить на серый эвтектический чугун (СЭЧ) и белый эвтектический чугун (БЭЧ).

При литье чугунов экспериментально установлено существование эффекта структурной наследственности [1, 2]. Он состоит в том, что при невысоком перегреве и (или) малом времени выдержки расплава структура получаемых литых заготовок определяется структурой шихтовых отливок, то есть наблюдается их структурное соответствие. Объяснить это явление с позиции классической теории кристаллизации металлических расплавов затруднительно, поскольку в ее основе лежит постулат о том, что центрами кристаллизации микрокристаллов фаз являются неметаллические включения или интерметаллиды. Но они при кристаллизации чугунов не удовлетворяют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского [3].

Объяснить эффект структурной наследственности при литье чугунов можно с позиции наноструктурной кристаллизации литейных сплавов [4]. Металлические расплавы являются равновесными наноструктурными системами [5]. Центры кристаллизации, состоящие из нанокристаллов фаз, удовлетворяют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского, так как имеют одинаковую элементарную кристаллическую решетку с микрочастицами фаз. Эффективность структурной наследственности при литье сплавов определяется концентрацией центров кристаллизации, которые сохраняют стабильность при температурах выше температур ликвидуса [6]. Это и определяет структурную наследственность при литье чугунов. Разработка ее механизма является целью настоящей работы.

Структура СЭЧ, при его кристаллизации, определяется микрочастицами аустенита ($A_{МК1}$) и графита ($\Gamma_{МК}$). При плавлении, больших перегреве и времени выдержки расплава СЭЧ $A_{МК1}$ распадается на элементарные нанокристаллы железа ($Fe_{ЭН1}$) и графита ($\Gamma_{ЭН1}$), свободные атомы железа (Fe_{a1}) и углерода (C_{a1}).

Процесс кристаллизации $A_{МК1}$ является наноструктурным и происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($A_{СН1}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($A_{ЦК1}$) по реакции:



Заканчивается процесс кристаллизации $A_{МК1}$ по реакции:



Из реакций (1) – (3) следует, что структура СЭЧ будет определяться концентрацией $A_{ЦК1}$. Чем она выше, тем более дисперсной становится структура отливок при их кристаллизации. При невысоком перегреве и (или) малом времени выдержки расплава СЭЧ $A_{МК1}$ распадается в соответствии с реакцией, обратной (3).

Кислород и водород растворяются в жидком железе в атомарном виде [7]. Эти атомы образуются при взаимодействии расплава с молекулами кислорода и воды атмосферного воздуха. Стандартные теплоты адсорбции атомов водорода и кислорода на железе составляют соответственно 143 и 570 кДж/моль [8]. Поэтому на элементарных нанокристаллах железа в чугунах преимущественно будут адсорбироваться атомы кислорода. При этом они будут устойчивы в расплаве, так как стандартная теплота образования оксида FeO меньше стандартной теплоты адсорбции атомарного кислорода на железе [8, 9].

При увеличении перегрева и (или) времени выдержки расплава СЭЧ в нем повышается концентрация атомов кислорода [7]. Они адсорбируются $A_{ЦК1}$ до определенной, критической концентрации. При ее превышении происходит распад $A_{ЦК1}$ по эффекту Ребиндера в соответствии со следующей реакцией:



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

Аналогичным образом распадается $A_{СН1}$, но при более высоком перегреве и (или) большем времени выдержки расплава СЭЧ.

При плавлении, больших перегреве и времени выдержки расплава СЭЧ $\Gamma_{МК}$ распадается на элементарные нанокристаллы графита ($\Gamma_{ЭН2}$) и свободные атомы углерода (C_{a2}). Процесс кристаллизации $\Gamma_{МК}$ является наноструктурным и происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Gamma_{СН}$) по следующей реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\Gamma_{ЦК}$) по реакции:



Заканчивается процесс формирования $\Gamma_{МК}$ по реакции:



Из реакций (5) – (7) следует, что структура СЭЧ будет определяться концентрацией $\Gamma_{ЦК}$. Чем она выше, тем более дисперсной становится структура отливок при их кристаллизации. При невысоком перегреве и (или) малом времени выдержки расплава СЭЧ $\Gamma_{МК}$ распадается в соответствии с реакцией, обратной (7).

Стандартные теплоты адсорбции атомов водорода и кислорода на графите составляют соответственно 29 и 335 кДж/моль [10, 11]. Поэтому на элементарных нанокристаллах графита в чугунах преимущественно будут адсорбироваться атомы кислорода. При этом они будут устойчивы в расплаве, так как стандартная теплота образования оксида СО меньше стандартной теплоты адсорбции атомарного кислорода на графите [9, 11].

При увеличении перегрева и (или) времени выдержки расплава СЭЧ в нем повышается концентрация атомов кислорода [7]. Они адсорбируются $\Gamma_{\text{цк}}$ до определенной, критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\Gamma_{\text{цк}}$ по эффекту Ребиндера в соответствии со следующей реакцией:



Аналогичным образом распадаются $\Gamma_{\text{сн}}$, но при более высоком перегреве и (или) большем времени выдержки расплава СЭЧ.

Структура БЭЧ, при его кристаллизации, определяется микрокристаллами аустенита ($A_{\text{МК2}}$) и цементита ($\Pi_{\text{МК}}$). При плавлении, больших перегреве и времени выдержки расплава БЭЧ $A_{\text{МК2}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы железа ($Fe_{\text{ЭН2}}$) и графита ($\Gamma_{\text{ЭН3}}$), свободные атомы железа (Fe_{a2}) и углерода (C_{a3}).

Процесс кристаллизации $A_{\text{МК2}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($A_{\text{сн2}}$) по реакции:



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



Заканчивается процесс кристаллизации $A_{\text{МК2}}$ по реакции:



Из реакций (9) – (11) следует, что структура БЭЧ будет определяться концентрацией $A_{\text{цк2}}$. Чем она выше, тем более дисперсной становится структура отливок при их кристаллизации. При невысоком перегреве и (или) малом времени выдержки расплава БЭЧ $A_{\text{МК2}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (11).

При увеличении перегрева и (или) времени выдержки расплава БЭЧ в нем повышается концентрация атомов кислорода [7]. Они адсорбируются $A_{\text{цк2}}$ до определенной, критической концентрации. При ее превышении происходит распад $A_{\text{цк2}}$ по эффекту Ребиндера в соответствии со следующей реакцией:



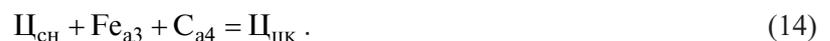
Аналогичным образом распадаются $A_{\text{сн2}}$, но при более высоком перегреве и (или) большем времени выдержки расплава БЭЧ.

При плавлении, больших перегреве и времени выдержки расплава БЭЧ $\Pi_{\text{МК}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы железа ($Fe_{\text{ЭН3}}$) и графита ($\Gamma_{\text{ЭН4}}$), свободные атомы железа (Fe_{a3}) и углерода (C_{a4}).

Процесс кристаллизации $\Pi_{\text{МК}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Pi_{\text{сн}}$) по реакции:



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



Заканчивается процесс кристаллизации $\Pi_{\text{МК}}$ по реакции:



Из реакций (13) – (15) следует, что структура БЭЧ будет определяться концентрацией $\Pi_{\text{цк}}$. Чем она выше, тем более дисперсной становится структура отливок при их кристаллизации. При невысоком перегреве и (или) малом времени выдержки расплава БЭЧ $\Pi_{\text{МК}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (15).

При увеличении перегрева и (или) времени выдержки расплава БЭЧ в нем повышается концентрация атомов кислорода [7]. Они адсорбируются $\Pi_{\text{цк}}$ до определенной, критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\Pi_{\text{цк}}$ по эффекту Ребиндера в соответствии со следующей реакцией:



Аналогичным образом распадаются $\Pi_{\text{сн}}$, но при более высоком перегреве и (или) большем времени выдержки расплава БЭЧ.

Таким образом, структурная наследственность при литье эвтектических чугунов определяется устойчивостью центров кристаллизации микрокристаллов аустенита, графита, цементита, которая зависит от концентрации адсорбированных атомов кислорода.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Никитин, В. И.** Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
2. **Курганов, В. А.** Наследственность и новые технологии получения конструкционных чугунов / В. А. Курганов // Наследственность в литейных процессах: труды VII Междунар. науч.-техн. симпозиума. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2008. – С. 64–68.
3. **Марукович, Е. И.** Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. – Минск: Беларуская навука, 2009. – 192 с.
4. **Марукович, Е. И.** Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 13–19.
5. **Марукович, Е. И.** Наноструктурная теория металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
6. **Марукович, Е. И.** Пути решения проблемы структурной наследственности сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2019. – № 1. – С. 21–23.
7. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник / А. В. Курдюмов [и др.] М.: Изд. Дом МИСиС, 2011. – 615 с.
8. Константы взаимодействия металлов с газами: справочник / Под ред. Б. А. Колачева и Ю. В. Левинского. – М.: Металлургия, 1987. – 368 с.
9. Физико-химические свойства окислов: справочник / Под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
10. Адсорбция водорода в микропористых углеродных адсорбентах различного генезиса / А. А. Фомкин [и др.] // Физикохимия поверхности и защиты материалов. – 2019. – Т. 55. – № 3. – С. 227–233.
11. **Вейлас, С.** Химическая кинетика и расчеты промышленных реакторов / С. Вейлас. – М.: Химия, 1964. – 432 с.

REFERENCES

1. **Nikitin V. I., Nikitin K. V.** *Nasledstvennost' v lityh splavah* [Hereditry in cast alloys]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2005, 476 p.
2. **Kurganov V. A.** *Nasledstvennost' i novye tekhnologii polucheniya konstrukcionnyh* [Hereditry and new technologies for production of structural cast iron]. *Nasledstvennost' v litejnyh processah: trudy VII Mezhdunar. nauch.-tekhn. simpoziuma = Hereditry in foundry processes: works of VII Interunar. scientific-technical symposium*, Samara, Samar. gos. tekhn. un-t, 2008, pp. 64–68.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** *Modificirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009, 192 p.
4. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** *Nanostrukturnaya kristallizaciya litejnyh splavov* [Nanostructured crystallization of foundry alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.
5. **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.
6. **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.
7. **Kurdyumov A. V.** *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnyh metallov: uchebnik* [Production of castings from non-ferrous metal alloys]. Moscow, Izd. Dom MISiS Publ., 2011, 615 p.
8. *Konstanty vzaimodejstviya metallov s gazami: spravochnik* [Metal-Gas Interaction Constants]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 368 p.
9. *Fiziko-himicheskie svojstva okislov: spravochnik* [Physicochemical properties of oxides]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 472 p.
10. **Fomkin A. A.** *Adsorbciya vodoroda v mikroporistyh uglerodnyh adsorbentah razlichnogo genезisa* [Hydrogen adsorption in microporous carbon adsorbents of different genesis]. *Fizikohimiya poverhnosti i zashchity materialov = Physicochemistry of surface and protection of materials*, 2019, Vol. 55, no. 3, pp. 227–233.
11. **Vejlas S.** *Himicheskaya kinetika i raschety promyshchlennyh reaktorov* [Chemical kinetics and calculations of industrial reactors]. Moscow, Himiya Publ., 1964, 432 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-45-50>
УДК 339.1; 669.054.8

Поступила 20.08.2024
Received 20.08.2024

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ ОЛОВСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ

Б. М. НЕМЕНЕНОК, В. А. ШЕЙНЕРТ, Г. А. РУМЯНЦЕВА, И. Г. РАКОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: nemenenok@bntu.by

В статье приведены составы оловосодержащих сплавов и олова высшей и первой категорий качества. Представлена информация об основных примесях в олове, оловянных баббитах и оловянно-свинцовых припоях. Описана технология удаления меди из припоя ПОС61М для получения оловянно-свинцового припоя ПОС61 методом фильтрации.

Ключевые слова. Оловянные аноды, оловосодержащие сплавы, примеси, фильтрация, припой.

Для цитирования. Немененок, Б. М. Современные технологии переработки оловосодержащих отходов / Б. М. Немененок, В. А. Шейнерт, Г. А. Румянцова, И. Г. Раков // *Литье и металлургия*. 2024. № 3. С. 45-50. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-45-50>.

ADVANCED TIN RECYCLING TECHNOLOGY

B. M. NEMENENOK, V. A. SCHEINERT, G. A. RUMIANTSAVA, I. G. RAKOV, Belarus National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: nemenenok@bntu.by

The article gives compositions of tin alloys and tin of the highest and first quality categories. The main impurities in tin, tin babbitt and tin-lead solders are presented. The technique of removing copper from POSM 61M solder for producing POSM 61solder by filtration is described.

Keywords. Tin anodes, tin-containing alloys, impurities, filtration, solder.

For citation. Nemenenok B. M., Scheinert V. A., Rumiantsava G. A., Rakov I. G. Advanced tin recycling technology. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 3, pp. 45-50. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-45-50>.

Развитие техники требует более широкого использования олова как для защиты металлов от коррозии, так и для получения оловянных бронз, баббитов, типографских сплавов и припоев.

Наиболее вредными примесями олова являются железо, мышьяк, алюминий и цинк. Мышьяк и железо снижают пластические свойства, повышают твердость и хрупкость, а алюминий и цинк ухудшают коррозионную стойкость олова [1].

ГОСТ 860-75 предусматривает выпуск шести марок олова высшей и первой категорий качества (табл. 1). В олове высшей категории качества ограничено содержание примесей алюминия и цинка, а также допускается более низкое содержание серы, чем в соответствующих марках олова первой категории качества.

Олово марки 01пч широко применяют для изготовления сплавов и производства белой жести.

В промышленности используют три группы оловянных сплавов: антифрикционные, припой и сплавы для литья под давлением.

В качестве антифрикционных сплавов хорошо зарекомендовали двойные сплавы олова с сурьмой, дополнительно легированные медью, никелем, свинцом. ГОСТ 1320-74 предусматривает три марки оловянных баббитов, состав которых приведен в табл. 2 [1].

В зависимости от содержания сурьмы баббиты имеют различное количество кристаллов β^1 -фазы (SnSb). Минимальное количество таких кристаллов содержится в структуре сплава Б88.

В качестве припоев в основном используют сплавы системы Sn-Pb с небольшим количеством сурьмы (до 2%), которую вводят для улучшения растекания припоя. Химический состав некоторых оловянно-свинцовых припоев, согласно ГОС 21930-76, приведен в табл. 3.

Вредной примесью для припоев является медь, образующая с оловом иглообразные кристаллы фазы Cu_6Sn_5 , которые ухудшают качество пайки, образуют на луженой поверхности изделий перемычки,

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

Марка	Sn, % не менее	Примеси, % не более								
		Al	Fe	Cu	Pb	Bi	Sb	S	Zn	сумма примесей
Высшая категория качества										
ОВЧ-000*	99,999	10 ⁻⁴	10 ⁻⁴	10 ⁻⁵	10 ⁻⁵	10 ⁻⁶	10 ⁻⁵	–	10 ⁻⁵	10 ⁻²
01пч	99,915	0,01	0,009	0,01	0,025	0,01	0,015	0,008	0,002	0,085
01	99,900	0,01	0,009	0,01	0,04	0,015	0,015	0,008	0,002	0,1
02	99,565	0,015	0,02	0,03	0,025	0,05	0,05	0,02	–	0,435
Первая категория качества										
01пч	99,915	0,01	0,009	0,01	0,025	0,01	0,015	0,01	–	0,085
01	99,900	0,01	0,009	0,01	0,04	0,015	0,015	0,01	–	0,10
02	99,565	0,015	0,02	0,03	0,25	0,05	0,05	0,02	–	0,435
03	98,49	0,03	0,02	0,1	1,0	0,06	0,3	0,02	–	1,51
04	96,43	0,05	0,02	0,1	3,0	0,10	0,3	0,02	–	3,57

Примечание: в олове марки ОВЧ-000, кроме указанных примесей, ограничено содержание примесей Au, Ge, Co, Ni, In, Ag.

Т а б л и ц а 2. Химический состав оловянных баббитов

Марка	Легирующие элементы, %						Примеси, % не более					
	Sb	Cu	Cd	Ni	Pb	Sn	Fe	As	Zn	Pb	Bi	Al
Б88	7,3–7,8	2,5–3,5	0,8–1,2	0,15–0,25	–	ост.	0,05	0,05	0,005	0,1	0,05	0,005
Б83	10–12	5,5–6,5	–	–	–	ост.	0,1	0,05	0,004	0,35	0,05	0,005
Б83С	9–11	5–6	–	–	1,0–1,5	ост.	0,1	0,1	0,01	–	0,05	0,005

Т а б л и ц а 3. Химический состав некоторых оловянно-свинцовых припоев

Марка припоя	Легирующие элементы, %		
	Sn	Pb	Sb
ПОС90	89–91	11–9	–
ПОС61	59–61	41–39	–
ПОС40	39–41	61–59	–
ПОС10	9–10	81–90	–
ПОССу61–0,5	59–61	41–39	0,05–0,5
ПОССу30–0,5	29–31	71–69	0,05–0,5
ПОССу30–2	29–31	71–69	1,5–2,0

Примечание: содержание примесей (не более): Cu – 0,05%; Bi – 0,1; As – 0,05; Fe – 0,02; Ni – 0,02%.

неровности иглообразной формы и рыхлоты. Примеси алюминия и цинка увеличивают вязкость припоев и ухудшают их растекание по поверхности изделий.

В результате выработки ресурса работы узлов, механизмов и морального старения техники образуются оловосодержащие отходы, существенно различающиеся по химическому составу. В процессе получения белой жести используются оловянные аноды массой 48,6 кг, получаемые литьем в кокиль (рис. 1, а), которые при нанесении оловянного покрытия растворяются до «огарков» массой 12–22 кг (рис. 1, б). Образующиеся «огарки» используются в составе шихты при получении новых анодов. При этом состав шихты, как правило, состоит из 50% «огарков» и 50% слитков 01пч. Такой вариант использования остатков оловянных отходов не приводит к образованию низкосортных оловосодержащих материалов, так как количество образующегося шлака не превышает 0,3%, а максимальный угар 0,5%.

Высокая стоимость олова марки 01пч стимулирует поиск альтернативных вариантов его замены, однако высокая степень чистоты используемого олова не позволяет успешно заменять его продуктами переработки оловосодержащих отходов. Поэтому наиболее реальным является получение олова более низких марок, которые могут использоваться при производстве оловянных бронз или оловянно-свинцовых припоев. В последнем случае наиболее остро стоит проблема удаления меди при получении припоя марки ПОС61. При металлургической переработке оловянно-свинцовой изгари была отработана технология получения припоя ПОС61М, который отличается от ПОС61 содержанием 1,2–2% меди и имеет более



Рис. 1. Оловянные аноды для получения белой жести (а) и «огарки» анодов (б)

ограниченную область применения [2]. Для получения припоя марки ПОС61 необходимо решить задачу по удалению из припоя ПОС61М примесей меди и никеля методом фильтрации.

Растворимость меди в олове очень мала и составляет при эвтектической температуре 227 °С 0,01 ат. % или 0,006 ат. %. Растворимость железа в жидком олове при температуре 232 °С составляет 0,0022 ат. %. Поэтому удаление данных примесных элементов из расплава возможно в виде интерметаллидов.

В качестве базовой использовали установку для очистки припоя, разработанную промышленностью радиоэлектронных материалов СССР. Установка предназначалась для очистки бывшего в употреблении припоя ПОС61 от вредных примесей (Fe, Cu, Ni), накапливающихся в составе припоя в процессе эксплуатации ванн, путем отфильтровывания интерметаллидов олова с указанными выше металлами на микропористом керамическом фильтре.

Недостаток установки состоял в том, что при максимально достигаемом газовом давлении фильтрации в 1 атм, диаметре открытых пор фильтра 30–50 мкм и его толщине 15 мм не удавалось понизить содержание меди и железа ниже 0,2%. По условиям работы установок «пайки волной» предельное содержание меди допускается не выше 0,1–0,15%, поэтому припой, очищенный на такой установке, не мог в полной мере использоваться повторно для пайки электронных плат.

С целью устранения недостатков базовой установки ее модернизировали. Мероприятия по модернизации установки разделили на две группы: конструктивные и технологические. К первой группе отнесли изменения, касающиеся конструкции фильтра. В базовой установке использовали фильтр толщиной 15 мм, спеченный из зерен электрокорунда № 5 (50 мкм). Недостатки такого фильтра заключались в значительной неоднородности шихтовой массы, что приводило к разбросу диаметра пор, несмотря на давление прессования до 10 МПа (до 12 т на фильтр). Это подтверждалось микроскопическим анализом изломов готовых изделий, в которых обнаруживались каналы размером до 100 мкм наряду с наличием закрытых пор. В результате фильтрации припоя через такой материал возникали местные гидродинамические свищи, через которые с большой скоростью проходила основная масса расплава, увлекая за собой мелкие кристаллы интерметаллидов. Частично такой недостаток можно убрать понижением давления фильтрования, но это приводит к увеличению в 2–3 раза продолжительности процесса и дополнительным потерям припоя за счет шлакообразования.

Недостаток базового фильтра пытались устранить путем создания композиционного фильтра, основой (опорной частью) которого стал материал из титанового порошка фракцией 0,20–0,25 мм, спеченный в вакууме. Такой фильтр имел практически 100%-ную открытую пористость и равномерное гидродинамическое сопротивление по всему сечению.

Верхний тонкопористый фильтрующий слой выполняли из муллитовой ваты с толщиной волокна 5–10 мкм, спрессованной в тонкий слой под давлением 2 МПа. Сверху, со стороны ванны припоя фильтр прижимался сеткой из нержавеющей стали с ячейкой 3 мм.

Испытания композиционного фильтра показали улучшение показателя очистки сплава на 0,05% по меди, при этом опорный титановый диск не менялся в течение 15–20 процессов фильтрации. Замена подлежала только слой дешевой муллитовой ваты, который переустанавливали на горячую практически после каждого фильтрования.

Несмотря на положительные результаты очистки с помощью композиционного фильтра, оставалась необходимость снижения остаточного содержания меди до 0,10%. С этой целью был реализован комплекс технологических мероприятий, включающий снижение температуры в камере выдержки до эвтектической точки (183 °С) и замешивание в ванну кристаллической затравки. Выдержка расплава при эвтектической температуре преследовала две цели: дополнительное стимулирование выпадения соединений Cu и Sn за счет увеличения температурного интервала от перитектических линий по диаграмме состояния и доведения фильтрата (очищенного припоя) до эвтектики, что соответствовала марке ПОС61, необходимого для условий производства. Следует отметить, что вторичный припой, выводимый из производственного процесса на радиопредприятиях, часто не соответствовал эвтектическому составу.

Замешивание кристаллической затравки способствовало более полному выделению интерметаллидов в виде укрупненных кристаллов и конгломератов. Затравка представляла собой сплав, состоящий из 45% Sn и 55% Cu, что приблизительно соответствовало фазе «η» по диаграмме Cu-Sn при 415 °С. Затравку плавляли при 500 °С из чистых компонентов и разливали по технологии закалки из жидкого состояния. Слитки размалывали до фракции 50 мкм и полученный порошок добавляли в расплав вторичного припоя в количестве 0,2–0,3% от массы расплава.

Апробация модернизированной технологии с выдержкой ванны вторичного припоя в процессе фильтрации до 5 ч при давлении 0,95–0,75 атм позволила получить припой с содержанием меди, близким к допустимому. Для установления параметров фильтрации припоя, обеспечивающих содержание меди не более 0,1%, оценивали влияние количества циклов фильтрации, температуры фильтруемого расплава и времени нахождения расплава над фильтром.

Исследования показали (рис. 2), что эффективный период глубокой очистки припоя находится в интервале 8–15 циклов фильтрации от начала эксплуатации фильтра.

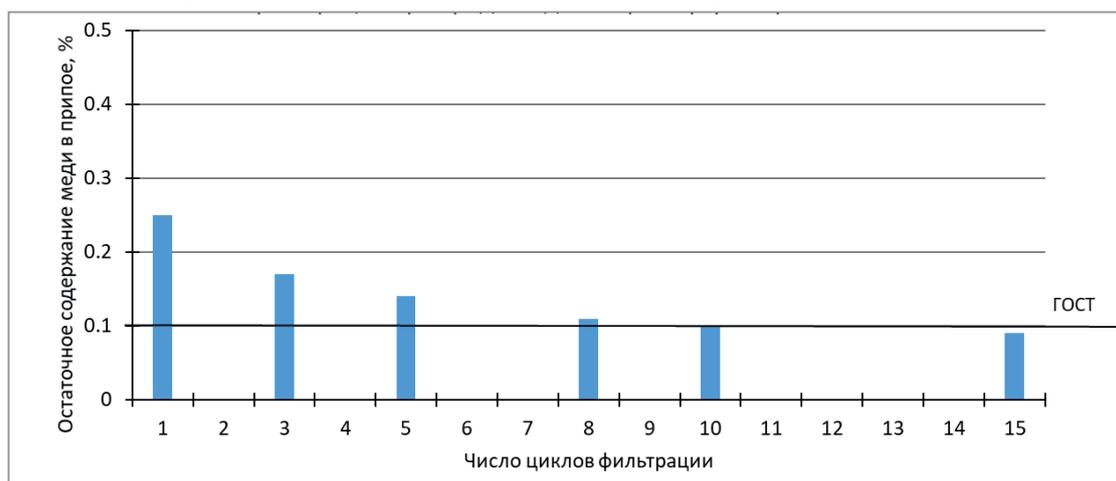


Рис. 2. Зависимость остаточного содержания меди в припое ПОС61 от числа циклов фильтрации при среднем диаметре пор фильтра 25 мкм

В период 1–8 циклов происходит предварительная очистка припоя от примеси меди с получением ее концентрации, близкой к 0,1%. После 15 циклов фильтрации фильтр выходит из строя, что связано с уменьшением эффективного сечения пор в объеме керамического фильтра за счет осаждения кристаллов интерметаллидов и постепенным снижением его пропускной способности при фиксированном разрежении 7–5 кПа в камере сбора фильтрата. Количество фильтр-остатка при этом возрастало до 5% от массы исходной загрузки припоя. Это происходило вследствие выделения первичных кристаллов твердого раствора и интерметаллидов, которые образовали пористый каркас в виде шубы над фильтром, что

создавало квазифильтр и позволяло увеличить фильтрующий объем и дополнительно повысить его способность к задержанию примесных частиц.

Для выбора оптимального времени выдержки расплава над фильтром исследовали период с 1 до 5 ч (рис. 3).

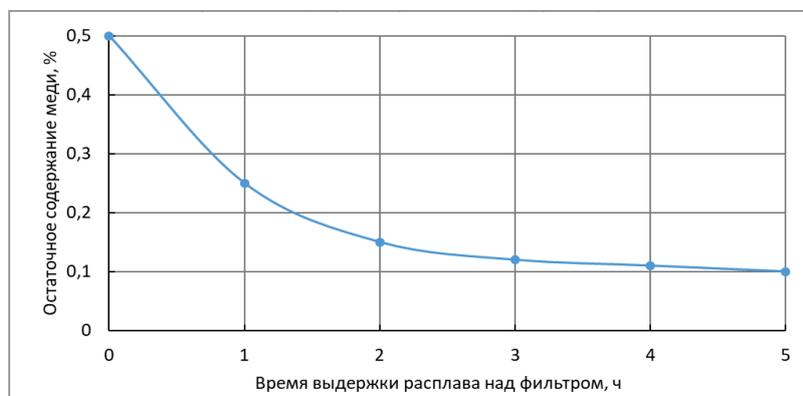


Рис. 3. Зависимость остаточного содержания меди в фильтрате от времени выдержки расплава над фильтром

Эффективное время выдержки расплава над фильтром – 4–5 ч и описывается гиперболической зависимостью. Дальнейшее увеличение длительности выдержки характеризуется линейной зависимостью и не дает снижения концентрации меди в припое.

Для выбора оптимальной температуры расплава над фильтром анализировали диапазон температур 250–185 °С (рис. 4). В интервале температур 250–195 °С сохраняется линейная зависимость уменьшения остаточного содержания меди в припое от снижения температуры расплава.

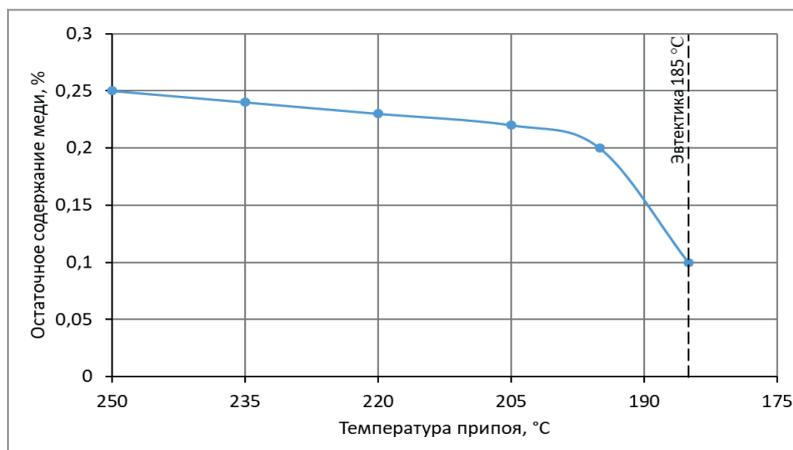


Рис. 4. Зависимость остаточного содержания меди от температуры ванны припоя при выдержке над фильтром в течение 5 ч при 10 циклах фильтрации

При эксплуатации ванн лужения или пайке «волной» состав припоя смещается с эвтектической точки на 1–3 % в сторону увеличения свинца по причине ликвационных процессов и восполнения убыли без корректировки химического состава, что приводит в дальнейшем к изъятию припоя из технологической цепочки.

Выстаивание припоя в установке для очистки от примесей при температуре, близкой к эвтектике, приводит к выпадению первичных кристаллов свинца и осаждению их над фильтром в виде пористого слоя. Данный слой фактически является аналогом зернистого фильтра с гидродинамическим упаковыванием, создающим дополнительный фильтрующий объем, часто в 2 раза превышающий объем керамического фильтра. Это позволяет значительно увеличить степень улавливания медьсодержащих кристаллов за счет эффекта самофильтрации через слой собственных кристаллов, находящихся в равновесии с расплавом. Первичные кристаллы свинца в несколько раз крупнее медьсодержащих включений, что приводит к их более эффективному задерживанию при фильтрации. Такой режим фильтрации позволяет приводить химический состав припоя к эвтектическому, что важно для технологии пайки электроники путем потери части более дешевого свинца вместо добавки дорогого олова.

На рис. 5 показана партия слитков припоя ПОС61 и оловянной лигатуры, полученных в результате реализации разработанной технологии рециклинга оловянно-свинцовой изгари.

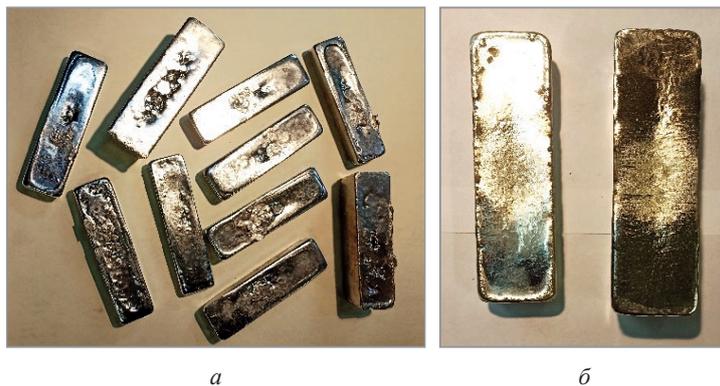


Рис. 5. Партия слитков припоя ПОС61 (а) и оловянной лигатуры (б), полученных рециклингом оловянно-свинцовой изгари

В результате проделанных операций удалось эффективно использовать базовый керамический фильтр при сроке службы до 10 операций по фильтрации (~400 кг исходного припоя) при горячем удалении с поверхности фильтр-остатка. Таким образом, модернизация технологии фильтрования припоя позволила получить вторичный эвтектический припой, соответствующий марке ПОС61 с остаточным содержанием меди не более 0,10%, а железа и никеля менее 0,1%, при некотором увеличении потерь с фильтр-остатком (на 2–3%).

По разработанной технологии из оловянно-свинцовой изгари для Минского часового завода было получено 300,9 кг припоя ПОС61 и отгружено в адрес предприятия на сумму 3 755,23 руб. При переработке оловянной изгари было получено 726,5 кг оловянной лигатуры, которая поставлена в адрес ОАО «Белцветмет» на сумму 6 189,78 руб.

Реализация эффективной технологии фильтрации оловосодержащих сплавов позволяет на выходе получать материалы, полностью соответствующие требованиям стандартов по содержанию примесей. При этом в качестве фильтрата получают как готовые составы припоев, так и компоненты, используемые в дальнейшем в составе шихты при выплавке оловосодержащих сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А. В. Курдюмов [и др.]. – М.: МИСИС, 1996. – 504 с.
2. Комплексная переработка оловянно-свинцовой изгари в припой и лигатуры / Б. М. Немененок [и др.]. // *Литье и металлургия*. – 2020. – № 1. – С. 93–95.

REFERENCES

1. **Kurdyumov A. V., Pikunov M. V., Chursin V. M. et al.** *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnyh metallov* [Production of casting from non-ferrous metal alloys]. Moscow, MISIS Publ., 1996. 504 p.
2. **Nemenenok B. M., Downar G. V., Slutsky A. G. et al.** *Kompleksnaja pererabotka olovnanno-svincovoj izgari v pripoi i ligatury* [Complex processing of tin-lead dross into solders and ligatures]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 93–98.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-51-56>
УДК 621.774

Поступила 25.07.2024
Received 25.07.2024

УПРАВЛЕНИЕ СВОЙСТВАМИ СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ПО COLD-BOX-AMINE-ПРОЦЕССУ

С. А. КУЛИКОВ, ОАО «Минский тракторный завод»,
г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29. E-mail: cyberlis@mail.ru
Ф. И. РУДНИЦКИЙ, БНТУ, 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
Ю. А. КУЛИКОВ, ОАО «Управляющая компания холдинга «Минский моторный завод»,
г. Минск, Беларусь, ул. Ваупшасова, 4. E-mail: castira@mail.ru

В статье рассмотрены вопросы прочности литейных стержней, изготовленных по Cold-box-amine-процессу. Показано, что управление свойствами стержневой смеси ведется корректировкой ее рецептуры. Приведены примеры влияния расхода связующих материалов на свойства смесей: снижение смолы и полиизоцианата вызывает падение прочности и снижение живучести. Причем для разных производителей минимальный расход связующих материалов отличается. Даны рецептуры смесей со специальными добавками, которые позволяют, снизив прочность смеси, обеспечить полноту протекания реакции полимеризации.

Ключевые слова. Песок, стержневая смесь, свойства, управление.

Для цитирования. Куликов, С. А. Управление свойствами стержневых смесей, изготовленных по Cold-box-amine-процессу / С. А. Куликов, Ф. И. Рудницкий, В. А. Шумигой, Ю. А. Куликов // Литье и металлургия. 2024. № 3. С. 51–56. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-51-56>.

CONTROL OF PROPERTIES OF CORE MIXES MANUFACTURED BY COLD-BOX-AMINE-PROCESS

S. A. KULIKOV, OJSC “Minsk Tractor Works”,
Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str. E-mail: cyberlis@mail.ru
F. I. RUDNITSKY, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: stl_minsk@tut.by
V. A. SHUMIGAY, OJSC “Minsk Tractor Works”,
Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str. E-mail: starosta1711@yandex.ru
Yu. A. KULIKOV, OJSC “Minsk Motor Plant” Holding Managing Company”,
Minsk, Belarus, 4, Vaupshasova str. E-mail: castira@mail.ru

The article considers the strength issues of foundry cores manufactured by the Cold-box-amine process. It is shown that the properties of the core mix can be controlled by adjusting the formulation. Examples of the influence of binders' consumption on the properties of the mixes are given: a decrease in resin and polyisocyanate leads to a decrease in strength and a decrease in life. In addition, the minimum consumption of binders varies from manufacturer to manufacturer. Recipes of mixes with special additives are given, which allow, by reducing the strength of the mix, to ensure the completeness of the polymerization reaction.

Keywords. Sand, core mix, properties, control.

For citation. Kulikov S. A., Rudnitsky F. I., Shumigay V. A., Kulikov Yu. A. Control of properties of core mixes manufactured by Cold-box-amine- process. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 51–56. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-51-56>.

Формовочные и стержневые смеси наравне с расплавом и модельной оснасткой определяют качество выпускаемых отливок. В сравнении с формовочными стержневые смеси все же занимают более важную позицию, так как отвечают за качество наиболее ответственных поверхностей отливок. Наличие каких-либо дефектов (пригара, «просечек» или ужимин) внутри масляной полости деталей для машиностроения не допускается в принципе. В то же время в литейных цехах предприятий стран СНГ нет

четкого понимания, как должны разрабатываться рецептуры стержневых смесей и какие свойства смеси являются определяющими. Особенно это касается смесей, изготовленных по Cold-box-amine-процессу.

Анализ теории прочности смесей [1, 2] показывает, что параметры любых формовочных смесей имеют оптимальные показатели, позволяющие получать качественные отливки с учетом особенностей технологического процесса в каждом конкретном литейном цехе. Таким образом, стержневые смеси являются специальными, т. е. позволяют получать необходимые результаты только при определенных условиях их применения.

Стержневую смесь следует рассматривать как систему, состоящую из нескольких компонентов: огнеупорного наполнителя, связующих материалов и специальных добавок. Особенностью формовочных и стержневых смесей является высокий показатель коэффициента заполнения и малое значение площади контакта зерен наполнителя по отношению к площади всей поверхности раздела (не более 0,01 %). Поэтому прочность и реологические свойства смесей зависят от качества (геометрии и прочности) контакта между зернами наполнителя, а не от прочности самого наполнителя [1]. Прочность зерен кварца важна в первую очередь для обеспечения возможности регенерации смеси и ее последующего использования [2].

На свойства смесей оказывают влияние целый спектр факторов: природа связующих материалов (адгезия связующего к наполнителю, когезия связующего, размеры и форма манжеты контакта, модуль упругости, скорость упрочнения связующего и его усадка), свойства наполнителя (форма зерен, гранулометрический состав, степень уплотнения), параметры среды (температура, влажность).

Cold-box-amine-процесс был разработан фирмой «Ashland» и включает в себя следующие компоненты смеси: наполнитель, фенолформальдегидную смолу, полиизоцианат и катализатор амин [3]. Сущность процесса состоит в проведении многоступенчатой полимеризации связующих материалов с образованием полиуретана, чем и обеспечивается высокая прочность получаемых стержней. Связующие материалы вводят в смесь отдельно: сначала фенольная смола, затем полиизоцианат. Происходит связывание гидроксильных групп смолы с изоцианатными группами полиизоцианата. Отверждение смеси происходит после продувки газовой смесью, состоящей из третичного амина и воздуха. Другими словами, смола является основным связующим компонентом, полиизоцианат обеспечивает полную протекания реакции полимеризации, третичный амин катализирует (ускоряет) реакцию образования полиуретана. Поэтому управление свойствами стержневой смеси по Cold-box-amine-процессу ведется регулированием ее рецептуры. Производителями связующих материалов рекомендуемое содержание компонентов смеси по Cold-box-amine-процессу составляет [3]: сухой кварцевый формовочный песок – 98–99 %, компонент А – 0,5–1,0 %, компонент Б – 0,5–1,0 %. При этом в зависимости от особенностей технологического процесса рекомендуется для увеличения пластических свойств смеси повышать содержание компонента А, для увеличения прочности и термостойкости смеси – долю компонента Б. Очевидно, что поставщики материалов заинтересованы в максимальном потреблении поставляемой продукции и данные рекомендации должны подтверждаться лабораторными и производственными испытаниями. В настоящей работе приводятся результаты исследования корректировок рецептур стержневой смеси с целью определения влияния доли компонентов на ее свойства.

Исследования проводили на лабораторном оборудовании фирмы MULTISERW-Morek, Польша. Стержневую смесь приготавливали в лабораторном смесителе модели LMB-s в следующей последовательности: в чашу смесителя загружали сухой формовочный песок Гомельского месторождения, гранулометрический состав которого приведен в табл. 1. Затем в песок добавляли компонент А (смола) и смесь перемешивали 1 мин. Далее вводили компонент Б (полиизоцианат) и смесь перемешивали еще 1 мин. Готовую смесь загружали в стержневой автомат модели LUT-c, в котором пескодувным методом изготавливали стандартные образцы на разрыв («восьмерка»), расход катализатора (диметилэтиламина – ДМЭА) составил 1 мл³ на 1 кг стержневой смеси. По каждой рецептуре изготавливали 12 образцов, прочность отвержденной смеси определяли на приборе модели LRu-2e через 1 мин после продувки амином, а также через 1, 3 и 24 ч. На разрыв испытывали три образца, за результат испытания принимали среднее арифметическое от трех образцов. В качестве исследуемых связующих материалов были отобраны образцы связующих материалов по стране-изготовителю: образец 1 (Россия) и образец 2 (Китай).

Влияние гранулометрического состава на прочность стержневой смеси было рассмотрено в работе [4].

Для формирования первичной оценки свойств связующих материалов с учетом производственного опыта специалистов ОАО «МТЗ» была изготовлена стержневая смесь по рецептуре № 1 (табл. 2).

Таблица 1. Гранулометрический состав песка

Номер сита	2,5	1,6	1	0,63	0,4	0,315	0,2	0,16	0,1	0,063	0,05	Таз
Остаток, %	0	0	0,26	2,28	8,92	13,96	54,32	6,08	12,64	1,48	0	0
Глин. сост.	0,06											
Марка	1К ₁ О ₃ 025											

Таблица 2. Рецептúra смеси № 1

Наименование материала	Мас. доля, %
Песок формовочный	98,4
Смола	0,8
Полиизоцианат	0,8

Результаты испытаний отвержденной смеси на прочность приведены в табл. 3.

Таблица 3. Результаты испытания отвержденной смеси по рецептуре № 1

Время, ч	Прочность смеси, МПа	
	образец 1	образец 2
0,1	0,95	0,6
1	1,65	1,4
3	1,9	1,6
24	1,93	1,75

Как видно из таблицы, российский связующий комплекс при одинаковых дозировках позволил получить большее значение как мгновенной прочности, так и прочности по истечении 24 ч. Аналогичным образом определяли живучесть данных смесей. Отметим, что на производстве нет четкого понимания, каким образом измерять живучесть смесей по Cold-box-amine-процессу. В работе [2] указано, что за живучесть смеси принимается время, за которое прочность смеси снизится на 30% от первоначального значения. Как показывает практика, на производственных участках живучесть не измеряют, и пока стержневая смесь может беспрепятственно заполнять полость стержневого ящика, она подлежит использованию. Кроме того, на некоторых предприятиях стержневую смесь при измерении живучести упаковывают в герметичную тару, на других – укладывают на поддон в открытом виде. Опыт специалистов ОАО «МТЗ» показывает, что в первом случае показатель живучести значительно завышается и не отражает условий производственной среды, где стержневая смесь засыпается из кубеля в приемник стержневой машины и контактирует с атмосферой рабочей зоны. С другой стороны, если на участке стержневые машины оборудованы закрытыми приемниками для смеси, то первый вариант будет более объективен. В нашем случае стержневая смесь при измерении живучести хранилась в открытом виде на поддоне. Результаты замеров живучести смесей приведены в табл. 4. Как видно из таблицы, живучесть смеси с образцом 1 достигла 4 ч, образца 2 – не превышала 2 ч.

Таблица 4. Живучесть смесей

Время, ч	Прочность смеси на разрыв, МПа	
	образец 1	образец 2
0,1	0,94	0,62
1	1,6	1,3
2	0,98	0,62
3	0,71	0
4	0,51	0

Для продолжения исследования были изготовлены стержневые смеси по рецептурам № 2 и 3 (табл. 5). Результаты испытаний отвержденных смесей по данным рецептурам приведены в табл. 6.

Из таблицы видно, что снижение количества как смолы, так и полиизоцианата пагубно влияет на свойства смеси в отвержденном состоянии. Фенольная смола – это связующий компонент и уменьшение ее содержания в смеси приведет к снижению прочности. Полиизоцианат является источником

Т а б л и ц а 5. Рецептуры смесей № 2 и 3

Наименование материала	Мас. доля, %	
	рецептура 2	рецептура 3
Песок формовочный	98,6	98,6
Смола	0,8	0,6
Полиизоцианат	0,6	0,8

Т а б л и ц а 6. Результаты испытания отвержденной смеси по рецептурам № 2 и 3

Время, ч	Прочность смеси, МПа			
	рецептура 2		рецептура 3	
	образец 1	образец 2	образец 1	образец 2
0,1	1,2	0,55	0,56	0
1	1,5	0,7	1,33	0
3	1,57	0,7	1,6	0
24	1,7	0,7	1,6	0

дополнительных изоцианатных групп и повышает реакционную способность смеси, обеспечивая полноту протекания реакции полимеризации. Поэтому уменьшение количества полиизоцианата в смеси также приводит к снижению прочности стержней и даже делает завершение реакции полимеризации невозможным, как в случае с образцом 2. Значение мгновенной прочности стержней (через 1 мин после изготовления смеси) может выступать показателем количества действующего вещества в основном компоненте связующего комплекса – фенольной смоле. Живучесть смеси по рецептуре № 2 у образца 1 составила не более 3 ч, у образца 2 – не более 1 ч. Для рецептуры № 3 живучесть смеси, изготовленной со связующими образца 1, составила не более 2 ч.

Значительная разница в прочностных показателях смесей для образцов 1 и 2 связана с различным содержанием действующего вещества: компонента А – фенолформальдегидной смолы. Смоляной компонент с целью снижения вязкости разбавляется производителем летучими органическими растворителями. Некоторые производители, стремясь обеспечить оптимальное ценовое предложение, уменьшают количество действующего вещества до минимума, и корректировка рецептур смесей в сторону снижения расхода компонентов становится невозможной. Иногда разбавитель представляет собой, например, рапсовое масло и этот момент подается производителем как элемент повышения экологичности Cold-box-amine-процесса. К сожалению, это скорее маркетинговый ход, чем действительное снижение уровня выбросов при данном технологическом процессе, так как наибольший вред несет катализатор – третичный амин.

Для уточнения предположения о снижении доли смоляного связующего с применением связующего комплекса образца 2 была изготовлена стержневая смесь по рецептуре № 4 (табл. 7). Результаты испытания смеси на разрыв в отвержденном состоянии приведены в табл. 8.

Т а б л и ц а 7. Рецептура смеси № 4

Наименование материала	Мас. доля, %
Песок формовочный	98
Смола	1
Полиизоцианат	1

Т а б л и ц а 8. Результаты испытания отвержденной смеси по рецептуре № 4

Время, ч	Прочность смеси, МПа
	образец 2
0,1	1,6
1	1,7
3	1,8
24	2,35

Живучесть смеси составила не менее 4 ч.

Из таблицы видно, что для образца 2 увеличение расхода смолы и полиизоцианата позволило достичь прочности и живучести смеси, превосходящей образец 1, т. е. пониженные результаты испытаний смесей с образцом 2 были действительно обусловлены сниженным количеством действующего вещества в компоненте А.

На данных примерах показано, каким образом можно управлять свойствами стержневых смесей по Cold-box-amine-процессу (прочностью и живучестью) путем корректировки расхода связующих материалов. В то же время для каждого конкретного связующего комплекса необходимо проведение лабораторных исследований для определения минимально возможного расхода компонентов. К сожалению, на малых предприятиях в отсутствие литейной лаборатории такие моменты выявляются только в процессе производственных испытаний, что ведет к неоправданным потерям на брак.

Как показывает опыт производственных специалистов ОАО «МТЗ», оптимальный расход связующих материалов, определенный в лабораторных условиях, не всегда можно осуществить в условиях действующего стержневого участка. Как правило, это связано с несовершенством дозирующих устройств, погрешность которых превышает определенную в лаборатории минимальную дозировку компонентов. В других случаях отсутствие возможности снижения расхода связующих материалов связано с номенклатурой изготавливаемых стержней. Поэтому в стержневые смеси по Cold-box-amine-процессу в определенных случаях вводят специальные добавки.

Для определения степени влияния добавок на свойства стержневых смесей были отобраны следующие материалы: сурик железный (Беларусь), минеральная добавка (Чехия) и органическая добавка (дубовые дисперсные опилки). Рецептура смесей приведена в табл. 9.

Т а б л и ц а 9. Рецептуры смесей со специальными добавками

Наименование материала	Мас. доля, %		
	рецептура 5	рецептура 6	рецептура 7
Песок формовочный	96,4	96,4	96,4
Смола	0,8	0,8	0,8
Полиизоцианат	0,8	0,8	0,8
Сурик железный	2	0	0
Минеральная добавка	0	2	0
Дубовые опилки	0	0	2

Результаты испытания отвержденной смеси приведены в табл. 10.

Т а б л и ц а 10. Результаты испытания на разрыв отвержденной смеси с добавками

Время, ч	Прочность отвержденной смеси, МПа			
	рецептура 1	рецептура 5	рецептура 6	рецептура 7
0,1	0,92	0,71	0,69	0,75
1	1,57	0,89	0,85	0,88
3	1,84	1,1	1,13	1,3
24	1,9	1,16	1,2	1,3

Из таблицы видно, что введение в смесь добавок понижает прочность отвержденной смеси по сравнению со смесью без добавок (рецептура № 1). Чем выше дисперсность добавки, тем сильнее она влияет на прочность. Особенностью добавок является то, что, снижая прочность смеси, они не снижают количество связующих материалов в ее составе. Последнее позволяет обеспечить полноту протекания реакции полимеризации. Также добавки обеспечивают наличие у смеси специальных свойств: повышение теплопроводности (неорганические добавки), податливость при высоких температурах (органические добавки). Введение многокомпонентных добавок в смесь позволяет решать эти задачи комплексно.

Таким образом, при разработке рецептур стержневых смесей для Cold-box-amine-процесса должен учитываться весь спектр технологических особенностей производственного процесса: свойства формовочного песка, связующих материалов, конструкция оборудования, номенклатура цеха и т.д. С учетом этих аспектов Cold-box-amine-процесс позволяет обеспечить как высокую производительность, так и высокое качество стержней.

ЛИТЕРАТУРА

1. Жуковский, С. С. Прочность литейной формы / С. С. Жуковский. – М.: Машиностроение, 1989. – 288 с.
2. Васильев, В. А. Физико-химические основы литейного производства: учеб. / В. А. Васильев. – М.: Изд-во МГТУ, 1994. – 320 с.
3. Кукуй, Д. М. Теория и технология литейного производства. Формовочные материалы и смеси: учеб. пособие / Д. М. Кукуй, Н. В. Андрианов. – Минск: БНТУ, 2005. – 391 с.
4. Куликов, С. А. Влияние гранулометрического состава формовочных песков на прочность стержней, изготовленных по Cold-box-amine-процессу / С. А. Куликов, Ф. И. Рудницкий, В. А. Шумигай // Литейное производство. – 2024. – № 3. – С. 14–16.

REFERENCES

1. Zhukovsky S.S. *Prochnost' litejnoj formy* [Strength of the casting mold]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989, 288 p.
2. Vasiliev V.A. *Fiziko-himicheskie osnovy litejnogo proizvodstva: uchebnik* [Physico-chemical foundations of foundry production: textbook]. Moscow, MGTU Publ., 1994, 320 p.
3. 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. manual]. Minsk, BNTU Publ., 2005, 391 p.
4. Kulikov S.A., Rudnitsky F.I., Shumigay V.A. Vliyanie granulometricheskogo sostava formovochnyh peskov na prochnost' stержnej, izgotovlennyh po Cold box amin-processu [Influence of the granulometric composition of molding sands on the strength of rods manufactured using the Cold-box-amine-process]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2024, no. 3, pp. 14–16.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-57-60>
УДК 621.745.35

Поступила 02.09.2024
Received 02.09.2024

ВТОРИЧНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТРУКТУРЕ СЕРЫХ ЧУГУНОВ

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

Предложен наноструктурный механизм вторичных превращений в структуре серых чугунов. Сначала из элементарных нанокристаллов железа и графита, свободных атомов железа и углерода образуются структурообразующие нанокристаллы аустенита, феррита, цементита и графита. Из них формируются центры кристаллизации микрокристаллов фаз. Из этих центров, структурообразующих нанокристаллов фаз, свободных атомов железа и углерода образуются микрокристаллы аустенита, феррита, цементита и графита бинарных серых чугунов.

Ключевые слова. Серые чугуны, вторичные превращения, наноструктурные процессы, центры кристаллизации, микрокристаллы, нанокристаллы.

Для цитирования. Марукович, Е.И. Вторичные превращения в структуре серых чугунов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 3. С 57–60. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-57-60>.

SECONDARY TRANSFORMATIONS IN THE STRUCTURE OF GREY CAST IRON

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 secondary transformations in the structure of gray cast iron is proposed. First, structure-forming nanocrystals of austenite, ferrite, cementite and graphite are formed from elementary nanocrystals of iron and graphite, free atoms of iron and carbon. The crystallization centers of microcrystals of phases are formed from them. From these centers, structure-forming nanocrystals of phases, free iron and carbon atoms, microcrystals of austenite, ferrite, cementite and graphite of binary gray cast irons are formed.

Keywords. Grey cast iron, secondary transformations, nanostructural processes, crystallization centers, microcrystals, nanocrystals.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Secondary transformations in the structure of grey cast iron. Foundry production and metallurgy, 2024, no.3, pp. 57–60. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-57-60>.

При температурах выше 738 °С в структуре серых чугунов происходят превращения согласно следующей реакции [1]:



где $A_{\text{МК1}}$ и $A_{\text{МК2}}$ – микрокристаллы аустенита с различной концентрацией углерода; $\Gamma_{\text{МК1}}$ – микрокристаллы графита.

Микрокристаллы аустенита $A_{\text{МК1}}$ имеют следующую структуру [2]:



где $\text{Fe}_{\text{ЭН1}}$ и $\Gamma_{\text{ЭН1}}$ – элементарные нанокристаллы железа и графита; $\text{Fe}_{\text{а1}}$ и $\text{C}_{\text{а1}}$ – свободные атомы железа и углерода.

При реакции (1) $A_{\text{МК1}}$ распадаются согласно (2). Тогда образование $A_{\text{МК2}}$ является наноструктурным кристаллизационным процессом и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($A_{\text{СН2}}$) по реакции:



где $Fe_{эн2}$ и $\Gamma_{эн2}$ – элементарные нанокристаллы железа и графита; Fe_{a2} и C_{a2} – свободные атомы железа и углерода.

Затем образуются центры кристаллизации ($A_{цк2}$) по реакции:



Заканчивается процесс формирования $A_{мк2}$ по реакции:



Аналогично образование $\Gamma_{мк1}$ происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Gamma_{сн1}$) по реакции:



где $\Gamma_{эн3}$ и C_{a3} – элементарные нанокристаллы графита и свободные атомы углерода.

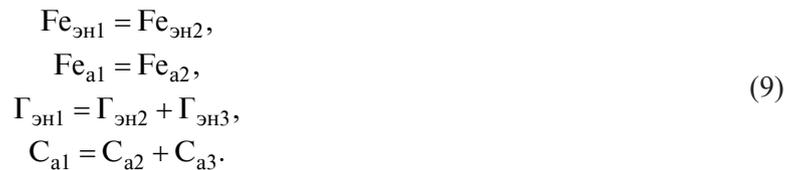
Затем образуются центры кристаллизации ($\Gamma_{цк1}$) по реакции:



Заканчивается процесс формирования $\Gamma_{мк1}$ по реакции:



При этом справедливы уравнения:



При температуре 727 °С в структуре серого чугуна происходит превращение согласно следующей эвтектоидной реакции [1]:



где $A_{мк3}$, $\Phi_{мк1}$ и $\Pi_{мк1}$ – микрокристаллы аустенита, феррита и цементита.

Микрокристаллы аустенита $A_{мк3}$ имеют следующую структуру [2]:



где $Fe_{эн4}$ и $\Gamma_{эн4}$ – элементарные нанокристаллы железа и графита; Fe_{a3} и C_{a4} – свободные атомы железа и углерода.

При реакции (10) $A_{мк3}$ распадаются согласно (11). Тогда образование $\Phi_{мк1}$ является наноструктурным кристаллизационным процессом и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Phi_{сн1}$) по реакции:



где $Fe_{эн4}$ и $\Gamma_{эн5}$ – элементарные нанокристаллы железа и графита; Fe_{a4} и C_{a5} – свободные атомы железа и углерода.

Затем образуются центры кристаллизации ($\Phi_{цк1}$) по реакции:



Заканчивается процесс формирования $\Phi_{мк1}$ по реакции:



Аналогично, образование $\Pi_{мк1}$ происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Pi_{сн1}$) по реакции:



где $Fe_{эн5}$ и $\Gamma_{эн6}$ – элементарные нанокристаллы железа и графита; Fe_{a5} и C_{a6} – свободные атомы железа и углерода.

Затем образуются центры кристаллизации ($\Pi_{цк1}$) по реакции:



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



При этом справедливы уравнения:

$$\begin{aligned} \text{Fe}_{\text{ЭН3}} &= \text{Fe}_{\text{ЭН4}} + \text{Fe}_{\text{ЭН5}}, \\ \text{Fe}_{\text{а3}} &= \text{Fe}_{\text{а4}} + \text{Fe}_{\text{а5}}, \\ \Gamma_{\text{ЭН4}} &= \Gamma_{\text{ЭН5}} + \Gamma_{\text{ЭН6}}, \\ \text{C}_{\text{а4}} &= \text{C}_{\text{а5}} + \text{C}_{\text{а6}}. \end{aligned} \quad (18)$$

При температуре 738 °С в структуре серого чугуна происходит превращение согласно следующей эвтектоидной реакции [1]:



где $\text{A}_{\text{МК4}}$, $\Phi_{\text{МК2}}$ и $\Gamma_{\text{МК2}}$ – микрокристаллы аустенита, феррита и графита.

Микрокристаллы аустенита $\text{A}_{\text{МК4}}$ имеют следующую структуру [2]:



где $\text{Fe}_{\text{ЭН6}}$ и $\Gamma_{\text{ЭН7}}$ – элементарные нанокристаллы железа и графита; $\text{Fe}_{\text{а6}}$ и $\text{C}_{\text{а7}}$ – свободные атомы железа и углерода.

При реакции (19) $\text{A}_{\text{МК4}}$ распадаются согласно (20). Тогда образование $\Phi_{\text{МК2}}$ является наноструктурным кристаллизационным процессом и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Phi_{\text{СН2}}$) по реакции:

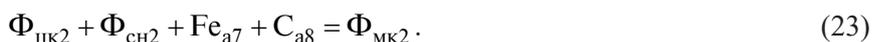


где $\text{Fe}_{\text{ЭН7}}$ и $\Gamma_{\text{ЭН8}}$ – элементарные нанокристаллы железа и графита; $\text{Fe}_{\text{а7}}$ и $\text{C}_{\text{а8}}$ – свободные атомы железа и углерода.

Затем образуются центры кристаллизации ($\Phi_{\text{ЦК2}}$) по реакции:



Заканчивается процесс формирования $\Phi_{\text{МК2}}$ по реакции:



Аналогично образование $\Gamma_{\text{МК2}}$ происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Gamma_{\text{СН2}}$) по реакции:



где $\Gamma_{\text{ЭН9}}$ и $\text{C}_{\text{а9}}$ – элементарные нанокристаллы графита и свободные атомы углерода.

Затем образуются центры кристаллизации ($\Gamma_{\text{ЦК2}}$) по реакции:



Заканчивается процесс формирования $\Gamma_{\text{МК2}}$ по реакции:



При этом справедливы уравнения:

$$\begin{aligned} \text{Fe}_{\text{ЭН6}} &= \text{Fe}_{\text{ЭН7}}, \\ \text{Fe}_{\text{а6}} &= \text{Fe}_{\text{а7}}, \\ \Gamma_{\text{ЭН7}} &= \Gamma_{\text{ЭН8}} + \Gamma_{\text{ЭН9}}, \\ \text{C}_{\text{а7}} &= \text{C}_{\text{а8}} + \text{C}_{\text{а9}}. \end{aligned} \quad (27)$$

Таким образом, механизм вторичных превращений в структуре серых чугунов является наноструктурным, в котором основную роль играют элементарные нанокристаллы железа и графита, структурообразующие нанокристаллы аустенита, феррита, цементита и графита.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Воздвиженский, В. М.** Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении / В. М. Воздвиженский, В. А. Грачев, В. В. Спасский. – М.: Машиностроение, 1984. – 432 с.
2. **Марукович, Е. И.** Влияние газов на кристаллизацию углеродистых сталей / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литейное производство. – 2023. – № 6. – С. 7–10.
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.

REFERENCES

1. **Vozdvizhenskij V. M., Grachev V. A., Spasskij V. V.** *Litejnye splavy i tekhnologiya ih plavki v mashinostroenii* [Foundry alloys and their melting technology in mechanical engineering]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984, 432 p.
2. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Vliyanie gazov na kristallizaciyu uglerodistykh stalej [The effect of gases on the crystallization of carbon steels]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 2023, no. 6, pp. 7–10.
3. **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.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-61-65>
УДК 543.39: 665.081

Поступила 09.07.2024
Received 09.07.2024

ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ И ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

Ф. И. ПАНТЕЛЕЕНКО, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: panteleyenkovfi@bntu.by
ЖЭН ПЕНЧЕН, компания Yantai Huaheng Energy Conservation Technology Co., Ltd,
г. Яньтай, Китайская Народная Республика. E-mail: 1572669241@qq.com

В статье анализируется опыт компании Yantai Huaheng Energy Conservation Technology Co., Ltd по нанесению защитных антикоррозионных полимерных покрытий и рассматриваются современные наиболее перспективные восстановительно-упрочнительные технологии газотермического напыления (PAPS, AS, HVOF, HVOF) и лазерной наплавки (LASC). Приведены примеры установок, которыми располагает компания, и типичных восстановленных деталей машин с защитными износ- и коррозионностойкими покрытиями, микроструктуры покрытий. Отмечены основные этапы типового технологического процесса нанесения покрытий. На примере компании отмечается целесообразность и эффективность развития данного направления в Китае.

Ключевые слова. Газотермическое напыление, наплавка, лазер, износостойкость, коррозионная стойкость, защитные покрытия.

Для цитирования. Пантелеенко, Ф. И. Прогрессивные технологии лазерной наплавки и газотермического напыления / Ф. И. Пантелеенко, Жэн Пенчен // Литье и металлургия. 2024. № 3. С. 61–65. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-61-65>.

PROGRESSIVE TECHNOLOGIES OF LASER SURFACING AND GAS-THERMAL SPRAYING

F. I. PANTELEENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: panteleyenkovfi@bntu.by
ZHEN PENCHEN, Yantai Huaheng Energy Conservation Technology Co., Ltd,
Yantai, People's Republic of China. E-mail: 1572669241@qq.com

The article notes the experience of Yantai Huaheng Energy Conservation Technology Co., Ltd in applying protective anti-corrosion polymer coatings and discusses the most promising modern recovery and strengthening technologies of thermal spraying (PAPS, AS, HVOF, HVOF) and laser cladding (LASC). Examples of installations that the company has and typical restored machine parts with protective wear- and corrosion-resistant coatings and the microstructure of coatings are given. The main stages of a typical technological process for applying coatings are noted. Using the example of the company, the feasibility and effectiveness of the development of this area in China is noted.

Keywords. Gas thermal spraying, surfacing, laser, wear resistance, corrosion resistance, protective coatings.

For citation. Panteleenko F. I., Zhe Penchen. Progressive technologies of laser surfacing and gas-thermal spraying. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 61–65. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-61-65>.

Современные отрасли промышленности (энергетика, машиностроение, металлургия, горнодобывающая, химическая, нефтеперерабатывающая, авиационно-космическая и др.) характеризуются возрастанием основных параметров эксплуатации машин, механизмов, оборудования, инструмента и, как следствие, более интенсивных износа, коррозии, высокотемпературной деградации и разрушения деталей.

По официальным данным мировая экономика ежегодно теряет более 80 млрд долларов по причине износа и коррозии. Поэтому особую значимость приобретают эффективные технологии восстановления и повышения срока службы ключевых деталей, лимитирующих срок службы машин. При этом, как правило, восстанавливая геометрические параметры изношенных деталей нанесением покрытий, правильная реализация выбора способа нанесения и материала покрытия позволяет одновременно значительно повысить или придать новые свойства поверхности и в целом детали (прочность, износ-, коррозионно-, температуроустойчивость и др.).

Компания Huaheng Energy имеет многолетний положительный опыт нанесения защитных антикоррозионных полимерных покрытий повышенной износостойкости с целью защиты крупногабаритных металлических конструкций от коррозии и эрозии в жидких средах, в том числе в морской воде, атмосфере. Покрытия в этом случае наносят на изделия любой геометрии с помощью специализированного оборудования.

Дополнительное использование перед нанесением основного покрытия специальных наноразмерных порошков позволяет значительно улучшить адгезию покрытий к поверхности и увеличить срок защитного действия покрытий, что подтверждено соответствующими 12 охранными документами (патентами) и опытом практического применения конструкций с полимерными покрытиями.

На рис. 1 приведены примеры фрагментов некоторых конструкций с защитными полимерными антикоррозионными покрытиями.



Рис. 1. Примеры фрагментов некоторых конструкций с защитными полимерными антикоррозионными покрытиями круглых (а), плоских и сложных (б) форм

Одним из основных перспективных направлений решения проблемы повышения срока службы ключевых деталей машин и оборудования, лимитирующих их срок службы, является нанесение защитных покрытий как на изношенные, так и на новые детали напылением и наплавкой. Как известно из мировой практики, напылением и наплавкой наносят свыше 70% защитных покрытий [1].

Газотермические методы напыления (газопламенные, плазменные, детонационные и др.) позволяют получать покрытия практически из любых материалов (металлов и сплавов, керамики, полимеров, композиционных материалов), не вызывают значительного нагрева основы и, как следствие, значительных напряжений и деформаций.

Однако существенными их недостатками являются слабые адгезия, когезия и пористость покрытий. Поэтому газотермические покрытия рекомендуются преимущественно для работы в условиях напряжений сжатия и минимальных растягивающих, изгибающих, знакопеременных напряжений во избежание отслаивания покрытий.

Наплавленные, особенно полученные с помощью современных высокоэнергетических лазерных, электроннолучевых, плазменных источников, покрытия лишены этих недостатков и обеспечивают как необходимые эксплуатационные свойства, так и максимальные (металлургические) адгезию и когезию.

Чем более мощным и концентрированным по плотности тепловой энергии (например, при переходе от маломощного газопламенного к высокоэнергетическому лазерному) является способ наплавки, тем меньше зона высокотемпературного термического влияния на основной материал детали, тем меньше остаточные напряжения, деформации и поводки наплавляемой детали. Так, например, при газопламенной наплавке стальной детали требуется нагрев поверхности до температуры, близкой к температуре ее плавления, зона термического влияния измеряется миллиметрами или десятками миллиметров, возникают значительные нежелательные напряжения и деформации, требующие рихтовки деталей.

Технологически поэтому в связи с невозможностью нагрева поверхности до требуемых температур невозможна газопламенная наплавка крупногабаритных деталей. При лазерной наплавке зона термического влияния составляет сотые доли миллиметра и интенсивность нагрева столь велика и мала по времени, что габариты наплавляемых деталей не играют роли, как это имеет место в случае газопламенной наплавки.

Проведенное нами на основе функционально-стоимостного анализа основных параметров (максимальных температур, обеспечиваемых тепловым источником, высокой скорости полета частиц, хорошей

прочности сцепления покрытия с основой, пористости покрытий, производительности технологии, стоимости) сравнительное исследование показало следующее.

Среди методов газотермического напыления наиболее перспективными и предпочтительными для применения в реальном производстве являются Plasma Air Powder Spraying (PAPS), Arc Spraying (AS) High Velocity Air Fuell (HVAF), High Velocity Oxygen Fuell (HVOF). Безусловным лидером среди технологий наплавки следует признать лазерную наплавку Laser Air Surface Cladding (LASC).

Производство компании располагает всеми вышеназванными современными оборудованием и действующими технологиями. На рис. 2, 3 приведены примеры устройств для LASC-наплавки и HVAF-, HVOF-, PAPS-, AS-напыления.

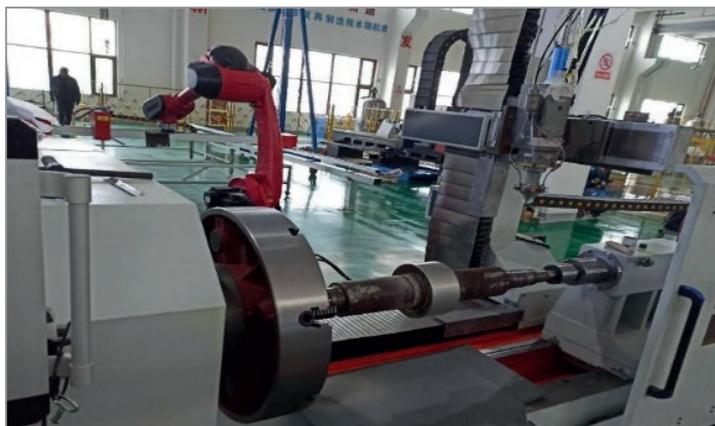


Рис. 2. Установка для лазерной LASC-наплавки

Важнейшим этапом реализации названных технологий является прежде всего тщательный анализ условий работы детали, причин выхода ее из эксплуатации, выбор материала покрытия и требуемой технологии его нанесения.

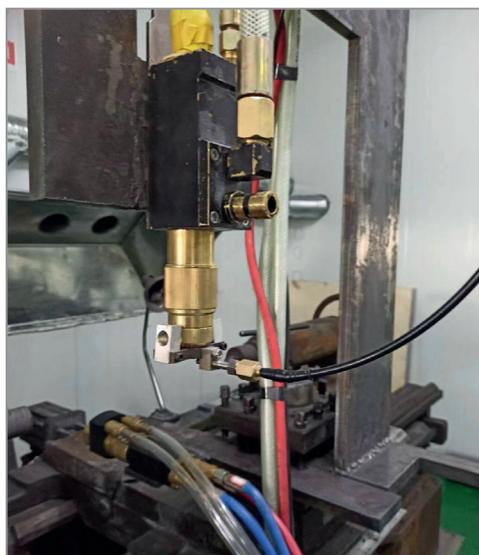


Рис. 3. Установка для HVAF-, HVOF-, PAPS-, AS-напыления

Выбор материала, его исполнения (порошок, пруток, электрод, проволока, шнур) должен гарантированно обеспечивать требуемые свойства материала покрытия (физические, механические, химические, эксплуатационные – износо-, жаро-, коррозионную стойкость и др.), технологичность нанесения в виде покрытия.

В настоящее время во многих странах, в том числе и в Китае, налажен промышленный выпуск широкого спектра различных материалов для получения покрытий, среди которых универсальностью обеспечиваемых свойств выгодно выделяются самофлюсующиеся порошки и проволоки, в том числе системы Ni-Cr-B-Si, порошки оксидной и безоксидной керамики, проволоки чистых металлов и сплавов для электродуговой металлизации, специальные порошки карбидов вольфрама или хрома в оболочке никеля или кобальта для HVOF- или HVAF-технологий.

Применительно к каждому типу деталей необходим выбор оптимальных технологических параметров нанесения покрытий (дистанции напыления или наплавки, скорости перемещения детали и напыляющей или наплавляющей головки, скорости подачи и расхода газа и наносимого материала для покрытия, силы тока и напряжения теплового источника и некоторых др.). Лучшим является вариант программного обеспечения оптимальных параметров нанесения покрытий при автоматизированной или роботизированной технологии.

В общем технологический процесс нанесения покрытий можно представить в виде следующих этапов:

- анализ состояния детали, причин вывода ее из эксплуатации (недопустимые износ, коррозия, кавитация и др.);
- выбор технологии и материала для восстановления детали и повышения ее эксплуатационных характеристик;
- подготовка восстанавливаемой поверхности точением, шлифованием, нарезанием «рваной» резьбы, удалением загрязнений, дробе- или пескоструйной очисткой, обезжириванием;
- подготовка наносимого материала покрытия (при необходимости);
- нанесение покрытия с учетом припуска на последующую механическую обработку в требуемый окончательный размер детали точением, шлифованием;
- оценка качества покрытия (визуально-измерительный контроль, твердометрия, при необходимости контроль микроструктуры и отсутствия внутренних дефектов в покрытии неразрушающими методами контроля);
- приемка восстановленной детали в эксплуатацию.

На рис. 4 в качестве примера представлены некоторые небольшие детали с напыленными по PAPS- и HVOF-технологиям (рис. 4, а, б) и наплавленными по LASC-технологии (рис. 4, в) покрытиями.

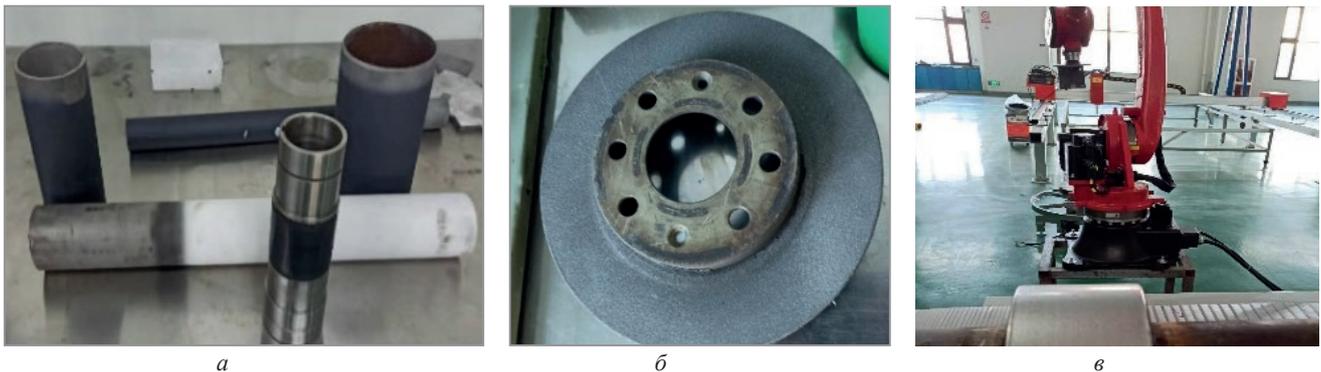


Рис. 4. Примеры некоторых небольших деталей с покрытиями:

а – напыленными по PAPS-технологии; б – напыленными по HVOF-технологии; в – наплавленные по LASC-технологии

При этом получены необходимые микроструктуры покрытий (рис. 5). Напыленные покрытия системы NiCrAlY (рис. 5, а) являются эффективной защитой деталей энергетических установок, работающих в условиях изнашивания, эрозии и высоких температур [4, 5].

В случае необходимости защиты поверхности деталей, работающих в условиях одновременного изнашивания и коррозии составов, эффективно применение лазерных наплавленных покрытий (рис. 5, б, в) из специального оригинального порошка [2, 3].

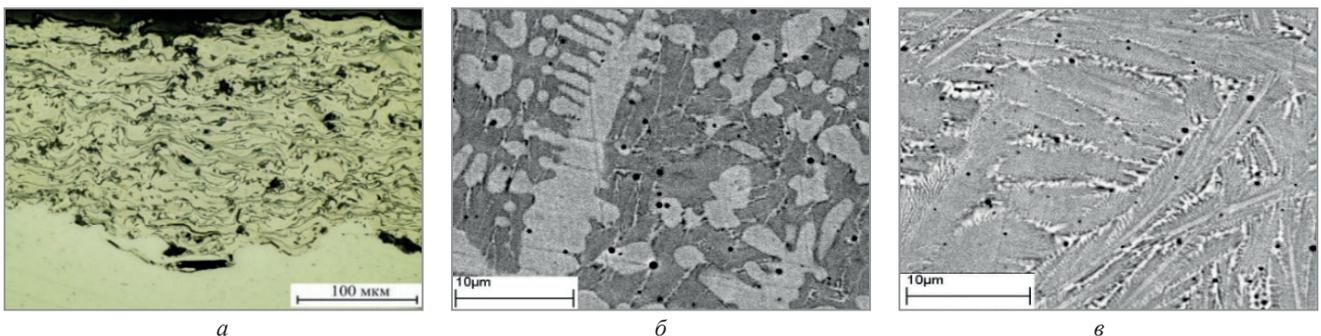


Рис. 5. Микроструктура покрытий напыленного из порошка системы NiCrAlY (а) и лазерного наплавленного из борсодержащего порошка аустенитной стали доэвтектического (б) и эвтектического (в) составов

В сферический порошок стали аустенитного класса дополнительно диффузионным путем вводится необходимое количество бора, который частично выполняет функции самофлюсования при наплавке, а, оставаясь в покрытии в заданном количестве, обеспечивает требуемую твердость и износостойчивость, не ухудшая при этом антикоррозионных свойств покрытия [2, 3]. В итоге это позволяет обеспечить высокую степень защиты от коррозии, а также значительно повысить износостойчивость деталей машин, работающих в условиях трения, регулировать твердость и износостойчивость предварительными параметрами обработки порошка.

Как показывает опыт, при правильном решении реализации технологии срок службы восстановленных деталей более чем в 2–3 раза выше. При этом стоимость восстановленной детали не превышает 30–65% стоимости новой детали [1].

Практика применения современных высокоэффективных технологий восстановления и упрочнения изношенных деталей машин в наиболее развитых странах мира выгодна и позволяет экономить значительные средства, материалы, сокращать вынужденные остановки машин на ремонт и замену изношенных деталей. Особенно высокоэффективно централизованное применение восстановительно-упрочнительных технологий в крупных индустриально развитых мегаполисах в специализированных компаниях, таких, как например, Huaheng Energy в Яньтае.

В настоящее время компания, располагая необходимыми современными оборудованием, материалами, квалифицированным персоналом, активно сотрудничает с предприятиями реального сектора экономики региона и готова решить проблемы реализации восстановительно-упрочнительных технологий. Технологическая и экономическая целесообразность развития данного направления очевидны.

Проведенные исследования и анализ современного состояния восстановительно-упрочняющих технологий показывают высокую эффективность и перспективность технологий лазерной наплавки и газотермического напыления.

ЛИТЕРАТУРА

1. Восстановление деталей машин / Ф.И. Пантелеенко [и др.], под ред. В.П. Иванова. – М.: Машиностроение, 2003. – 672 с.
2. Способ получения самофлюсующегося порошка: пат. BY 17321 С1 / Ф.И. Пантелеенко, В.А. Оковитый, В.В. Оковитый, О.Г. Девожно, А.Ф. Пантелеенко. – Оpubл. 30.06.2013.
3. Coating Materials Characteristics for Plasma Treatment of Metals, through Diffusion Doping of Powders Based on Austenite Class Steels // Key Engineering Materials. – 2019. – Vol. 843. – P. 141–144.
4. Современное применение металлокерамических покрытий на основе систем металл-хром-алюминий-иттрий (М-кролей) // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. – 2021. Т. 3(74). – С. 72–81.
5. **Пантелеенко, Ф.И.** Формирование многофункциональных плазменных покрытий на основе керамических материалов / Ф.И. Пантелеенко, В.А. Оковитый. – Минск: БНТУ, 2019. – 231 с.

REFERENCES

1. **Panteleenko F.I., Ivanov V.P., Ljaljakin V.P., Konstantinov V.M.** *Vosstanovlenie detalej mashin* [Restoration of machine parts. Guide]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2003, 672 p.
2. **Panteleenko F.I., Okovityj V.A., Okovityj V.V., Devojno O.G., Panteleenko A.F.** *Sposob poluchenija samofljusujushhegosja poroshka* [Method for producing self-fluxing powder:]. Patent BY 17321 S1, Opubl. 30.06.2013.
3. **Pantsialeynka F.I., Kuczumow A., Pantsialeynka A.F., Okovity V.A.** Coating Materials Characteristics for Plasma Treatment of Metals, through Diffusion Doping of Powders Based on Austenite Class Steels // Key Engineering Materials, 2019, vol. 843, pp. 141–146.
4. **Panteleenko F.I., Okovityj V.A., Devojno O.G. et al.** *Sovremennoe primenenie metallokeramicheskikh pokrytij na osnove sistem metall-hrom-aljuminij-ittrij (M-krolej)* [Modern application of metal-ceramic coatings based on metal-chromium-aluminum-yttrium (M-krol)]. *Progressivnye tehnologii i sistemy mashinostroenija = Progressive technologies and systems of mechanical engineering*, 2021, vol. 3(74), pp. 72–81.
5. **Panteleenko F.I., Okovityj V.A.** *Formirovanie mnogofunkcional'nyh plazmennyyh pokrytij na osnove keramicheskikh materialov* [Formation of multifunctional plasma coatings based on ceramic materials]. Minsk, BNTU Publ., 2019, 231 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-66-71>
УДК 621.7.04

Поступила 28.07.2024
Received 28.07.2024

ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЬНОЙ ЗАГОТОВКИ С ПОКРЫТИЕМ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА

М. Н. ВЕРЕЩАГИН, С. И. КИРИЛЮК, Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: kirilik@gstu.by

В работе представлены температурные профили на глубине стальной заготовки с покрытием из аморфного сплава на железной основе при импульсном воздействии лазерного излучения. При действии теплового источника постоянной мощности процесс распространения теплоты стремится к предельному квазистационарному состоянию. Определен выбор технологических режимов воздействия лазерного излучения при сочетании скорости сканирования лазерного луча и мощности излучения. Установлена глубина расплавленного слоя материала заготовки при сканировании в условии получения качественного изделия.

Ключевые слова. Лазерная закалка, температура, стальная заготовка, аморфный сплав, покрытие, охлаждение.

Для цитирования. Верещагин, М. Н. Высокоэнергетическая обработка стальной заготовки с покрытием из высокопрочного аморфного сплава / М. Н. Верещагин, С. И. Кирилук // *Литье и металлургия*. 2024. № 3. С. 66–71. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-66-71>.

HIGH-ENERGY TREATMENT OF STEEL BILLET WITH COATING FROM HIGH-STRENGTH AMORPHOUS ALLOY

M. N. VERESHCHAGIN, S. I. KIRILYUK, P.O. Sukhoj Gomel State Technical University, Gomel, Belarus, 48, Oktober ave. E-mail: kirilik@gstu.by

The paper presents temperature profiles at the depth of a steel billet with a coating of an iron-based amorphous alloy under the pulsed effect of laser radiation. With the action of a constant power heat source, the heat propagation process tends towards a limiting quasi-stationary state. The choice of technological modes of laser radiation exposure with a combination of laser beam scanning speed and radiation power is determined. The depth of the molten layer of the billet material during scanning under the condition of obtaining a high-quality product has been established.

Keywords. Laser hardening, temperature, steel billet, amorphous alloy, coating, cooling.

For citation. Vereshchagin M. N., Kirilyuk S. I. High-energy treatment of steel billet with coating from high-strength amorphous alloy. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 3, pp. 66–71. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-66-71>.

Одним из основных результатов воздействия лазерного излучения на металлические материалы является изменение температурных полей обрабатываемого вещества, определение которых при воздействии импульсов излучения с продолжительностью более 10^{-9} с при плотностях мощности энергетического потока 10^9 Вт/см², возможно при использовании закономерностей классической теории теплопроводности [1].

В исследуемом процессе высокоэнергетическая обработка стальной заготовки с покрытием и высокопрочного аморфного сплава на железной основе осуществляется за счет оплавления предварительно нанесенного на поверхность основного материала легирующего вещества, в результате чего происходит сплавление легирующего слоя с материалом основы. Сплавление слоев приводит к изменению химического состава сплава вблизи поверхности образца, а последующее быстрое охлаждение расплава – к фиксации метастабильных структур.

Метод поверхностной закалки из жидкого состояния получил название «лазерное глазурирование» [2].

Для осуществления данного процесса используется излучение плотностью мощности 10^4 – 10^7 Вт/см². При перемещении обрабатываемой поверхности под лучом лазера тонкие слои материала расплавляются, а затем быстро затвердевают. Изменяя мощность и время воздействия лазерного излучения на обрабатываемые участки поверхности материала, можно получить широкий спектр структурных состояний. Результаты лазерной закалки определяются не только аморфизирующими свойствами материала,

энергетическими и технологическими факторами, но и характером распределения излучения в сечении лазерного пучка [2].

В работах [3,4] рассмотрен процесс нагрева двухслойной металлической системы импульсом лазерного излучения с нормальным распределением плотности мощности по сечению пучка.

В случае идеального контакта металлических слоев примерно с одинаковыми теплофизическими свойствами с учетом принятых допущений математическая формулировка данной теплофизической задачи примет вид [3]:

$$\frac{1}{a} \frac{\partial T(x, y, z, t)}{\partial t} = \frac{\partial^2 T(x, y, z, t)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T(x, y, z, t)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T(x, y, z, t)}{\partial z^2}, \quad (1)$$

где $T(x, y, z, t)$ – температурное поле нагреваемого тела; a – коэффициент температуропроводности; x, y, z – пространственные координаты; t – переменная времени.

При начальном условии:

$$\bar{T}(x, y, z, 0) = \bar{T}_0, \quad (2)$$

где T_0 – температура окружающей среды;

при граничных условиях:

$$\frac{\partial T(0, x, y, z, t)}{\partial t} = -\frac{q_m A}{\lambda} \exp(-k(y^2 + z^2)), \quad (3)$$

где $q_m = \frac{Pk}{\pi}$ – плотность мощности источника нагрева в центре пятна лазерного излучения; A – поглощающая способность материала; λ – коэффициент теплопроводности; $k = \frac{3}{r_{\Pi}^2}$ – коэффициент сосредоточенности, характеризующий форму кривой нормального распределения; r_{Π} – радиус пятна лазерного излучения; P – мгновенная мощность лазерного излучения;

$$T(\infty, y, z, t) = T_0; \quad (4)$$

$$\frac{\partial T(x, 0, z, t)}{\partial y} = \frac{\partial T(x, \infty, z, t)}{\partial y} = \frac{\partial T(x, y, 0, t)}{\partial z} = \frac{\partial T(x, y, \infty, t)}{\partial z} = 0. \quad (5)$$

Решение системы уравнений (1)–(5) дает выражение для расчета температурных полей в полубесконечном теле, по поверхности которого прямолинейно с постоянной скоростью движется источник тепла с нормальным распределением плотности мощности [3]:

$$T(x, y, z, t) = T_0 + \frac{q_m A}{4k\lambda\sqrt{\pi a}} \int_0^t \frac{e^{4at} e^{-\frac{x^2}{4a(t+t_0)} - \frac{(y+Vt)^2 + z^2}{4a(t+t_0)}}}{t(t+t_0)} dt, \quad (6)$$

где V – скорость перемещения источника тепла вдоль оси OY .

При длительном действии теплового источника постоянной мощности, перемещающегося прямолинейно с постоянной скоростью, процесс распространения теплоты стремится к предельному квазистационарному состоянию.

Время установления предельного состояния можно ориентировочно определить по времени t_{Π} прохода пятна лазерного излучения своего диаметра:

$$t_{\Pi} = \frac{2r_{\Pi}}{V}. \quad (7)$$

В случае времени нагрева $t > t_{\Pi}$ успевает пройти теплонасыщение в зоне обработки, т.е. устанавливается квазистационарный режим нагрева.

Полученные зависимости позволяют произвести оценку влияния режима лазерной обработки на распределение температурных полей, установить закономерности распространения тепла и связать их с фазовыми превращениями в металле.

С точки зрения получения качественного изделия при выполнении лазерного легирования или плакирования металлических деталей необходимо выполнение двух условий: проплавление всего легирующего слоя в части основного металла (условие получения надежного соединения слоев) и недостижение на поверхности обработки температуры кипения (условие получения качественного рельефа поверхности) [3].

На рис. 1 показаны ТВП-диаграмма (I–II) и кривые охлаждения прецизионного сплава на железной основе на поверхности двухслойной металлической системы после нагрева его лазерным излучением [3].

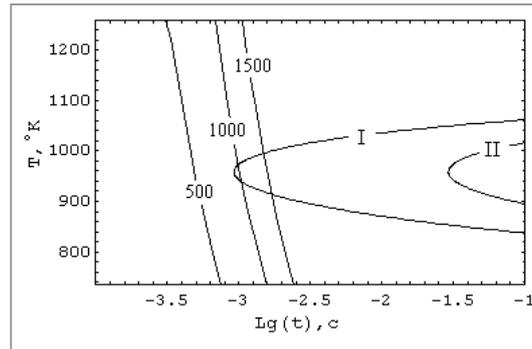


Рис. 1. ТВП-диаграмма (I–II) и кривые охлаждения металлического (Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si) изделия при его обработке движущимся источником лазерного излучения (I – начало кристаллизации; II – окончание кристаллизации; цифры на кривых – мощность источника излучения, Вт; параметры обработки: $d_{\text{л}}=0,5$ мм; $V=200$ см/с)

Форму ТВП-диаграммы определяли конкурированием двух процессов, действующих в противоположных направлениях: увеличением движущей силы процесса кристаллизации с ростом переохлаждения и снижением подвижности атомов [5].

Для получения аморфной структуры кривые, характеризующие тепловые условия охлаждения сплава, должны находиться левее линии ТВП-диаграммы.

Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при взаимодействии лазерного импульса длительностью 5 мс, диаметром 0,5 мм в центре зоны воздействия показан на рис. 2 [3]. Как видно из рисунка, технологические режимы воздействия ограничены значениями энергии в импульсе от 4 до 12 Дж. При воздействии излучения с энергией импульса вне указанного диапазона будет отсутствовать проплавление легирующего слоя или произойдет его закипание с испарением в окружающую среду. Максимальная глубина проплавления соответствует энергии 12 Дж и не превышает 130 мкм. Зоной лазерного влияния при импульсном воздействии является круг.

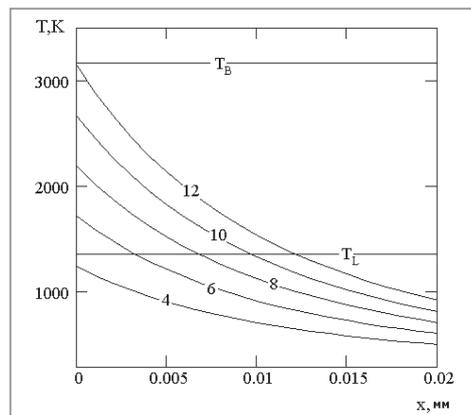


Рис. 2. Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при импульсном воздействии лазерного излучения (режим обработки: $T=5$ мс, $d_{\text{л}}=0,5$ мм; $T_{\text{л}}$ – температура плавления; $T_{\text{в}}$ – температура кипения; цифры на кривых – энергия импульса, Дж) [3]

Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при сканировании лазерного излучения по поверхности заготовки показан на рис. 3 [3].

В данном случае выбор технологических режимов воздействия определяется сочетанием скорости сканирования лазерного луча V и мощности излучения P . Выбор сочетаний V и P из условия отсутствия кипения поверхности обработки можно найти из рис. 4 [3]. В диапазоне температуры поверхности 1200–3000 К обработку следует проводить мощностью 100–500 Вт. В общем случае воздействия подвижного лазерного излучения глубина проплавления уменьшается с увеличением скорости сканирования и уменьшением мощности излучения (рис. 5) [3]. Как видно из рисунков, глубина проплавления при сканировании луча в условии получения качественного изделия не превышает 200 мкм.

При лазерной обработке со сканированием луча лазера зоной термического влияния является полоса рис. 6, причем с увеличением скорости сканирования луча лазера по поверхности ширина зоны лазерного влияния уменьшается, что также происходит при уменьшении мощности источника излучения.

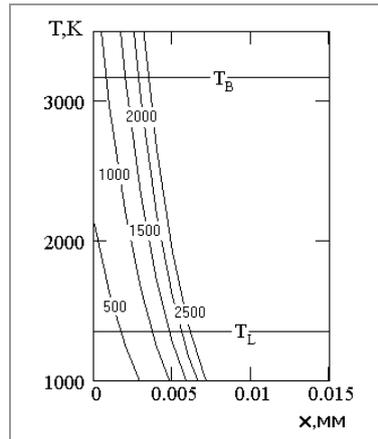


Рис. 3. Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при импульсном воздействии лазерного излучения по поверхности (режим обработки: $V=200$ см/с; $d_n=0,5$ мм; T_L –температура плавления; T_B –температура кипения; цифры на кривых – энергия импульса, Дж) [3]

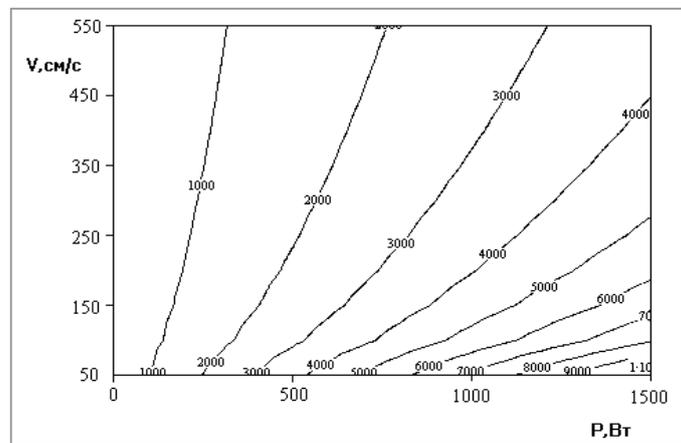


Рис. 4. Температура поверхности стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si в центре пятна лазерного излучения в зависимости от скорости сканирования и мощности излучения ($d_n=0,5$ мм; цифры на кривых – температура, К) [3]

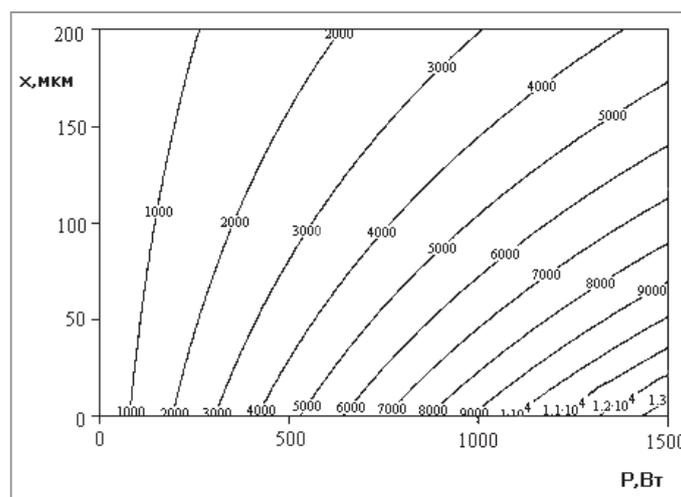


Рис. 5. Температурный профиль по глубине стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si в зависимости от мощности лазерного излучения при сканировании лазерного луча по поверхности (режим обработки: $V=50$ см/с; $d_n=0,5$ мм) [3]

Одним из наиболее значимых факторов процесса импульсной поверхностной обработки (ИЛПО) является плотность мощности (величина энерговыклада) лазерного излучения (ЛИ) на обрабатываемой поверхности (10^3-10^6 Вт/см²). Причем существуют три диапазона энерговыклада [3]. При малом энерговыкладе,

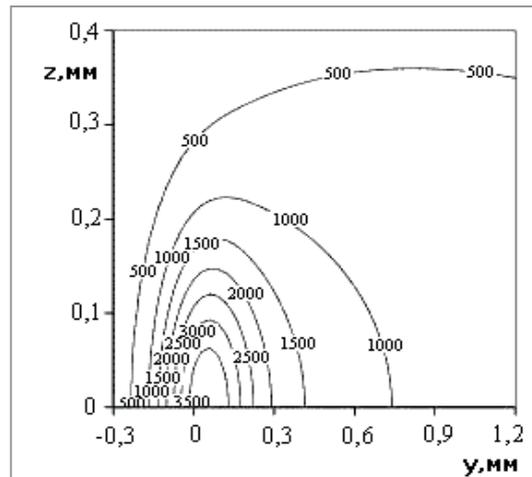


Рис. 6. Температурное поле поверхности стальной заготовки с покрытием из сплава системы Fe–Cr–Ni–Mo–Co–B–Si при сканировании лазерного излучения вдоль оси y в отрицательном направлении (центру пятна излучения соответствует координата $z=0, y=0$; режим обработки: $V=50$ см/с, $P=500$ Вт; $d_n=0,5$ мм) [3]

когда отсутствует проплавление материала основы, процессы легирования и наплавки отсутствуют. При среднем энергокладе (однородное по длине лазерной дорожки проплавление материала основы на небольшую глубину) происходит процесс лазерной наплавки материала с незначительным изменением химического состава наплавляемого слоя и формированием высокой адгезионной связи покрытия и заготовки. Сплавление осуществляется за счет конвективного массопереноса в жидкой фазе, инициированного в поле высоких температурных градиентов. При высоком энергокладе, когда имеет место значительное проплавление материала основы, происходит процесс легирования поверхности изделия со значительным перераспределением легирующего слоя в глубь основы. Температура поверхности обработки значительно превышает температуру кипения материала, что приводит к удалению жидкой фазы из зоны обработки механизмами плавления вымывания и взрывного объемного кипения [1].

Результаты экспериментальных исследований свидетельствуют о том, что наплавка покрытия на металлическую основу из сталей Ст3, 45, 20ХВ начинается при средней мощности ЛИ на поверхность обработки около $1800\text{--}2000$ Вт/см², а легирование – при $3500\text{--}4000$ Вт/см². Практически одинаковые границы диапазонов энергокладов при обработке указанных сталей объясняются их незначительно различающимися теплофизическими свойствами.

Другим важным фактором ИПЛО является частота следования импульсов ЛИ. С увеличением данного технологического параметра происходит снижение времени остывания металла в паузах между импульсами, что ведет к повышению энергоклада и средней температуры в материале образца. Для получения аморфно-кристаллического слоя на поверхности изделия частота следования импульсов ЛИ не должна превышать 3–8 Гц, тогда как при частоте импульсов ЛИ более 10 Гц аморфизация поверхности не происходит.

Исследование полученных образцов показало, что зона лазерного воздействия (ЗЛВ) имеет слоистое строение, имеющих различные по природе фазовые превращения. Первый слой – зона оплавления (ЗО) получен при закалке из расплавленного состояния. При средней величине энергоклада ($f \leq 3\text{--}8$ Гц) вне зависимости от материала основы все образцы имели аморфно-кристаллическую структуру, что свидетельствовало о размытии и (или) исчезновении на дифрактограммах дифракционных максимумов и отсутствие травимости поверхностного слоя в царской водке. Количество аморфной фазы в поверхностном слое составляло 70–80%. Кристаллическая составляющая была представлена α -фазой, интерметаллическим соединением FeCr и FeCrMo и металлическим соединением Fe₂V. Микротвердость ЗО составляла 800–910 HV, причем большие значения наблюдались в нижней части зоны.

Характерной особенностью микроструктуры ЗО образцов при высоком энергокладе ($f > 10$ Гц) является ее тонкое столбчатое строение с преимущественной ориентировкой главных осей дендритов в направлении теплоотвода (перпендикулярно к границам раздела оплавленной зоны и основы металла).

Фазовый состав ЗО по данным количественного рентгенофазового анализа состоял из α -фазы, металлических Fe₂V, Co₂V, Ni₂V и интерметаллических соединений FeCr и FeCrMo. Отсутствие аморфной фазы связано с увеличением средней температуры материала основы за счет увеличения количества вводимой энергии и уменьшением стеклообразующей способности расплавленного металла

из-за изменения химического состава наплавляемого сплава при конвективном перемешивании с расплавом материала основы [3].

Второй слой – зона термического влияния (ЗТВ) получен при закалке из твердого состояния. Особенности структуры данного слоя обусловлены неполной и негомогенной (по углероду) аустенизацией материала основы в условиях высокоскоростного лазерного нагрева (закалка из двухфазной $\alpha + \gamma$ -фазы области). Различные структуры и микротвердости в ЗТВ определяются отличиями химического состава, исходной структуры, температуры полиморфных и фазовых превращений [3].

Третий слой имеет структуру и микротвердость исходного материала основы.

Наибольший интерес представляют структура и микротвердость ЗЛВ, когда в процессе ИЛПО с изменением химического состава в поверхности сформирована аморфно-кристаллическая структура.

При обработке образцов с основой из стали Ст3 зона оплавления представляет собой аморфно-кристаллический (до 20% кристаллической фазы) слой толщиной 70–100 мкм при микротвердости 820–870 HV. ЗТВ имеет толщину 10–25 мкм и микротвердость 230–300 HV. Структура обусловлена закалкой из двухфазной ($\alpha + \gamma$ -фазы) области, образующейся вследствие неполного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в условиях высоких скоростей нагрева. ЗТВ переходит в ферритно-перлитную структуру с микротвердостью 130–160 HV.

При наплавке аморфизирующегося сплава на металлическую основу из стали 45 аморфно-кристаллический слой (до 25%) имеет толщину 75–100 мкм и микротвердость 800–870 HV. ЗТВ характеризуется структурной неоднородностью. Микротвердость ЗТВ – 290–350 HV. Особенность структуры ЗТВ – неполная и негомогенная (по углероду) аустенизация при высокоскоростном нагреве и увеличение содержания углерода в химическом составе сплава. Толщина ЗТВ – 15–25 мкм с переходом в исходную ферритно-перлитную структуру с микротвердостью 120–140 HV [3].

В случае обработки образцов с основой из стали 20ХВ 3О – аморфно-кристаллический слой толщиной 70–90 мкм с микротвердостью 800–850 HV. ЗТВ толщиной 15–30 мкм имеет микротвердость 430–470 HV и состоит из мартенсита и большого количества аустенита. Исходная структура основы образцов феррито-перлитная с микротвердостью 210–280 HV.

Во всех случаях повышение микротвердости в ЗТВ по сравнению с основой образца связано с закалкой и (или) наклепом (в том числе и фазовым) вследствие пластического деформирования материала в поле высоких термических напряжений. Наблюдаемый разрыв и скачкообразное увеличение микротвердости по толщине обусловлены резким изменением химического состава на границах оплавления.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Лыков, А. В.** Теория теплопроводности / А. В. Лыков. – М.: Высшая школа, 1967. – 600 с.
2. **Леонтьев, П. А.** Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов / П. А. Леонтьев, Н. Г. Чеканова, М. Г. Хан. – М.: Машиностроение, 1986. – 142 с.
3. **Верещагин, М. Н.** Модифицирование металлических дисперсий при высокоэнергетической обработке / М. Н. Верещагин, С. Н. Целуева, М. Ю. Целуев. – Гомель: ГГТУ им. П. О. Сухого, 2022. – 298 с.
4. **Верещагин, М. Н.** Теплофизический анализ модифицирования поверхности заготовки лазерным излучением / М. Н. Верещагин, С. Н. Целуева, М. Ю. Целуев // Литье и металлургия. – 2019. – № 2. – С. 92–98.
5. **Верещагин, М. Н.** Структурообразование прецизионных сплавов при быстрой закалке из расплава / М. Н. Верещагин, М. Ю. Целуев, С. Н. Целуева // Вестник ГГТУ им. П. О. Сухого. – 2019. – № 1. – С. 41–49.
6. Лазерная и электроннолучевая обработка материалов: справочник / Н. Н. Рыкалин [и др.]. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.

REFERENCES

1. **Lykov A. V.** *Teoriya teploprovodnosti* [Theory of thermal conductivity]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1967, 600 p.
2. **Leontiev P. A., Chekanova N. G., Khan M. G.** *Lazernaya poverhnostnaya obrabotka metallov i splavov* [Laser surface treatment of metals and alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1986, 142 p.
3. **Vereshchagin M. N., Tselueva S. N., Tseluev M. Yu.** *Modifitsirovanie metallicheskih dispersij pri vysokoenergeticheskoy obrabotke* [Modification of metal dispersions during high-energy processing]. Gomel, Sukhoi State Technical University of Gomel Publ., 2022, 298 p.
4. **Vereshchagin M. N., Tselueva S. N., Tseluev M. Yu.** *Teplofizicheskij analiz modifitsirovaniya poverhnosti zagotovki lazernym izlucheniem* [Thermophysical analysis of modification of the surface of the workpiece by laser radiation]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2, pp. 92–98.
5. **Vereshchagin M. N., Tseluev M. Yu., Tselueva S. N.** *Strukturoobrazovanie precizionnyh splavov pri bystroj zakalke iz rasplava* [Structure formation of precision alloys during rapid quenching from a melt]. *Vestnik GGTU im. P. O. Suhogo = Bulletin of Sukhoi State Technical University of Gomel*, 2019, no. 1, pp. 41–49.
6. **Rykalin N. N. et al.** *Lazernaya i elektronnoлучевaya obrabotka materialov: spravochnik* [Laser and electron beam processing of materials: reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985, 496 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-72-79>
УДК 621.774

Поступила 04.07.2024
Received 04.07.2024

АЛГОРИТМ ОПТИМИЗАЦИИ МАРШРУТОВ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ ТРУБ

С. В. ПИЛИПЕНКО, Полоцкий государственный университет имени Евфросинии Полоцкой,
г. Новополоцк, Витебская обл., Беларусь, ул. Блохина, 29. Email: 44-08@mail.ru

Актуальность работы обосновывается необходимостью уточнения методики расчета маршрутов холодной прокатки, связанной с расширением факторов, которые следует учитывать при ведении подобных расчетов. Целью работы является разработка алгоритма оптимизации маршрутов холодной прокатки труб с применением станов типа ХПТ и ХПТР, удобного для реализации в программном продукте. В работе проанализированы основные параметры оптимизации маршрутов холодной прокатки труб, факторы, ограничивающие поле оптимальных значений геометрических параметров трубы-заготовки в каждом проходе. Среди последних выделены максимальное возможное обжатие по площади поперечного сечения, необходимое обжатие по площади поперечного сечения в последнем проходе, требование к характеру распределения величины обжатия по площади поперечного сечения, толщине стенки и диаметру трубы из прохода в проход и другие параметры. Замечена важность минимизации количества проходов. Проанализированы и выделены основные зависимости, включающиеся в метод расчета деформационных параметров маршрута холодной прокатки с использованием станов ХПТ и ХПТР. Разработан алгоритм расчета маршрута холодной прокатки труб с несколькими операциями итерации. Предложенный алгоритм позволяет оптимизировать маршрут прокатки труб из любых марок сталей и сплавов, оптимизировать большинство параметров, в том числе, влияющих на экономические параметры производства. В зависимости от марки стали или сплава некоторые операции итерации могут исключаться. Алгоритм проверен в практике расчета маршрутов прокатки труб из углеродистых и нержавеющей сталей и сплавов.

Ключевые слова. Холодная прокатка труб, станы ХПТ и ХПТР, маршрут прокатки, деформационные параметры, параметры заготовки, геометрические параметры, оптимизация, алгоритм расчета.

Для цитирования. Пилипенко, С. В. Алгоритм оптимизации маршрутов холодной прокатки труб / С. В. Пилипенко // Литье и металлургия. 2024. № 3. С. 72–79. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-72-79>.

ALGORITHM FOR OPTIMIZATION OF COLD-ROLLED PIPE ROLLING ROUTES

S. V. PILIPENKO, Euphrosyne Polotskaya State University of Polotsk,
Novopolotsk, Vitebsk region, Belarus, 29, Blokhina str. E-mail: 44-08@mail.ru

The relevance of the work is justified by the need to refine the methodology for calculating cold rolling routes, associated with the expansion of factors that need to be taken into account in conducting such calculations. The aim of the work is to develop an algorithm for optimizing the routes of cold rolling of pipes using CRP and CRPR type mills, convenient for implementation in a software product. The paper analyzes the main parameters for optimizing the routes of cold rolling of pipes, factors limiting the field of optimal values of the geometric parameters of the billet-pipe in each pass. Among the latter, the maximum possible reduction in the cross-sectional area, the required reduction in the cross-sectional area in the last pass, the requirement for the nature of the distribution of the reduction value in the cross-sectional area, in the wall thickness and in the pipe diameter from pass to pass and other parameters are highlighted. The importance of minimizing the number of passes is noted. The main dependencies included in the method for calculating the deformation parameters of the cold rolling route using CRP and CRPR mills are analyzed and highlighted. An algorithm for calculating the route of cold rolling of pipes, with several iteration operations, has been developed. The proposed algorithm allows optimizing the rolling route of pipes made of any grades of steels and alloys, and allows optimizing most parameters, including those affecting the economic parameters of production. Depending on the grade of steel or alloy, some iteration operations can be excluded. The algorithm has been tested in the practice of calculating rolling routes for pipes made of carbon and stainless steels and alloys.

Keywords. Cold rolling of pipes, CRP and CRPR mills, rolling route; deformation parameters, billet parameters; geometric parameters; optimization, calculation algorithm.

For citation. Pilipenko S. V. Algorithm for optimization of cold-rolled pipe rolling routes. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 72–79. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-72-79>.

Введение

Продукция цехов холодной прокатки труб используется во всех отраслях промышленности, строительстве, в аэрокосмической отрасли и др. [1, 2]. Холодной прокаткой производятся

особовысококачественные трубы специального назначения из широкого спектра марок сталей и сплавов. Заготовкой для производства труб холодной прокаткой служит горячекатаная или горячепрессованная труба. В калькуляции расходов на производство труб холодной прокаткой расходы на приобретение заготовки могут достигать до 80 % и более [3, 4]. Поэтому любое повышение расхода металла заготовки на 1 т готовой трубы непосредственно, через расходный коэффициент, сказывается на экономических показателях производства [4, 5]. Среди факторов, влияющих на расходный коэффициент, следует выделить общую культуру производства, состояние оборудования, методы калибровки рабочего инструмента, особенности технологии прокатного производства, правильно оптимизированный маршрут прокатки и др. [4, 5].

Поскольку процесс холодной деформации труб сопровождается наклепом металла, то деформация заготовки осуществляется в несколько проходов. Между проходами трубу подвергают ряду промежуточных отделочных операций типа обезжиривания, промежуточной термообработки, разрезки, контроля качества, нанесения подмазочного слоя и др. В итоге после окончательной термообработки должна получиться труба с заданными механическими свойствами металла и определенных геометрических параметров. Естественно, как одни, так и другие параметры должны колебаться строго в определенных границах, требования которых описаны в стандартах на этот вид продукции, а также принятых к исполнению договоренностях с заказчиком.

Таким образом, при расчете маршрута прокатки важно учитывать такие факторы, как максимальное возможное обжатие до разрушения целостности металла или сплава; максимальное возможное обжатие с точки зрения обеспечения точности труб при выбранной величине подачи металла трубы перед рабочим ходом прокатного стана; необходимое обжатие по площади поперечного сечения в последнем проходе маршрута; возможные требования к характеру распределения величины обжатия по площади поперечного сечения по проходам маршрута; минимизация проходов прокатки в маршруте и др. Необходимым является разработка алгоритма, позволяющего оптимизировать параметры маршрута холодной прокатки труб.

Цель исследования – систематизация опыта и разработка алгоритма оптимизации маршрутов холодной прокатки труб в станах типа ХПТ и ХПТР, удобного для реализации в программном продукте. Уточнение коэффициентов эмпирических зависимостей, используемых для расчета параметров маршрутов холодной прокатки труб.

Методы исследования

На первом этапе проведен анализ существующих теоретических исследований, связанных с методом расчета распределения деформационных параметров обжатия трубы-заготовки по проходам маршрута холодной прокатки труб в станах типа ХПТ и ХПТР. В ходе анализа выявлены и определены конкретные геометрические и деформационные параметры, которые необходимо оптимизировать при расчете конкретного маршрута прокатки. Выполнен анализ реализованных маршрутов холодной прокатки труб. Данные исследований маршрутов прокатки интерполированы в эмпирические зависимости, удобные для использования в практике расчетов маршрутов прокатки. На конечных этапах исследований произведен синтез алгоритма оптимизации маршрутов холодной прокатки труб в станах типа ХПТ и ХПТР, осуществлен анализ логики его работы.

Результаты исследования и их обсуждение

При анализе теоретических исследований и разработок, связанных с исследуемым методом расчета, определено, что для станов холодной прокатки исходными данными для распределения режимов деформации по проходам маршрута прокатки являются диаметр и толщина стенки готовой трубы (D_n , S_n). Следует определиться с параметрами обжатия в последнем проходе, т.е. задаться [3–5] обжатием по площади поперечного сечения $\varepsilon_{F,n}$ в последнем проходе; обжатием по толщине стенки $\varepsilon_{S,n}$ и диаметру $\varepsilon_{D,n}$ в последнем проходе. Значения $\varepsilon_{F,n}$, $\varepsilon_{S,n}$ и $\varepsilon_{D,n}$ задаются исходя из условий получения необходимых механических характеристик готовой трубы, требуемой ее точности и пр.

Для каждого промежуточного прохода определяются (исходя из технических характеристик конкретного прокатного стана и механических характеристик материала трубы) максимальное (и минимальное) возможное обжатие по площади поперечного сечения $\varepsilon_{F,\max}$; максимальное (и минимальное) возможное обжатие по толщине стенки $\varepsilon_{S,\max}$; максимальное (и минимальное) возможное обжатие по диаметру $\varepsilon_{D,\max}$.

При ограничениях в геометрических параметрах сортамента исходной заготовки режим деформации рассчитывается исходя из получения необходимой величины обжатия в последнем проходе и выходом на заданную геометрию трубы-заготовки. Расчет деформационных параметров маршрута холодной прокатки труб проводится против хода прокатки в сторону увеличения диаметра и толщины стенки трубы (рис. 1). При расчете всегда проверяется правило:

$$D_{n-1} - 2S_{n-1} > D_n - 2S_n \text{ или } d_{n-1} > d_n. \quad (1)$$

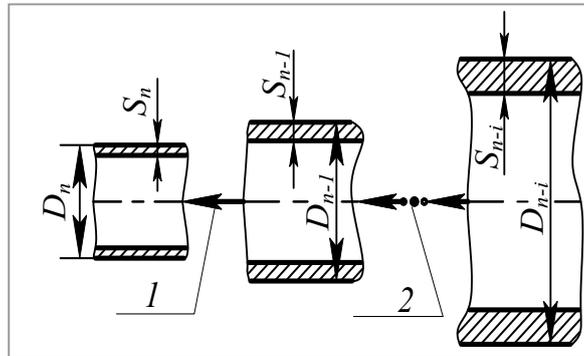


Рис. 1. Формоизменение трубы из прохода в проход при холодной прокатке на станах типа ХПТ и ХПТР:
1 – проход прокатки; 2 – *i*-е количество проходов

Обжатие по внутреннему диаметру трубы в каждом проходе ограничивают максимальной конусностью оправки (для станов типа ХПТ):

$$2\text{tg}\alpha = \frac{(D_0 - 2S_0) - (D_1 - 2S_1) - Z_{\text{диам}}}{l_{\text{зд.о}}}, \quad (2)$$

где D_0 и D_1 – диаметр трубы до и после конкретного прохода; S_0 и S_1 – толщина стенки трубы до и после конкретного прохода; $Z_{\text{диам}}$ – диаметральный зазор между внутренней стороной стенки трубы и цилиндрической частью оправки (рис. 2); $l_{\text{зд.о}}$ – длина зоны деформации оправки конкретного стана.

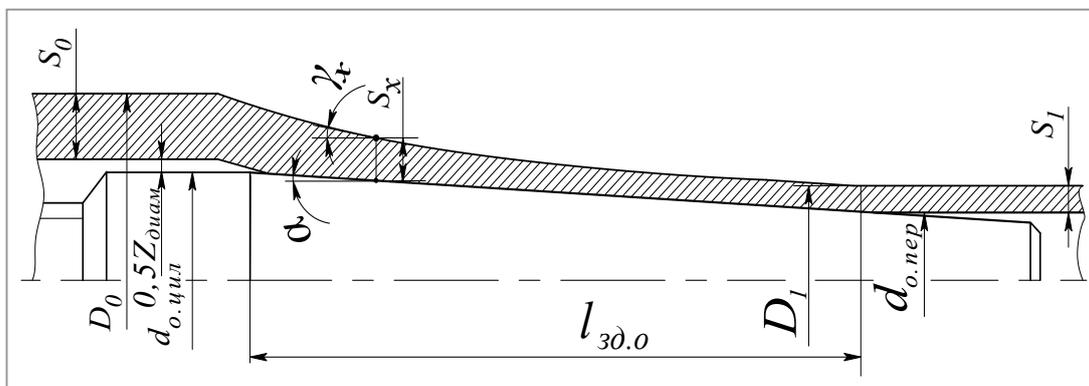


Рис. 2. Параметры конуса деформации стана типа ХПТ: $d_{o.цил}$ и $d_{o.пер}$ – диаметр оправки в цилиндрической части и пережиме; γ_x – угол наклона образующей развертки калибра в сечении x ; α – угол конусности оправки

Для каждой конкретной стали или сплава существуют ограничения по максимальной допустимой конусности оправки. При превышении этого значения применяются оправки с криволинейной образующей. Конусность конусной оправки рекомендовано выбирать в пределах $2\text{tg}\alpha = 0,005-0,03$, величину диаметрального зазора – исходя из условия, выведенного эмпирическим путем:

$$Z_{\text{диам}} \leq 0,25(D_0 - 2S_0). \quad (3)$$

Следует заметить, что при выборе оправки с криволинейной образующей начальная конусность такой оправки ($\alpha_{\text{нач}}$, рис. 3) должна быть меньше, чем значение $2\text{tg}\alpha$ для данного прохода, рассчитанного по формуле (2). С другой стороны, начальная конусность не должна быть очень маленькой. Оправка с криволинейной образующей, своей начальной конусностью, должна обеспечить настройку стана, например, для нивелировки разогрева калибра или наоборот – упругой составляющей клетки. Если начальная конусность будет недостаточна, то это усложнит настройку стана, увеличит расход оправок и др.

Учитывать оптимальную величину начальной конусности особенно важно для последних проходов, где надо получить конкретное значение толщины стенки, попадающее в допуск на готовую трубу.

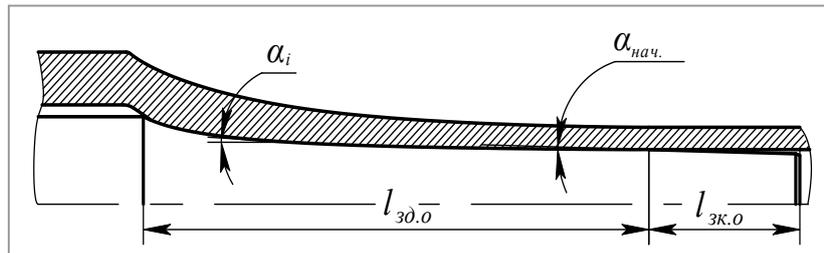


Рис. 3. Параметры конуса деформации стана типа ХПТ в случае применения оправки с криволинейной образующей: α_i – угол конусности оправки в i -м сечении; $\alpha_{нач.}$ – начальный угол конусности оправки

Во всех сечениях зоны калибровки ($l_{3к.о}$ рис. 3), как правило, конусность оправки равна $\alpha_{нач.}$. Этим обеспечивается необходимая настройка стана на внутренний диаметр (или толщину стенки).

При прокатке труб на станах ХПТ следует избегать проходов с недостаточной величиной обжатия по толщине стенки:

$$(S_0 / S_1) / (D_0 / D_1) > 0,8, \tag{4}$$

где D_0 и S_0 – диаметр трубы и толщина стенки до прохода; D_1 и S_1 – диаметр трубы и толщина стенки после прохода
или

$$d_0 < 1,25d(S_0/S_1). \tag{5}$$

На любом предприятии холодной прокатки труб стремятся снизить цикличность производства. В табл. 1 приведены данные по выбору параметров обжатия трубы в станах ХПТ и ХПТР [2–4, 6, 7]:

Таблица 1. Данные о максимально возможных обжатиях труб

Марка стали	Тип стана	$\epsilon_{F,max}$, %	$\epsilon_{S,max}$, %	μ_{max}	ΔD_{max} , мм
Углеродистые	ХПТ	90	70	4,0–5,5	21–35
	ХПТР	83	80	2,5–4,0	2–3
Легированные	ХПТ	75	62	3–4	21–35
	ХПТР	80	65	2,5–3,5	1–3

Исходя из анализа маршрутов ряда предприятий, для станов ХПТ:

$$\left(\frac{S_0}{S_1}\right) \approx 1 + \frac{k}{S_1}, \tag{6}$$

где $k_{min}=0,8$; $k_{max}=3,6$.

Из формулы (6) обжатие по толщине стенки в проходе возможно выбирать в пределах:

$$1 + \frac{0,8}{S_1} \leq \left(\frac{S_0}{S_1}\right) \leq 1 + \frac{3,6}{S_1}. \tag{7}$$

Предельная вытяжка из условий пластичности материала трубы (и с учетом результатов анализа действующих маршрутов холодной прокатки труб) выбирается из следующего условия:

$$\mu_{max} \leq 0,1\psi - 2, \tag{8}$$

где ψ – относительное сужение образца трубной заготовки, %.

Из этого максимальное обжатие по площади поперечного сечения определяется из условий пластичности:

$$\epsilon_{F,max} \leq 1 - \frac{1}{\mu_{max}} = \frac{F_0 - F_1}{F_0}. \tag{9}$$

При деформации труб на станах ХПТ уменьшается их абсолютная поперечная разностенность, а относительная может даже повышаться (особенно у тонкостенных труб) [2–4, 6–8]. Связь разностенности трубы, прокатанной на стане ХПТ, с разностенностью заготовки можно описать эмпирической зависимостью:

$$7 < \delta_0 \leq 0,9\delta \left(\frac{D_0}{D_1} + 0,1 \right) \%, \quad (10)$$

где δ_0, δ – разностенность труб-заготовок и прокатанных труб, %.

Деформация, достаточная для уменьшения исходной разностенности, в свою очередь определяется эмпирической зависимостью [2–4, 6–8]:

$$\frac{D_0}{D_1} > 1,1 \frac{\delta_0}{\delta} - 0,1. \quad (11)$$

При расчетах режимов деформации (особенно при прокатке труб из нержавеющей сталей и сплавов) желательно, чтобы соблюдалось условие:

$$\frac{\mu_S}{\mu_D} > 1, \quad (12)$$

где $\mu_S = S_0 / S_1$; $\mu_D = (D_0 - S_0) / (D_1 - S_1)$ ($\mu_D \mu_S = \mu_F$).

Иногда оно задается в виде:

$$\frac{\varepsilon_S}{\varepsilon_D} > 1, \quad (13)$$

где $\varepsilon_S = (S_0 - S_1) / S_1$; $\varepsilon_D = ((D_0 - S_0) - (D_1 - S_1)) / (D_1 - S_1)$.

Общее количество проходов прокатки [2–4, 6–8]:

$$n_p = \frac{\lg \mu_\Sigma}{\lg \mu_{\max}}, \quad (14)$$

где $\mu_\Sigma = F_{\text{заг}} / F_n$ – общая вытяжка за все проходы маршрута; $F_{\text{заг}}$ – площадь поперечного сечения трубы-заготовки перед первым проходом; F_n – площадь поперечного сечения трубы после последнего прохода.

Для обеспечения необходимых механических характеристик трубы относительное обжатие по площади поперечного сечения в последнем проходе $\varepsilon_{F,n}$, а значит и вытяжка $\mu_{F,n}$. Тогда распределяют оставшуюся часть вытяжки по проходам прокатки:

$$\mu_{\Sigma i} = \frac{\mu_\Sigma}{\mu_{F,n}}. \quad (15)$$

При известном числе проходов средняя вытяжка в каждом i -м проходе:

$$\mu_{\text{ср},i} = \sqrt[n]{\mu_\Sigma}. \quad (16)$$

Если известно необходимое обжатие по площади поперечного сечения трубы в конкретном проходе и $\varepsilon_F = (F_n - F_{n-1}) / F_{n-1}$, где $F = \pi(D - S)S$, и необходимое обжатие по толщине стенки в нем $\varepsilon_S = (S_n - S_{n-1}) / S_{n-1}$, то диаметр и толщину стенки трубы перед этим проходом возможно рассчитать исходя из зависимостей, выведенных автором:

$$S_{n-1} = \frac{S_n}{1 - \varepsilon_S}, \quad (17)$$

$$D_{n-1} = \frac{\varepsilon_F \pi S_{n-1}^2 - \pi S_{n-1}^2 - F_n}{\pi S_{n-1} (\varepsilon_F - 1)}. \quad (18)$$

В конце цикла проводят поверочный расчет давления металла на валки. Для этого можно использовать формулу [2–4, 6–8]:

$$P_n = K_\sigma \sigma_{\text{в.50\%}} (D_3 + D_{\text{тр}}) \sqrt{m \mu_{\Sigma x} (S_3 - S_{\text{тр}}) R_{\text{гр.ср.}} / (l_{\text{обж}})}, \quad (19)$$

где K_σ – коэффициент, зависящий от характера упрочнения металла и равный 1,42 для черных металлов и сплавов и 1,10–1,17 для сплавов на основе меди; $\sigma_{\text{в.50\%}}$ – предел прочности металла трубы при $\sigma_{\text{в.50\%}}$, кг/мм²; $R_{\text{гр.ср.}}$ – средний радиус валка на обжимном участке:

$$R_{\text{гр.ср.}} = R_{\text{б.к}} - 0,25(D_{\text{заг}} + D_{\text{тр}}), \quad (20)$$

где $R_{\text{б.к}}$ – радиус бочки калибра.

На рис. 4 показана схема алгоритма расчета маршрута холодной прокатки. Исходными данными для оптимизации параметров маршрута являются (рис. 4, поз. 1): диаметр исходной трубы-заготовки ($D_{\text{заг}}$, мм); ее толщина стенки ($S_{\text{заг}}$, мм); марка стали или сплава; предел прочности при 50%-ной степени

деформации ($\sigma_{в.50\%}$, кг/мм²); относительное сужение образца трубной заготовки (ψ , %) и μ_{max} (формула 8); начальная разностенность трубы-заготовки (δ , %); максимальная расчетная величина подачи трубы (m , мм); необходимая деформация трубы по площади поперечного сечения в последнем проходе ($\epsilon_{F.n.nom}$); область необходимого отношения ϵ_s/ϵ_D ; необходимая минимальная разностенность готовой трубы.

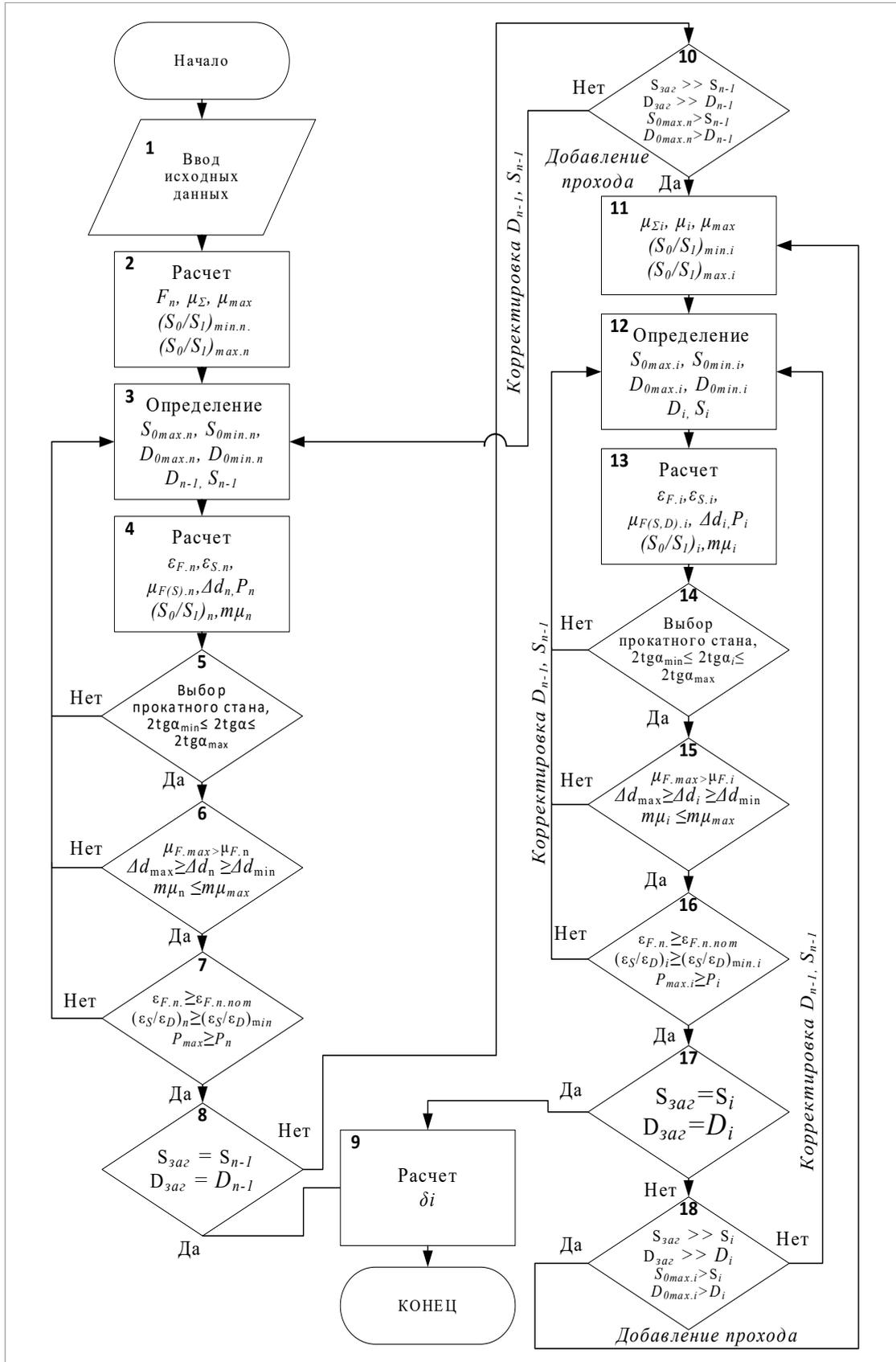


Рис. 4. Алгоритм расчета маршрута холодной прокатки труб

Исходя из алгоритма выбора исходной для каждого прохода толщины стенки и диаметра трубы-заготовки (рис. 4, поз. 2), определяют площадь поперечного сечения трубы после последнего прохода F_n , площадь исходной трубы-заготовки $F_{\text{заг}}$. Рассчитывают общую вытяжку за все проходы маршрута μ_{Σ} . По формуле (6) определяют разбег отношения S_0/S_1 для последнего прохода. Для $(S_0/S_1)_{\text{max.п}}$ и $(S_0/S_1)_{\text{min.п}}$ вычисляют $S_{0\text{max.п}}$ и $S_{0\text{min.п}}$, т.е. разбег толщины стенки трубы-заготовки перед последним проходом. По формуле (5) определяют разбег диаметра трубы-заготовки перед последним проходом: $D_{0\text{max.п}}$, $D_{0\text{min.п}}$.

В границах $S_{0\text{max.п}}$ и $S_{0\text{min.п}}$ выбирают необходимое значение $S_{0п}$ (т.е. толщину стенки трубы перед последним проходом), в границах $D_{0\text{max.п}}$ и $D_{0\text{min.п}}$ – значение $D_{0п}$ (т.е. диаметр трубы перед последним проходом). Определяем параметры деформации для последнего прохода:

- площадь поперечного сечения трубы перед последним проходом (F_{n-1});
- вытяжку по площади поперечного сечения в последнем проходе $\mu_{F,n}=F_{n-1}/F_n$;
- относительное обжатие по площади поперечного сечения $\varepsilon_{F,n}=1-1/\mu_{F,n}$;
- относительное обжатие по толщине стенки $\varepsilon_{S,n}$ (формула (13));
- относительное обжатие по среднему диаметру $\varepsilon_{D,n}$ (формула (13));
- обжатие по внутреннему диаметру $\Delta d_n=(D_{0n}-2S_{0n})-(D_n-2S_n)$;
- давление металла на валки P_n (формула (19));
- отношение $(\varepsilon_S/\varepsilon_D)_n$;
- линейное смещение $m\mu_{F,n}$.

Далее следует ряд проверочно-корректирующих операций. Сначала выбирают тип прокатного стана (рис. 4, поз. 5) и проверяют конусность внутренней поверхности (формула (2)):

$$2\text{tg}\alpha_{\text{min}} \leq 2\text{tg}\alpha \leq 2\text{tg}\alpha_{\text{max}} \quad (21)$$

Значения $2\text{tg}\alpha_{\text{min}}$ и $2\text{tg}\alpha_{\text{max}}$ выбирают из технической характеристики стана и технологической инструкции цеха. При необходимости проводят корректировку значений D_{0n} и S_{0n} (рис. 4, поз. 3).

Далее проверяют ограничения по величине обжатия по внутреннему диаметру (часто ограничиваются проверкой конусности):

$$\Delta d_{\text{max}} \geq \Delta d_n \geq \Delta d_{\text{min}} \quad (22)$$

Проверяют ограничения по вытяжке и линейному смещению (рис. 4, поз. 6), относительному обжатию, отношению $(\varepsilon_S/\varepsilon_D)$ и максимально возможному для выбранного прокатного стана давлению металла на валки (рис. 4, поз. 6, 7).

После проверок и корректировок значений D_{0n} и S_{0n} проверяют наличие на складе (или у поставщиков, если необходимо) заготовки с такой толщиной стенки и такого наружного диаметра (рис. 4, поз. 8). Если (с учетом принятых допусков) такая заготовка есть, то рассчитывают прогнозируемую разностенность трубы и расчет завершают. В противном случае проверяют степень отклонения геометрических параметров имеющейся заготовки от значений D_{0n} и S_{0n} . Если имеющиеся $D_{\text{заг}}$ и $S_{\text{заг}}$ незначительно больше, чем D_{0n} и S_{0n} , то проверяют возможность корректировки геометрических параметров заготовки. Если, например, возникают ограничения по P_n или $m\mu_{F,n}$, то возможно уменьшить максимальную допустимую величину подачи в проходе. При ограничениях по величине конусности оправки возможно выбрать другой прокатный стан (ХПТ-55 вместо ХПТ-32, например, если это возможно). Более длинный очаг деформации позволит уменьшить конусность оправки.

Если же $D_{\text{заг}}$ и $S_{\text{заг}}$ значительно больше, чем D_{0n} и S_{0n} , то добавляем очередной i -й проход и алгоритм расчета повторяется до достижения равенства $D_{0i}=D_{\text{заг}}$, $S_{0i}=S_{\text{заг}}$. Для этого необходимо определить оставшуюся часть вытяжки до достижения $D_{0i}=D_{\text{заг}}$, $S_{0i}=S_{\text{заг}}$ (рис. 4, поз. 11). Далее определяем оставшееся количество проходов (формула (14)) и среднюю вытяжку в каждом из них (формула (16)). Описанный цикл расчета параметров заготовки для каждого i -го прохода неизменно повторяется (рис. 4, поз. 12–18).

Выводы

При холодной прокатке труб особенно с экономической точки зрения необходимо оптимизировать количество проходов прокатки в маршруте. Поэтому проблема оптимизации деформационных параметров маршрута холодной прокатки труб является важной научно-технической задачей. Разработанный алгоритм расчета маршрута холодной прокатки труб включает в себя ряд итерационных циклов, позволяющих получить наиболее оптимальный маршрут прокатки с учетом большинства выдвигаемых в настоящее время ограничений. Ограничения по поврежденности трубы учитываются эмпирическими коэффициентами, выведенными из анализа множества удачных маршрутов прокатки. При прокатке

отдельных типов марок сталей и сплавов определенные итерационные циклы могут исключаться. Таким образом, упрощается механизм оптимизации. Алгоритм проверен расчетом ряда маршрутов прокатки труб из нержавеющей марок сталей с использованием станков ХПТ-90, ХПТ-55, ХПТ-32, КРВ-25, ХПТР 15–30.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Semin, A.N.** On steel pipes production / A.N. Semin, L.A. Kondratov // *Steel Transl.*– 2022.– № 52.– P. 1171–1180.
2. **Gugis, N.N.** Development of rolling-mill practices in Russia in 2019–2022 / N.N. Gugis // *Steel Transl.*– 2023.– № 53.– P. 154–167.
3. **Томило, В. А.** Обеспечение необходимого типа микроструктуры металла титановых и циркониевых труб / В. А. Томило, С. В. Пилипенко // *Литье и металлургия.*– 2022.– № 1.– С. 106–112.
4. **Пилипенко, С. В.** Теоретические основы холодной пильгерной прокатки труб / С. В. Пилипенко. – Новополоцк: Полоцк. гос. ун-т им. Евфросинии Полоцкой, 2022.– 288 с.
5. **Mishchenko, O.** Possibilities for reducing lateral difference cold rolled titanium alloy pipe / O. Mishchenko // *Metallurgical and ore mining industry.*– 2019.– № 5–6.– P. 57–66.
6. **Чечулин, Ю. Б.** Холодная прокатка труб / Ю. Б. Чечулин, А. А. Кондратов, Г. А. Орлов.– М.: Металлургиздат, 2017.– 332 с.
7. **Яковлева, К. Ю.** Современный уровень разработки и совершенствования процесса проектирования калибровок инструмента станков ХПТ / К. Ю. Яковлева, Б. В. Баричко // *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации.*– 2023.– № 79.– С. 496–507.
8. **Столетний, М. Ф.** Точность труб / М. Ф. Столетний, Е. Д. Клемперт.– М.: Металлургия, 1975.– 239 с.

REFERENCES

1. **Semin A.N., Kondratov L.A.** On Steel Pipes Production. *Steel Transl.*, 2022, no. 52, p. 1171–1180.
2. **Gugis N.N.** Development of rolling-mill practices in Russia in 2019–2022. *Steel Transl.*, 2023, no. 53, p. 154–167.
3. **Tomilo V.A., Pilipenko S.V.** Obespechenie neobhodimogo tipa mikrostruktury metalla titanovyh i cirkonievyyh trub [Providing the necessary type of metal microstructure of titanium and zirconium pipes]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 1, pp. 106–112.
4. **Pilipenko S.V.** *Teoreticheskie osnovy holodnoj pil'gernoj prokatki trub* [Theoretical foundations of cold pilger rolling of pipes]. Novopolotsk, Polotsk. State University named after Euphrosyne of Polotsk Publ., 2022, 288 p.
5. **Mishchenko O.** Possibilities for reducing lateral difference cold rolled titanium alloy pipe. *Metallurgical and ore mining industry*, 2019, no. 5–6, pp. 57–66.
6. **Chechulin Yu. B., Kondratov A.A., Orlov G.A.** *Holodnaya prokatka trub* [Cold rolling of pipes]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2017, 332 p.
7. **Yakovleva K. Yu., Barichko B.V.** Sovremennyy uroven' razrabotki i sovershenstvovaniya processa proektirovaniya kalibrovok instrumenta stanov HPT [Current level of development and improvement of the process of designing tool calibrations for HPT mills]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoy i ekonomicheskoy informacii = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2023, no. 79, pp. 496–507.
8. **Stoletny M.F., Klempert E.D.** *Tochnost' trub* [Pipe accuracy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975, 239 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-80-86>
УДК 621.318.1/ 621.315.5

Поступила 04.07.2024
Received 04.07.2024

РАДИОПОГЛОЩАЮЩИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ЭКРАНОВ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

М. В. ТУМИЛОВИЧ, Д. И. ПЕНЬЯЛОСА ОВАЛЬЕС, О. В. БОЙПРАВ,
Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
г. Минск, Беларусь, ул. П. Бровки, 6. E-mail: tumilovich@bsuir.by

Разработаны радиопоглощающие композиционные материалы, покрытия и экраны на основе оксидов алюминия и железа для защиты СВЧ-устройств от электромагнитного излучения (ЭМИ). Установлены закономерности изменения характеристик отражения и передачи ЭМИ электромагнитных экранов на основе указанных порошкообразных оксидов. Показано, что применение композиционных материалов для экранов ЭМИ позволяет снизить на 2–10 дБ величину коэффициента отражения ЭМИ в диапазоне частот 0,7–17,0 ГГц и в СВЧ-диапазоне и улучшить эксплуатационные свойства существующих электромагнитных экранов для защиты приборов электронной техники, используемых для обработки информации ограниченного распространения, а также в системах архитектурного электромагнитного экранирования.

Ключевые слова. Композиционные материалы, электромагнитное излучение, экраны электромагнитного излучения, оксиды алюминия и железа.

Для цитирования. Тумилович, М. В. Радиопоглощающие композиционные материалы и покрытия на основе оксидов алюминия и железа для экранов электромагнитного излучения / М. В. Тумилович, Д. И. Пеньялоса Овальес, О. В. Бойправ // *Литье и металлургия*. 2024. № 3. С. 80–86. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-80-86>.

RADIO-ABSORBING COMPOSITE MATERIALS AND COATINGS BASED ON ALUMINUM AND IRON OXIDES FOR ELECTROMAGNETIC RADIATION SHIELDING

M. V. TUMILOVICH, D. I. PEÑALOSA OVALLE, O. V. BOIPRAV, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Belarus, 6, Brovki str. E-mail: tumilovich@bsuir.by

Radio-absorbing composite materials, coatings and shields based on aluminum and iron oxides have been developed for protection of microwave devices from electromagnetic radiation (EMR). The patterns of changes in the characteristics of EMR reflection and transmission of electromagnetic shields based on the said powder-like oxides have been established. It has been shown that the use of these composite materials for EMR shields can reduce the EMR reflection coefficient by 2–10 dB in the frequency range of 0.7–17.0 GHz and in the microwave range, and improve the operational properties of existing electromagnetic shields for the protection of electronic devices used for processing of limited distribution information, as well as in architectural electromagnetic shielding systems.

Keywords. Composite materials, electromagnetic radiation, electromagnetic radiation shields, aluminum and iron oxides.

For citation. Tumilovich M. V., Peñalosa Ovalle D. I., Boiprav O. V. Radio-absorbing composite materials and coatings based on aluminum and iron oxides for electromagnetic radiation shielding. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 3, pp. 80–86. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-80-86>.

Введение

Создание радиопоглощающих материалов, покрытий и изделий на их основе, эффективно ослабляющих и поглощающих электромагнитные излучения (ЭМИ) в широком от СВЧ (10^9 – $5 \cdot 10^{11}$ Гц) до ИК ($0,75 \cdot 10^{-6}$ – 10^{-3} м) диапазоне (электромагнитных экранов), предназначенных для защиты приборов электронной техники от электромагнитного излучения, является важной и актуальной научной задачей. Экраны ЭМИ находят все большее применение для обеспечения экологической безопасности жизнедеятельности человека в космической сфере, радиоэлектронике, физико-технических и специализированных системах обеспечения информационной безопасности, а также в электромагнитной совместимости

в системах различного назначения. В рамках решения этой задачи перспективными объектами таких исследований представляются порошкообразные оксиды природного происхождения на основе алюминия и железа в связи с тем, что такие материалы являются природными минералами и характеризуются невысокой стоимостью [1].

Цель настоящей работы – разработка радиопоглощающих композиционных материалов, покрытий и экранов на основе порошкообразных оксидов алюминия и железа для защиты СВЧ-устройств от электромагнитного излучения.

Методы исследований

Определение коэффициентов передачи и отражения электромагнитных экранов в диапазоне частот 0,7–17 ГГц проводили с помощью панорамного измерителя коэффициентов передачи и отражения SNA 0,01–18 (производитель – Центр 1.9 НИЧ БГУИР), работающего по принципу раздельного выделения и непосредственного детектирования уровней падающей и отраженной волн, и состоящего из генератора качающейся частоты (блок ГКЧ), блока обработки измерительных сигналов, передающей и приемной рупорных антенн Пб-23М, блоков направленных ответвителей (блоки В и А/Р), соединенных с каналами блока обработки измерительных сигналов и антеннами.

На основе результатов измерений ослабления ЭМИ (A) и коэффициента стоячей волны ($KCBH$) образцов выполняли расчеты коэффициентов передачи (S_{21}) и отражения (S_{11}):

$$S_{21} = -A, \text{ дБ},$$
$$S_{11} = 20 \log \left(\frac{KCBH - 1}{KCBH + 1} \right), \text{ дБ}.$$

Результаты и их обсуждение

Для создания композиционных материалов выбраны следующие материалы: порошкообразные алюмооксиды (электрокорунд и глинозем) и порошкообразный оксид железа (гематит Fe_2O_3). Это связано с диэлектрическими свойствами порошкообразных алюмооксидов, что обусловлено большим процентным содержанием в их составе $\alpha-Al_2O_3$ (до 93–96 мас. %). Состав глинозема близок к составу электрокорунда, однако по сравнению с ним имеет более низкую стоимость и более широко распространен, так как является природным минералом (составная часть глин). Кроме того, данные материалы способны работать в условиях повышенных температур, что имеет важное значение при создании электромагнитных экранов. Оксиды железа обладают ферромагнитными свойствами и являются материалом природного происхождения с низкой стоимостью.

Измерения характеристик ослабления и отражения ЭМИ проводили в диапазоне частот 0,7–17 ГГц. Зависимости коэффициентов передачи и отражения от частоты для образцов из порошкообразного электрокорунда, а также содержащих в составе воду показаны на рис. 1.

Из рисунка видно, что коэффициент передачи остается неизменным в диапазоне 0,7–11,41 ГГц. Превышение этого диапазона приводит к существенному увеличению коэффициента передачи в образцах, не содержащих воду, по отношению к образцам, содержащим воду. В диапазоне 0,7–2,0 ГГц коэффициент отражения изменяется до $-5,0$ дБ, а в диапазоне 2–17 ГГц – до $-7,8$ дБ. Наиболее эффективным является добавление воды к порошкообразному электрокорунду, что снижает коэффициент отражения в диапазоне частот 5,9–9,4 ГГц. Такие характеристики материала представляются перспективными для его применения в качестве основного компонента поверхностного или согласующего слоя многослойных электромагнитных экранов.

Экспериментально исследована возможность получения на основе порошкового глинозема трудно-воспламеняемого композиционного покрытия, предназначенного для снижения значений коэффициента отражения ЭМИ экранов, содержащих проводящие материалы. Установлено оптимальное объемное соотношение порошкообразного глинозема (наполнителя) и водоземлюльсионного состава (связующего вещества) для получения композиционного покрытия, составляющее 4:6. Композиционное покрытие получали путем механического смешивания в установленном оптимальном объемном соотношении порошкообразного глинозема и водоземлюльсионного состава.

С использованием композиционного покрытия изготовлены экспериментальные образцы электромагнитных экранов двух видов. Образцы вида 1 представляли собой двухслойные конструкции: целлюлозные пластины толщиной 2 ± 1 мм, на поверхность которых слоем толщиной 3 ± 1 мм наносили

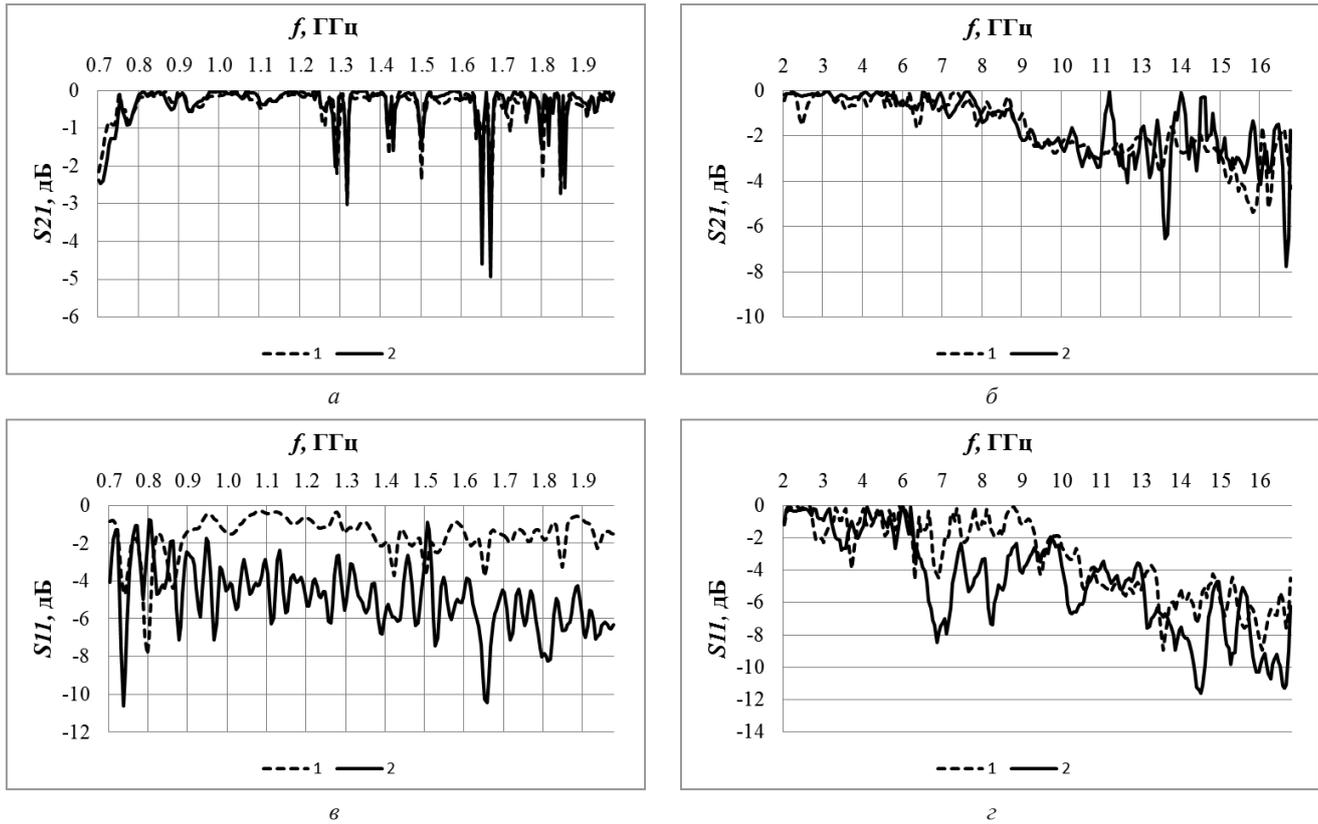


Рис. 1. Частотная зависимость коэффициентов передачи (а, б) и отражения (в, г) порошкообразного электрокорунда в диапазонах 0,7–2 ГГц (а, в) и 2–17 ГГц (б, г): 1 – образцы, не содержащие воду, 2 – образцы, содержащие воду

полученное композиционное покрытие. Образцы вида 2 представляли собой трехслойные конструкции: целлюлозные пластины толщиной 2 ± 1 мм, на одну из сторон которых слоем толщиной 3 ± 1 мм нанесено полученное композиционное покрытие, а на другой из сторон зафиксирована металлизированная полимерная пленка толщиной 20 мкм. Величины толщины целлюлозных пластин и толщины слоя нанесенного композиционного покрытия определяли с помощью микрометра МК-25 (ГОСТ 6507–90).

На изготовленных образцах вида 1 (рис. 2) и вида 2 (рис. 3) выполняли измерения значений коэффициентов отражения и передачи ЭМИ в диапазоне частот 0,7–17,0 ГГц.

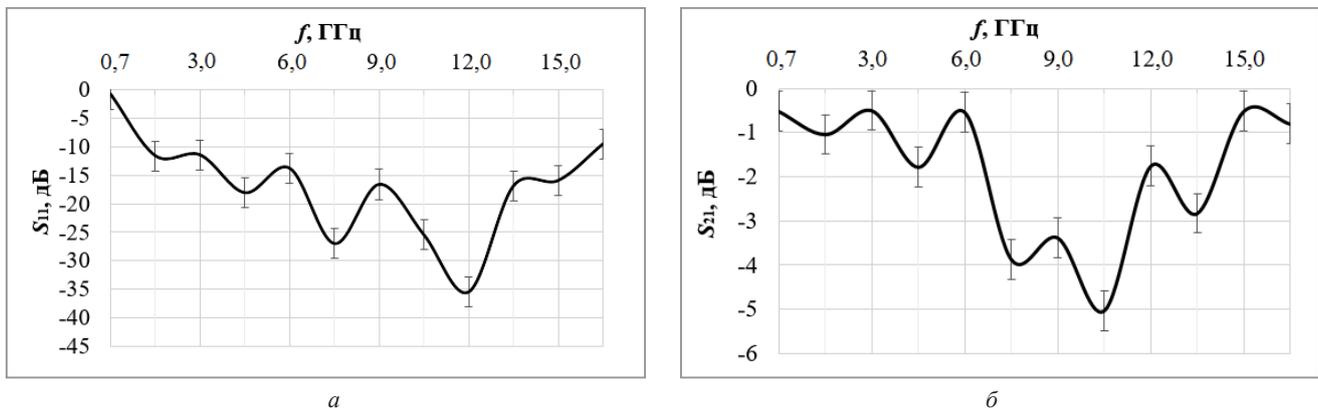


Рис. 2. Частотная зависимость коэффициента отражения (а) и передачи (б) ЭМИ в диапазоне 0,7–17,0 ГГц (б) образцов вида 1

Из рис. 2 видно, что значения коэффициента отражения ЭМИ в диапазоне частот 0,7–17,0 ГГц экспериментальных образцов вида 1 изменяются в пределах от $-1,0$ до $-35,0$ и от $-0,5$ до $-5,0$ дБ, поэтому можно сделать заключение, что полученное композиционное покрытие обеспечивает ослабление в 1,1–3,2 раза мощности ЭМИ в диапазоне частот 0,7–17,0 ГГц при условии, что толщина этого покрытия составляет 3 ± 1 мм. Высокое значение коэффициента передачи и низкое значение коэффициента отражения

ЭМИ в диапазоне частот 0,7–17,0 ГГц экспериментальных образцов вида 1 связано с отсутствием в их составе компонентов, характеризующихся свойством электропроводности.

На рис. 3 представлена частотная зависимость коэффициента отражения ЭМИ в диапазоне 0,7–17,0 ГГц экспериментальных образцов вида 2. Из рисунка видно, что значения коэффициента отражения ЭМИ в диапазоне частот 0,7–17,0 ГГц экспериментальных образцов вида 2 изменяются в пределах от –1,0 до –33,0 дБ. Величины рассматриваемого параметра в диапазоне частот 1,0–17,0 ГГц составляют менее –10,0 дБ. Анализируемая зависимость может быть условно разделена на три резонансные кривые, каждая из которых является несимметричной относительно условной линии, проходящей параллельно оси ординат через точку, обозначающую на оси абсцисс значение ее резонансной частоты. Первая из таких кривых характеризуется диапазоном частот 0,7–3,0 ГГц и значением резонансной частоты 2,0 ГГц, вторая – диапазоном частот 3,0–7,0 ГГц и значением резонансной частоты 6,0 ГГц, третья – диапазоном частот 7,0–13,0 ГГц и значением резонансной частоты 11,5 ГГц. Значения коэффициента отражения ЭМИ на резонансных частотах соответственно составляют –11,0, –33,0 и –18,0 дБ. На основании этого можно сделать заключение, что наибольшая разность фаз электромагнитных волн, падающих на поверхность рассматриваемых экспериментальных образцов, и волн, отражаемых их поверхностью и поверхностью входящей в их состав металлизированной полимерной пленки, наблюдается в том случае, если значение частоты этих волн лежит в пределе 6,0–7,5 ГГц. Указать более точное значение частоты не представляется возможным, так как измерения значений коэффициента отражения ЭМИ в диапазоне частот 2,0–17,0 ГГц проводили с шагом 1,5 ГГц.

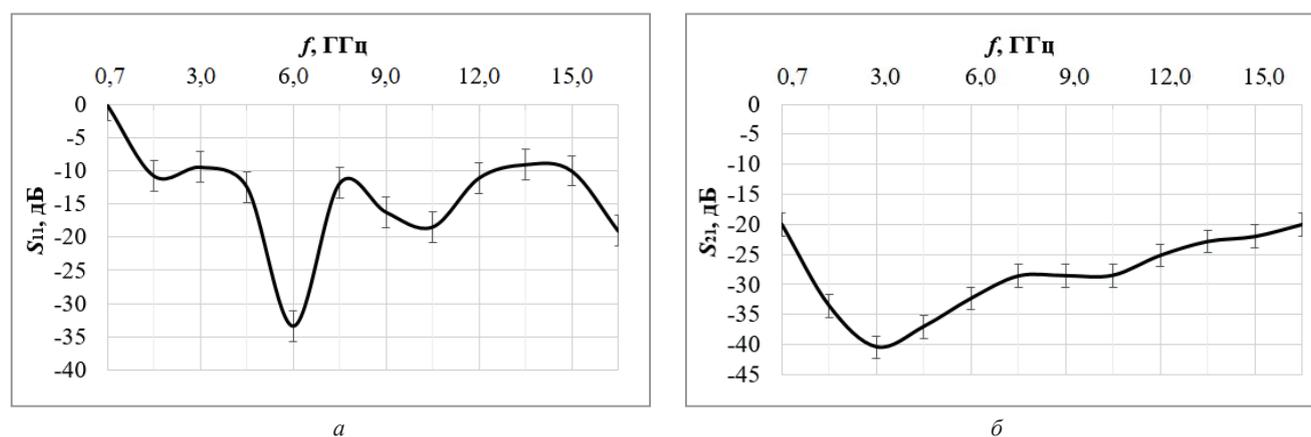


Рис. 3. Частотная зависимость коэффициента отражения (а) и передачи (б) ЭМИ в диапазоне 0,7–17,0 ГГц (б) образцов вида 2

Так как значения коэффициента отражения ЭМИ в диапазоне частот 1,0–17,0 дБ исследованных экспериментальных образцов вида 2 составляют менее –10,0 дБ при значениях коэффициента передачи ЭМИ от –20,0 до –40,0 дБ, то можно сделать вывод о том, что полученное композиционное покрытие на основе глинозема и водоземлюсионного состава представляется перспективным для изготовления поверхностного слоя для радиопоглощающих конструкций. Ввиду того что данное покрытие является негорючим, то радиопоглощающие конструкции с поверхностным слоем на основе глинозема могут применяться для облицовки стен помещений, в которых располагаются приборы электронной техники.

Дальнейшим развитием проведенных исследований явилась разработка способа улучшения экранирующих и радиопоглощающих свойств композиционных покрытий, содержащих порошкообразный электрокорунд и глинозем. Способ основан на модификации состава таких покрытий путем добавления в него порошкообразных материалов, характеризующихся магнитными свойствами (в частности, порошкообразного оксида железа [2, 3]).

В процессе выполнения исследований установлено оптимальное объемное соотношение порошкообразного электрокорунда, порошкообразного оксида железа и связующего вещества (водоземлюсионная краска, водный щелочной раствор силиката натрия или гипсовый раствор) в изготавливаемом композиционном покрытии, составляющее 3,0:2,0:5,0 объемных частей. При этом содержание порошкообразного алюминоксида в составе такого покрытия должно превышать содержание порошкообразного оксида железа.

В соответствии с разработанным способом были проведены исследования экспериментальных образцов композиционных покрытий шести видов:

- композиционное покрытие на основе порошкообразных электрокорунда, оксида железа и водного щелочного раствора силиката натрия, нанесенное на целлюлозную подложку слоем толщиной 3,0 мм (образец 1);
- композиционное покрытие на основе порошкообразных электрокорунда, оксида железа и водного щелочного раствора силиката натрия, нанесенное на металлическую подложку слоем толщиной 3,0 мм (образец 2).
- композиционное покрытие на основе порошкообразного электрокорунда и водного щелочного раствора силиката натрия, нанесенное на целлюлозную подложку слоем толщиной 3,0 мм (образец 3);
- композиционное покрытие на основе порошкообразного электрокорунда и водного щелочного раствора силиката натрия, нанесенное на металлическую подложку слоем толщиной 3,0 мм (образец 4);
- композиционное покрытие на основе порошкообразного оксида железа и водного щелочного раствора силиката натрия, нанесенное на целлюлозную подложку слоем толщиной 3,0 мм (образец 5);
- композиционное покрытие на основе порошкообразного оксида железа и водного щелочного раствора силиката натрия, нанесенное на металлическую подложку слоем толщиной 3,0 мм (образец 6).

На указанных образцах проведены измерения значений коэффициентов отражения и передачи электромагнитного излучения в диапазоне частот 0,7–17,0 ГГц и выполнен сравнительный анализ полученных характеристик.

На рис. 4, 5 приведены частотные зависимости коэффициентов отражения и передачи ЭМИ в диапазоне 0,7–17,0 ГГц изготовленных образцов 1, 3 и 5.

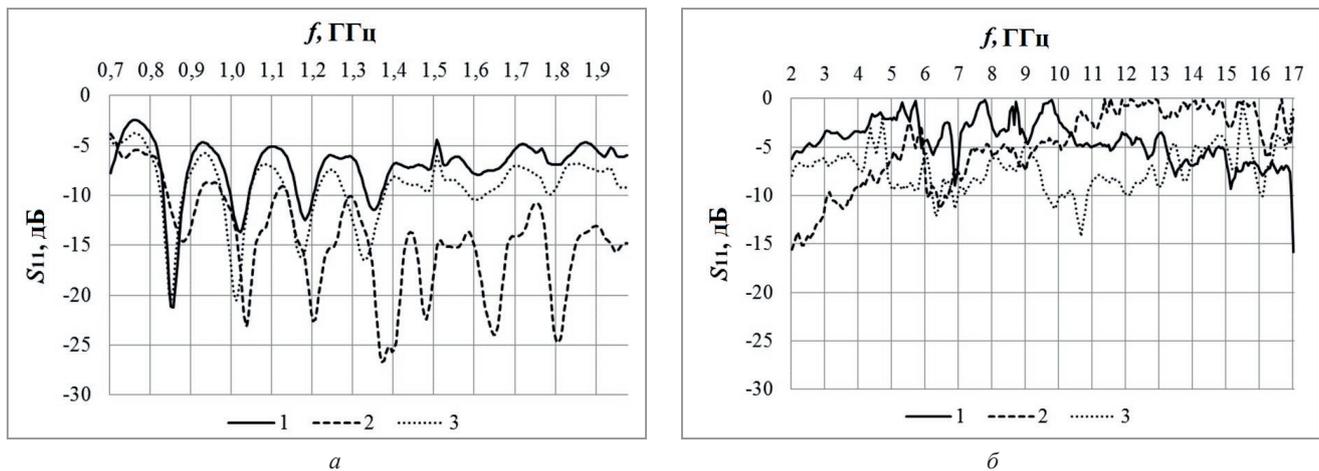


Рис. 4. Частотная зависимость коэффициента отражения ЭМИ в диапазоне 0,7–2,0 ГГц (а) и 2,0–17,0 ГГц (б) образцов 1 (кривая 1), образцов 3 (кривая 2) и образцов 5 (кривая 3)

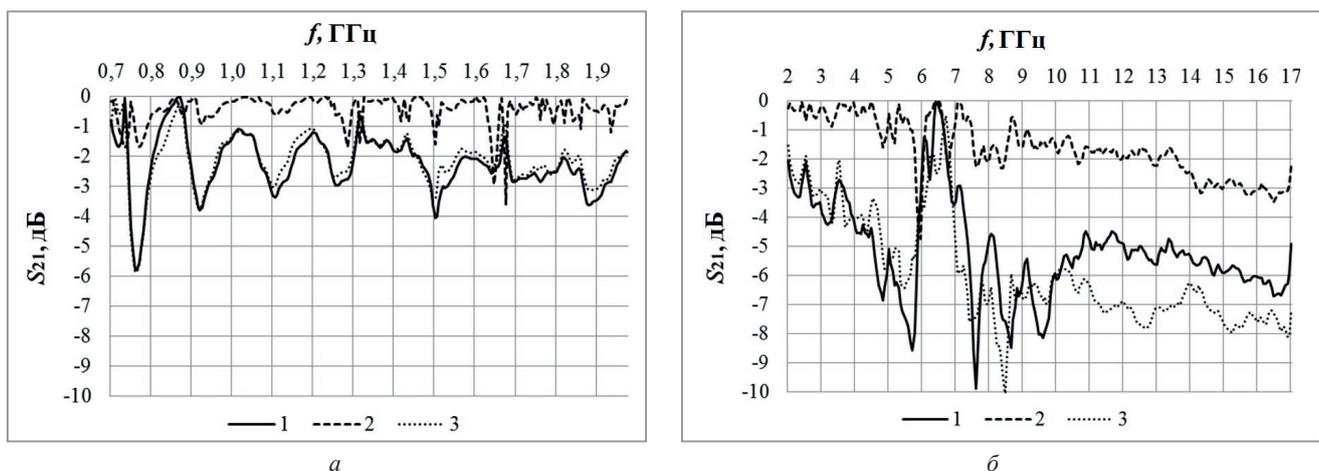


Рис. 5. Частотная зависимость коэффициента передачи ЭМИ в диапазоне 0,7–2,0 ГГц (а) и 2,0–17,0 ГГц (б) образцов 1 (кривая 1), образцов 3 (кривая 2) и образцов 5 (кривая 3)

Сравнение характеристик, приведенных на рис. 4, 5, показало следующее. В результате добавления порошкообразного оксида железа в состав композиционного покрытия, наполнителем которого является

порошкообразный электрокорунд, можно обеспечить снижение на 1,0–8,0 дБ значений коэффициента передачи ЭМИ в диапазоне частот 0,7–17,0 ГГц такого покрытия, что обусловлено увеличением на 1,0–15,0 дБ значений коэффициента отражения ЭМИ [4]. Увеличение значений коэффициента отражения ЭМИ композиционного покрытия на основе порошкообразного электрокорунда в результате добавления в состав такого покрытия порошкообразного оксида железа связано с увеличением его волнового сопротивления в связи с тем, что относительная магнитная проницаемость порошкообразного оксида железа больше 1 [2, 3].

В диапазонах частот 0,7–14,0 и 16,0–16,5 ГГц значения коэффициента отражения ЭМИ композиционного покрытия, наполнителем которого является смесь порошкообразных алюмооксида и оксида железа, на 1,0–8,0 дБ превышают значения коэффициента отражения ЭМИ композиционного покрытия, наполнителем которого является порошкообразный оксид железа. Это может быть обусловлено тем, что энергия электромагнитных волн, рассеиваемых частицами смеси порошкообразных алюмооксида и оксида железа, превышает энергию электромагнитных волн, рассеиваемых частицами порошкообразного оксида железа, так как размер частиц порошкообразного алюмооксида больше, чем размер частиц порошкообразного оксида железа [5, с. 123].

Частотные зависимости коэффициента отражения ЭМИ в диапазоне 0,7–17,0 ГГц образцов 2, 4 и 6 представлены на рис. 6.

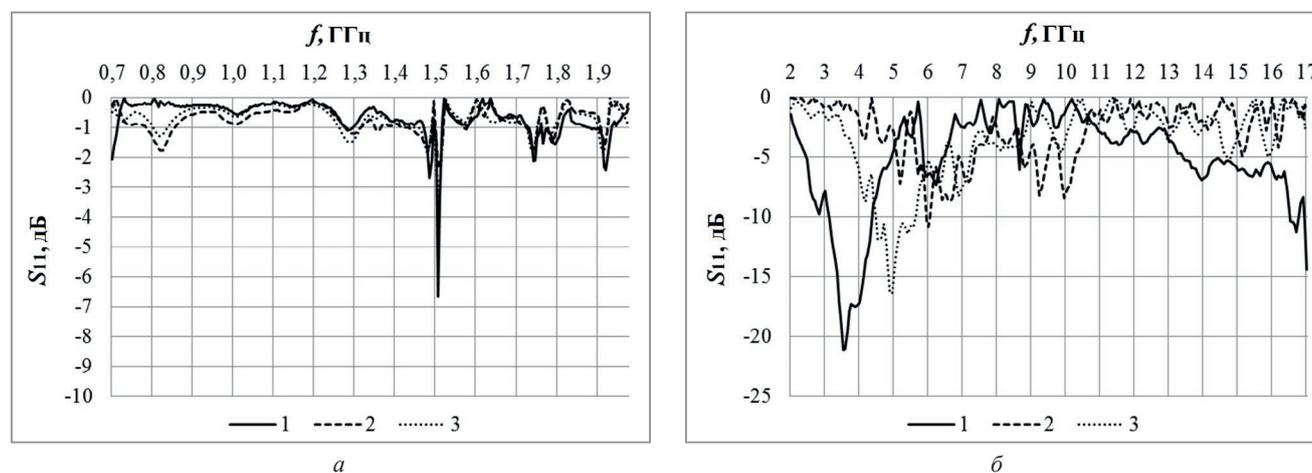


Рис. 6. Частотная зависимость коэффициента отражения ЭМИ в диапазоне 0,7–2,0 ГГц (а) и 2,0–17,0 ГГц (б) образцов 2 (кривая 1), образцов 4 (кривая 2) и образцов 6 (кривая 3)

На основе результатов сравнения приведенных на рис. 6 характеристик установлено следующее. Значения коэффициента отражения ЭМИ в диапазонах частот 0,7–1,5, 1,52–2,0 ГГц нанесенного на металлическую подложку композиционного покрытия, наполнителем которого является порошкообразный алюмооксид, практически схожи со значениями аналогичного параметра, характерного для нанесенного на металлическую подложку композиционного покрытия, наполнителем которого является смесь порошкообразных алюмооксида и оксида железа или порошкообразный оксид железа. Это можно связать с тем, что в указанном диапазоне частот коэффициент отражения ЭМИ определяется в большей степени амплитудой электромагнитных волн, отраженных от границы раздела «композиционное покрытие – металлическая подложка», чем амплитудой электромагнитных волн, отраженных от границы раздела «воздух – композиционное покрытие».

При добавлении порошкообразного оксида железа в состав нанесенного на металлическую подложку композиционного покрытия, наполнителем которого является порошкообразный электрокорунд, можно обеспечить снижение на 2,0–20,0 дБ значений коэффициента отражения ЭМИ на частоте 1,5 ГГц и в диапазонах частот 2,0–5,0, 11,0–17,0 ГГц (при условии, что такое покрытие нанесено на металлическую подложку). Указанный эффект, зарегистрированный на частоте 1,51 ГГц и в диапазоне частот 2,0–5,0 ГГц, может быть обусловлен явлением естественного ферромагнитного резонанса, связанного с магнитными свойствами порошкообразного оксида железа, а эффект, зарегистрированный в диапазоне частот 11,0–17,0 ГГц, – явлением взаимодействия в противофазе электромагнитных волн, отраженных от границы раздела «воздух – композиционное покрытие», и электромагнитных волн, отраженных от границы раздела «композиционное покрытие – металлическая подложка». Следует отметить, что

относительно ЭМИ диапазона частот 3,0–4,0 ГГц нанесенное на металлическую подложку композиционное покрытие, наполнителем которого является смесь порошкообразных алюмооксида и оксида железа, характеризуется радиопоглощающими свойствами, так как значение его коэффициента отражения ЭМИ в указанном диапазоне частот равно или менее –10,0 дБ.

Выводы

В результате проведенных экспериментальных исследований разработаны радиопоглощающие композиционные материалы, покрытия и экраны на основе оксидов алюминия и железа для защиты СВЧ-устройств от электромагнитного излучения (ЭМИ). Установлены закономерности изменения характеристик отражения и передачи ЭМИ электромагнитных экранов на основе указанных порошкообразных оксидов. Показано, что путем добавления 20,0 об.% порошкообразного оксида железа в состав композиционного покрытия, наполнителем которого является порошкообразный электрокорунд, можно обеспечить улучшение их экранирующих свойств в диапазоне частот 0,7–17,0 ГГц и радиопоглощающих свойств в диапазонах частот 2,0–5,0, 11,0–17,0 ГГц. При этом стоимость 1 кг оксида железа сопоставима со стоимостью 1 кг порошкообразного электрокорунда, т. е. использование предложенного способа не будет приводить к увеличению себестоимости композиционного покрытия на основе порошкообразных алюмооксидов. В результате реализации предложенного способа можно обеспечить снижение на 2,0–20,0 дБ значений коэффициента отражения ЭМИ в указанном диапазоне частот рассматриваемых композиционных покрытий при условии, если такие покрытия нанесены на металлические подложки; радиопоглощающие свойства для рассматриваемых композиционных покрытий в диапазоне частот 2,5–5,0 ГГц. Композиционные покрытия, наполнителем которых является смесь порошкообразного электрокорунда и оксида железа, могут быть использованы в процессе изготовления или усовершенствования технических и эксплуатационных свойств конструкций электромагнитных экранов, предназначенных для обеспечения электромагнитной совместимости радиоэлектронного оборудования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Новые технологии создания экранов электромагнитного излучения на основе модифицированных порошковых, наноструктурированных и пленочных материалов / Л. М. Лыньков [и др.] // Доклады БГУИР. – 2019. – № 2. – С. 85–99.
2. Структура и магнитные свойства нанопорошков оксидов железа и гибридных нанопорошков типа «ядро – оболочка» на их основе / И. С. Гребенников [и др.] // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2018. – Т. 82. – № 9. – С. 1343–1354.
3. Модифицирование оксида железа оксиптиллированными ПАВ / Г. С. Матросова [и др.] // Сорбционные и хроматографические процессы. – 2010. – Т. 10, вып. 1. – С. 93–102.
4. Мишин, Д. Д. Магнитные материалы / Д. Д. Мишин. – М.: Высшая школа, 1991. – 384 с.
5. Алексеев, А. Г. Физические основы технологии Stealth / А. Г. Алексеев, Е. А. Штагер, С. В. Козырев. – СПб.: ВММ, 2007. – 284 с.

REFERENCES

1. Lynkou L. M., Bogush V. A., Borbot'ko T. V., Nasonova N. V., Belousova E. S., Boiprav O. V. Novye tekhnologii sozdaniya ekranov elektromagnitnogo izlucheniya na osnove modifitsirovannykh poroshkovykh, nanostrukturirovannykh i plenochnykh materialov [New technologies for creation of electromagnetic radiation shields based on modified powder, nanostructured and film materials]. *Doklady BGUIR = BSUIR Reports*, 2019, no. 2, pp. 85–99.
2. Grebennikov I. S., Savchenko A. G., Zaytseva M. P., Muradova A. G., Yurtov E. V. Struktura i magnitnye svoystva nanoporoshkov oksidov zheleza i gibridnykh nanoporoshkov tipa «yadro – obolochka» na ih osnove [Structure and magnetic properties of nanopowders of iron oxides and hybrid nanopowders of the core–shell type based on them]. *Izvestiya Rossijskoj Akademii Nauk. Seriya fizicheskaya = Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2018, iss. 82, no. 9, pp. 1222–1231.
3. Matrosova G. S., Bobkov A. A., Sosnina S. A., Polunina I. A. Modifitsirovanie oksida zheleza oksietilirovannyimi PAV [Modification of iron oxide with ethoxylated surfactants]. *Sorbtsionnye i hromatograficheskie processy = Sorption and chromatographic processes*, 2010, iss. 10, no. 1, pp. 93–102.
4. Mishin D. D. *Magnitnye materialy* [Magnetic materials]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1991, 384 p.
5. Alekseev A. G., Shtager E. A., Kozыrev S. V. *Fizicheskie osnovy tekhnologii Stealth* [Physical foundations of Stealth technology]. Saint Petersburg, BMM Publ., 2007, 284 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-87-94>
УДК 543.39: 665.081

Поступила 08.04.2024
Received 08.04.2024

ВЛИЯНИЕ КИСЛОТНОЙ ОБРАБОТКИ НА АДсорбЦИОННО-СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФИЛЬТРУЮЩИХ ЗАГРУЗОК, СОЗДАНЫХ НА ОСНОВЕ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКА

*А. С. ПАНАСЮГИН, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: nilogaz@tut.by*
*А. Р. ЦЫГАНОВ, Н. П. МАШЕРОВА, Белорусский государственный технологический университет,
г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а. E-mail: Masherova.Nat@mail.ru*
*Н. Д. ПАВЛОВСКИЙ, Гродненский государственный медицинский университет,
г. Гродно, Беларусь, ул. Горького, 80*
*В. А. ЛОМОНОСОВ, ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению»,
г. Минск, Беларусь, ул. Петруся Бровки, 19*

Многие промышленные предприятия используют гальванические процессы, приводящие к образованию вод, содержащих ионы тяжелых металлов, например, хрома, меди, цинка, никеля и др. Такие воды являются опасными источниками загрязнения окружающей среды. Большинство ионов тяжелых металлов относятся к I–II классу опасности, они отличаются канцерогенными, мутагенными свойствами и обладают кумулятивным эффектом.

Анализ литературных данных показал, что имеется положительный опыт применения сталеплавильных шлаков в процессах очистки загрязненных вод различного происхождения от тяжелых металлов.

В работе изучено влияние кислотной активации на адсорбционно-структурные характеристики фильтрующих загрузок, созданных на основе сталеплавильного шлака. Показано, что при взаимодействии некоторых кислот со шлаком на его поверхности образуются новые кристаллографические фазы, а контакт с другими кислотами ведет к выщелачиванию ионов с их переходом в водную фазу. Установлено, что в ходе кислотной активации происходит увеличение удельной поверхности в 5,7–13,2 раза по сравнению с исходным материалом.

Ключевые слова. Сталеплавильный шлак, кислотная обработка, фильтрующие загрузки.

Для цитирования. Панасюгин, А. С. Влияние кислотной обработки на адсорбционно-структурные характеристики фильтрующих загрузок, созданных на основе сталеплавильного шлака / А. С. Панасюгин, А. Р. Цыганов, Н. П. Машерова, Н. Д. Павловский, В. А. Ломоносов // Литие и металлургия. 2024. № 3. С. 87–94. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-87-94>.

THE INFLUENCE OF ACID TREATMENT ON THE ADSORPTION-STRUCTURAL CHARACTERISTICS OF FILTERING MATERIALS CREATED BASED ON STEELMAKING SLAG

*A. S. PANASYUGIN, Belarusian National Technical University Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: nilogaz@tut.by*
*A. R. TSYGANOV, N. P. MASHEROVA, Belarusian State Technological University,
Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str. E-mail: Masherova.Nat@mail.ru*
N. D. PAVLOVSKY, Grodno State Medical University Grodno, Belarus, 80, Gorkogo str.
*V. A. LOMONOSOV, State Scientific and Practical Center of the National Academy of Sciences of Belarus for
Materials Science, Minsk, Belarus, 19, Petrusa Brovki str.*

Many industrial enterprises use electroplating processes that lead to the formation of water containing heavy metal ions such as chromium, copper, zinc, nickel, and others. Such water is a dangerous source of environmental pollution. Most heavy metal ions belong to hazard classes I–II, they have carcinogenic and mutagenic properties, and have a cumulative effect.

The literature analysis showed that there is positive experience in the use of steelmaking slags in the processes of cleaning contaminated water of various origins from heavy metals.

The study examines the effect of acid activation on the adsorption-structural characteristics of filtering materials created based on steelmaking slag. It is shown that during the interaction of some acids with slag, new crystallographic phases are formed

on its surface, and contact with other acids leads to the leaching of ions and their transition to the aqueous phase. It has been established that during acid activation, the specific surface area increases by 57–132 times compared to the original material.

Keywords. *Steelmaking slag, acid treatment, filtering materials.*

For citation. *Panasyugin A. S., Tsyganov A. R., Masherova N. P., Pavlovsky N. D., Lomonosov V. A. The influence of acid treatment on the adsorption-structural characteristics of filtering materials created based on steelmaking slag. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 87–94. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-87-94>.*

Введение

В природе для тяжелых металлов не существует надежных механизмов самоочищения. Тяжелые металлы лишь перераспределяются из одного природного источника в другой, взаимодействуя с различными живыми организмами и повсюду оставляя видимые нежелательные последствия этого взаимодействия [1, 2].

Токсическое воздействие тяжелых металлов на человека и животных вызывает изменение системы кроветворения, внутренней секреции; способствует возникновению злокачественных новообразований и нарушению аппарата наследственности. Одновременное присутствие нескольких тяжелых металлов в воде часто приводит к усилению токсичных проявлений на биологические объекты, в том числе и на человека. Так, при одновременном присутствии в воде соединений меди и цинка наблюдается возрастание токсичности в 5 раз. В водных и почвенных системах, имеющих дефицит растворенного кислорода, токсическое влияние тяжелых металлов на микроорганизмы резко повышается [2]. Тяжелые металлы накапливаются микроорганизмами водных объектов и почвы, растениями, далее попадают в корм домашних животных и по естественной пищевой цепочке в организм человека [1, 2].

При неэффективной очистке сточных вод, содержащих тяжелые металлы, последние попадают в природные водоемы. В результате этого возникает ряд экологических проблем: теряется природная способность водоемов к самоочищению; нарушается функционирование активного ила на станциях очистки городских стоков. Большинство промышленных предприятий в крупных городах имеют установки локальной очистки, на которых сточные воды подвергаются лишь частичной очистке, а частично очищенная вода разбавляется и сбрасывается в природные водные объекты.

Поступление металлов в гидросферу может характеризоваться разной интенсивностью, иметь сезонный характер и зависит от различных факторов. Во многих отраслях промышленности, таких, как машиностроение, горно-металлургическая, текстильная, кожевенная, гальванотехническая, химическая и др., в больших масштабах образуются и используются технологические растворы с высоким содержанием металлов-токсикантов. В сточных водах чаще всего присутствуют медь, никель, хром, кадмий и кобальт, свинец. Во всех типах сточных вод независимо от их происхождения присутствуют железо и марганец [3–5].

Существующие методы очистки воды от ионов тяжелых металлов отличаются низкой эффективностью, требуют больших расходов реагентов, электроэнергии и часто приводят к образованию побочных продуктов [3–6]. Содержание тяжелых металлов в сточных водах в растворенном состоянии зависит от температуры воды, общего солесодержания, наличия неорганических и органических лигандов-комплексообразователей, величины pH. Ионы тяжелых металлов в сточных водах часто образуют комплексы с присутствующими там же органическими веществами. Особенно это характерно для гуминовых соединений в щелочной и нейтральной средах.

Несмотря на то что в сточных водах обычно содержатся катионы нескольких металлов, применение специфического или группового осадителя для удаления каждого из них невозможно. В качестве реагентов-осадителей нашли применение гидроксид кальция, сульфид натрия, а также известь.

Применение сульфида натрия обусловлено более глубокой очисткой от тяжелых металлов, это связано с тем, что растворимость сульфидов тяжелых металлов значительно ниже растворимости любых других соединений. В качестве недостатка можно отметить, что осадки сульфидов тяжелых металлов образуют устойчивые коллоидные системы, поэтому для ускорения процессов осаждения в технологическую цепочку вводят дополнительно коагулянты и флокулянты, что приводит к введению дополнительных загрязнений в очищаемые растворы. Использование соединений железа в качестве коагулянта позволяет получать большую гидравлическую прочность и крупность хлопьев, быстро оседающих в отстойниках. К преимуществам этих коагулянтов относятся высокая эффективность соединений железа при низких температурах и более широкая область оптимальных значений pH среды [7–9]. После отделения осадка сточная вода с небольшим содержанием ионов тяжелых металлов может быть возвращена в систему оборотного водоснабжения.

Необходимая доза извести для полного осаждения того или иного металла изменяется в широких пределах и составляет 0,05–0,3 кг/м³.

Анализ литературных данных показал, что имеется положительный опыт применения сталеплавильных шлаков в процессах очистки загрязненных вод различного происхождения от тяжелых металлов [10–12].

По данным рН-метрии, степень перевода соединений металлов в осадок при начальной концентрации 100 мг/л и соответственно степень удаления соединений металлов методом осаждения их в виде гидроксидов, превышающая 99,5%, указаны в табл. 1.

Цель работы заключается в изучении влияния кислотной активации на адсорбционно-структурные характеристики фильтрующих загрузок, созданных на основе сталеплавильного шлака.

Материалы и методы исследования

В качестве исходного материала для модифицирования был использован шлак ОАО «БМЗ», образующийся при производстве стали 45 размером гранул 4–6 мм.

Для активации шлака применяли 0,5 н. растворы кислот при нагреве до 80 °С в течение 3 ч. По мере уменьшения активности кислоты (pK_a) они располагались в следующий ряд: HCl > H₂SO₄ > HNO₃ > H₃PO₄ > CH₃COOH.

Для исследования полученных образцов использовали следующие приборы.

- Сканирующий электронный микроскоп Vega II LMU, предназначенный для изучения топографии поверхности компактных и порошковых материалов, распределения химических элементов и фаз в исследуемых материалах.

- Энергодисперсионный спектрометр Inca 350 сканирующего электронного микроскопа Vega II LMU, предназначенный для анализа химического состава макро- и микрообластей материалов в диапазоне от В до U при концентрациях от 0,2 до 100%, построения карт распределения химических элементов по анализируемой поверхности.

- Волнодисперсионный спектрометр «Спектоскан МАКС-GV», предназначенный для качественного и количественного определения химического состава поверхности материалов в диапазоне концентраций от 0,001 до 100%.

- Сканирующий зондовый микроскоп Solver Pro-M, предназначенный для получения трехмерного изображения поверхности образцов материалов с высоким разрешением.

- Экспресс-анализатор Micromeritics 2200, предназначенный для определения удельной поверхности твердых образцов и тенденций изменения удельной поверхности материалов при различных способах модифицирования.

Результаты и их обсуждение

В результате проведенных исследований методом волнодисперсионной спектроскопии получены усредненные данные распределения химических элементов в образцах при контакте с растворами кислот, имеющих различную активность (табл. 1).

Таблица 1. Изменение содержания элементов при контакте исходного шлака с растворами кислот, имеющих различную активность

Номер образца	Образец	Элемент, %													
		C	O	Na	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	P	Cl
1	Исходный	8,86	44,0	0,25	1,94	2,34	6,98	0,21	22,15	0,22	0,38	1,73	10,9		
2	HCl	6,59	46,7	0,18	1,03	9,14	12,4		6,70	0,23	0,55	1,83	14,5		0,19
3	H ₂ SO ₄	6,3	48,4	0,04	0,09	0,92	2,70	18,7	22,92	0,07			1,64	0,11	
4	HNO ₃	8,87	42,6	0,15	1,48	4,12	12,7	0,43	3,22	0,25	0,52	1,17	24,5		
5	H ₃ PO ₄	6,90	50,5	0,17	0,71	3,77	4,58	0,08	13,04			0,88	7,69	11,7	
6	Уксусная кислота	6,05	43,3	0,13	1,31	3,63	14,1	0,18	8,49	0,39		2,38	19,5		

На рис. 1 показано распределение в образцах элементов O, Ca, Si, Al, Fe и C, содержание которых претерпело наибольшие изменения в ходе кислотной активации.

В табл. 2 приведены изменения материального баланса элементов при контакте с растворами кислот, имеющих различную активность.

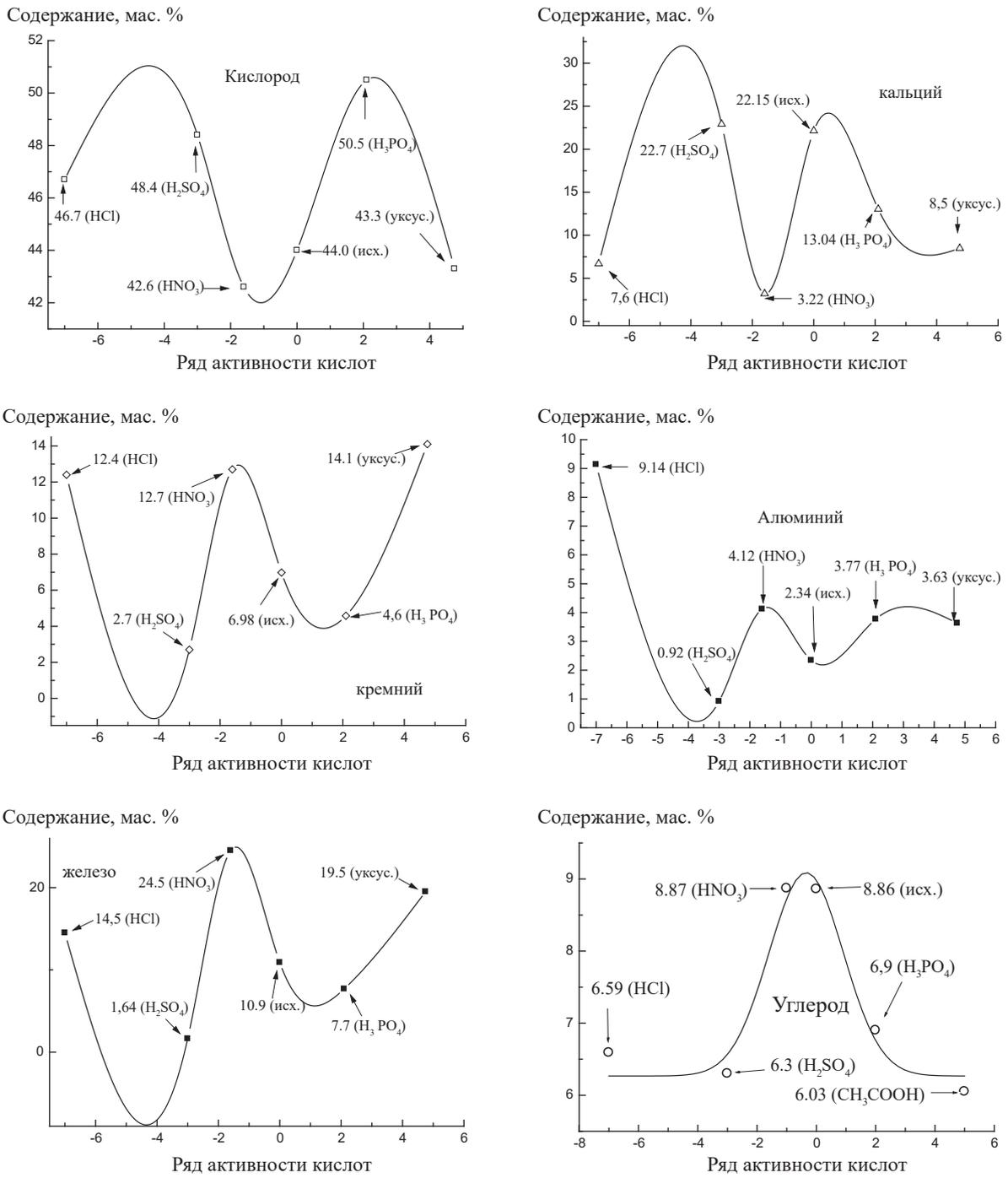


Рис. 1. Распределение элементов (O, Ca, Si, Al, Fe и C) в образцах в зависимости от активности кислот

Таблица 2. Результаты изменения материального баланса элементов при контакте с растворами кислот, имеющих различную активность

Номер образца	Образец	Элемент, %													
		C	O	Na	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	P	Cl
1	Исходный	8.86	44.0	0.25	1.94	2.34	6.98	0.21	22.15	0.22	0.38	1.73	10.9		
2	HCl	- 2,7	+ 2,24	- 0,07	- 0,91	+ 6,8	+ 5,42		- 9,11		+ 0,17	+ 0,1	+ 3,6		0,19
3	H ₂ SO ₄	- 2,56	+ 4,4	- 0,16	- 1,85	- 1,42	- 4,28	+ 18,5	+ 0,77	- 0,15			- 9,26		
4	HNO ₃		+ 2,7	- 0,1	- 0,46	+ 1,8	+ 5,72		- 18,9		+ 0,18	- 0,56	+ 13,6		
5	H ₃ PO ₄	- 1,96	+ 6,5	- 0,08	- 1,23	+ 1,43	- 2,4	- 0,8	- 9,11			- 0,85	- 3,21	+ 11,7	
6	Уксусная кислота	- 2,81	- 0,7	- 0,12	- 0,63	+ 1,29	+ 7,12		- 13,66	+ 0,17		+ 0,65	+ 8,6		

Из таблицы видно, что в зависимости от активности кислот изменение материального баланса элементов протекает специфически.

Так, для углерода характерно уменьшение при контакте со всеми кислотами, кроме азотной кислоты, по сравнению с исходным образцом на 2–3%. Для натрия наблюдается уменьшение в среднем на 0,1%, а содержание магния – на 0,46–1,85%.

При контакте с серной кислотой уменьшение содержания алюминия, кремния, железа составило соответственно 1,42, 4,28 и 9,26%.

Взаимодействие с фосфорной кислотой приводит к уменьшению Si, S, Ca, Mn и Fe соответственно на 2,4, 0,8, 9,11, 0,85 и 3,21%. Контакт с соляной кислотой ведет к уменьшению содержания кальция на 9,11%.

Азотная кислота при взаимодействии вызывает снижение содержания кальция на 18,9% и марганца – на 0,56%. Уксусная кислота вызывает уменьшение содержания кислорода на 0,7% и кальция – на 13,66%.

Для кислорода характерно увеличение на 2,24–6,5%, кроме уксусной кислоты.

Серная кислота ведет к увеличению содержания серы на 18,5%, кальция – на 0,77, фосфорная кислота приводит к увеличению содержания алюминия на 1,43 и фосфора – на 11,7%. Контакт с соляной кислотой увеличивает содержание алюминия на 6,8%, кремния – на 5,42, хрома – на 0,17, марганца – на 0,1, железа – на 3,6 и хлора – на 0,19%.

Азотная кислота приводит к увеличению содержания алюминия на 1,8%, кремния – на 5,72, хрома – на 0,18 и железа – на 13,6%.

Уксусная кислота приводит к увеличению содержания Al на 1,26%, Si – на 7,12, Ti – на 0,17, Mn – на 0,65 и Fe – на 8,6%.

Следует отметить, что при контакте с серной и фосфорной кислотами на поверхности шлака образуются новые кристаллографические фазы – кристаллы гипса в виде «гипсовая роза» и призматические кристаллы апатита.

Согласно данным электронной микроскопии (рис. 2), кристаллы гипса представляют собой фрагменты колец, формирующих структуру «гипсовая роза», призматические кристаллы апатита формируются достаточно четко.

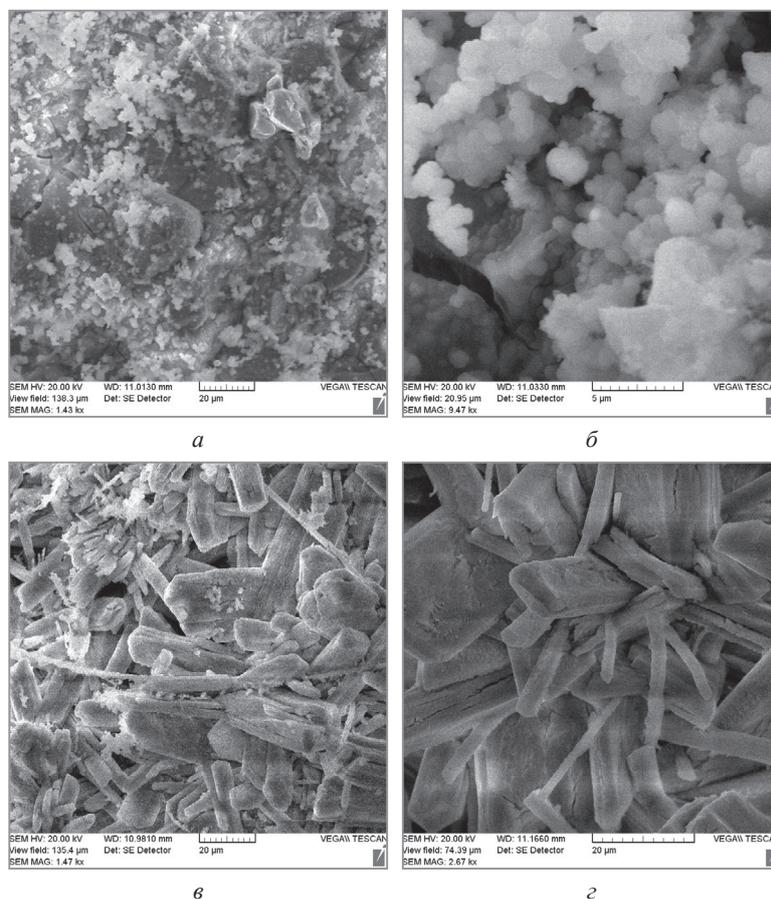


Рис. 2. Электронные снимки шлака, модифицированного серной и фосфорной кислотами: а, б – шлак, обработанный серной кислотой; в, г – шлак, обработанный фосфорной кислотой; а, в – $\times 1500$; б, г – $\times 10000$

На рис. 3 представлены структуры гипса и апатита, полученные в работе [13]. Сравнение рис. 2, 3 показывает, что кристаллы гипса, полученные в нашей работе, сформированы в виде «гипсовой розы» столь явно, как на рис. 3, *а*. Данное обстоятельство обусловлено тем, что формирование такой кристаллической структуры требует особых условий – микроклимат приморских побережий Красного и Мертвого морей [13].

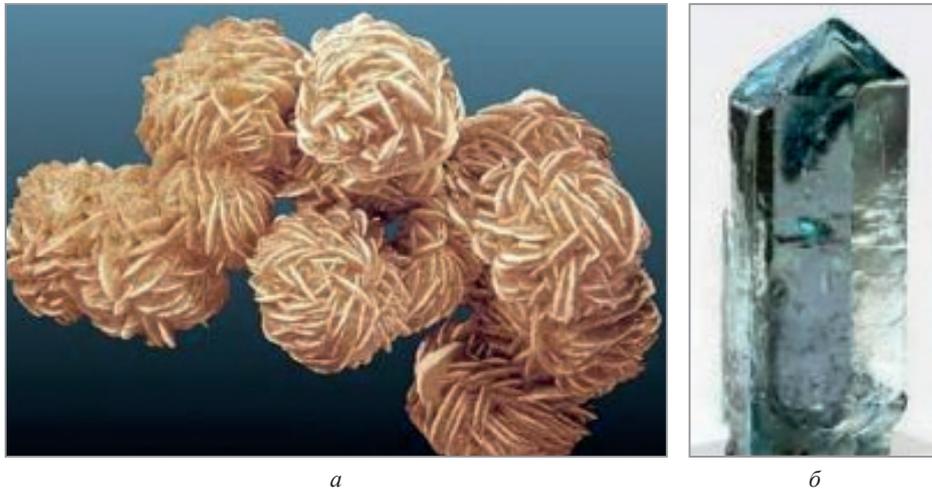


Рис. 3. Структуры гипса и апатита: *а* – кристаллы гипса в виде «гипсовая роза»; *б* – призматические кристаллы апатита

На рис. 4 показаны снимки исходного и контактировавшего с растворами HNO_3 , HCl , и CH_3COOH шлаков. Как видно из рисунка, воздействие кислот оказывает различное влияние на структуру изученных образцов.

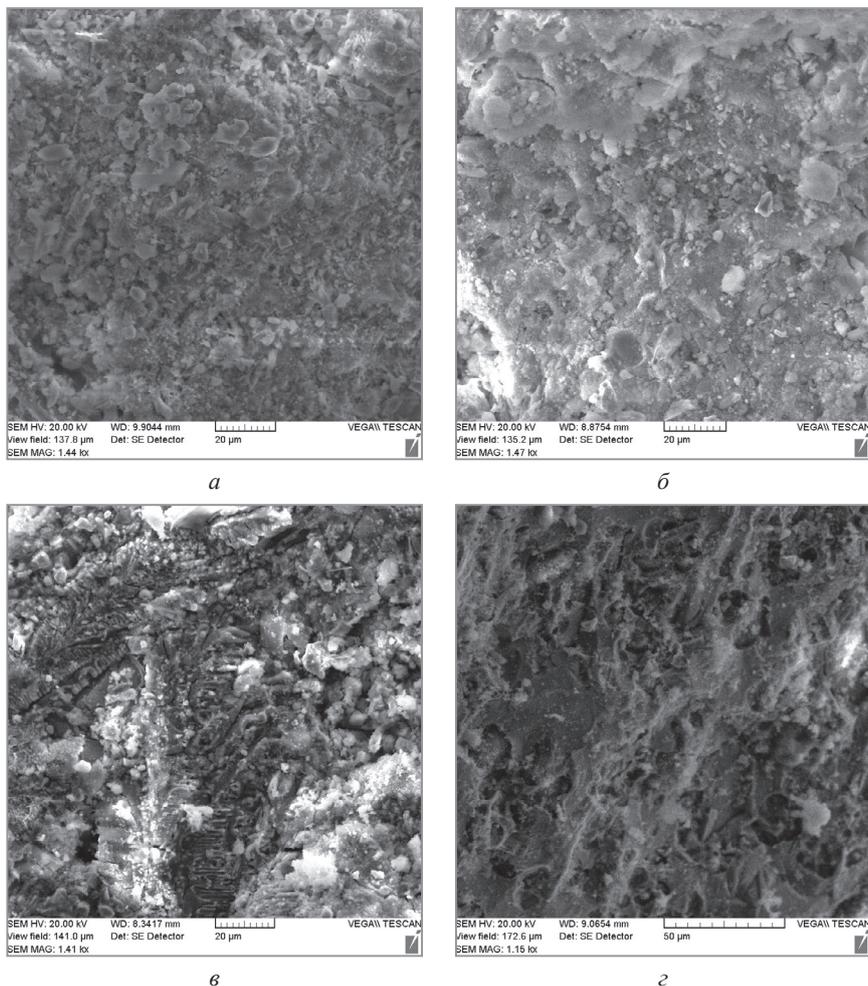


Рис. 4. Электронные снимки исходного (*а*) и модифицированных растворами HNO_3 (*б*), HCl (*в*), CH_3COOH (*г*) шлаков. $\times 1500$

Так, для образца исходного шлака характерна глобулярная структура поверхности размером 4–12 μm . Для шлака, обработанного азотной кислотой, наблюдаются прямоугольные образования 2,7–13,3 μm . После контакта с соляной кислотой формируется смешанная структура на поверхности образца, представленная глобулами, прямоугольными и цепочечными образованиями размерами 2–32 μm . При взаимодействии с уксусной кислотой образуются цепочечные и островные структуры соответственно 10·39,7 и 7·27,0 μm .

На рис. 5 показано изменение удельной поверхности образцов в результате активации растворами кислот.

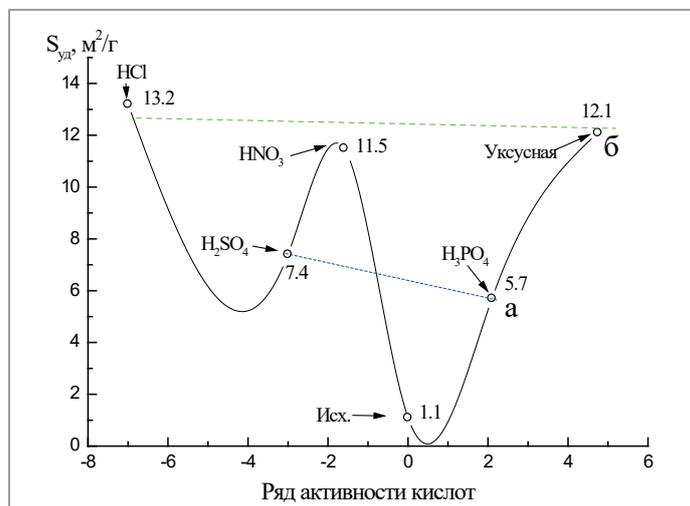


Рис. 5. Зависимость удельной поверхности модифицированного шлака от ряда активности кислот

На рисунке линией «а» обозначены кислоты, при взаимодействии с которыми на поверхности шлака образуются новые кристаллографические фазы, линией «б» – кислоты, взаимодействие с которыми приводит к обычному выщелачиванию с переходом ионов в водную фазу.

Подтверждением этому могут служить данные электронной микроскопии, представленные на рис. 2–4.

Выводы

Изучено влияние кислотной активации на адсорбционно-структурные характеристики фильтрующих загрузок, созданных на основе сталеплавильного шлака.

Показано, что при взаимодействии с серной и фосфорной кислотами на поверхности шлака образуются новые кристаллографические фазы, а контакт с другими кислотами (соляной, азотной, уксусной) ведет к выщелачиванию ионов с их переходом в водную фазу.

Установлено, что в ходе кислотной активации происходит увеличение удельной поверхности модифицированных образцов в 5,7–13,2 раза по сравнению с исходным материалом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Охрана окружающей среды / С. В. Белов, Ф. А. Барбинов, А. Ф. Козьяков и др. – М.: Высш. шк., 1991. – 339 с.
2. Ляшко, И. И. Логистические принципы разработки стратегии управления вторичными ресурсами / И. И. Ляшко // Экология и здоровье человека. Охрана воздушного и водного бассейнов. Утилизация отходов: сб. науч. ст. XIII междунар. науч.-практ. конф. – Харьков: Райдер, 2005. – С. 188–193.
3. Васильев, А. Н. Технологии предупреждения распространения тяжелых металлов в окружающей среде / А. Н. Васильев, Н. Н. Тудель // Экология и ресурсосбережение. – 2000. – № 2. – С. 36–44.
4. Амитан, В. Н. Региональные аспекты управления ресурсосбережением / В. Н. Амитан, Н. Н. Потапова // Менеджер. Вестник ДонГАУ. – 2002. – С. 115–120.
5. Проскуряков, В. А. Очистка сточных вод в химической промышленности / В. А. Проскуряков, Л. И. Шмидт. – Л.: Химия, 1977. – 464 с.
6. Clearfield, A. Inorganic ion exchange materials / A. Clearfield. – Florida: CRC Press. – 1982. – p. 290.
7. Алферова, Л. А. Замкнутые системы водного хозяйства промышленных предприятий, комплексов и районов / Л. А. Алферова, А. П. Нечаев. – М.: Стройиздат, 1984. – 412 с.
8. Кузнецов, Ю. В. Основы очистки воды от радиоактивных загрязнений / Ю. В., Кузнецов, В. Н. Щebetковский, Ф. Г. Трусов. – М.: Атомиздат. 1974. – 360 с.
9. Лурье, Ю. Ю. Аналитическая химия промышленных сточных вод / Ю. Ю. Лурье. – М.: Химия, 1984. – 464 с.
10. Извлечение из водных растворов ионов железа и свинца фильтрующей загрузкой, созданной на основе сталеплавильного шлака / А. С. Панасюгин [и др.] // Литье и металлургия. – 2018. – № 3. – С. 58–62.

11. Извлечение из водных растворов ионов железа и нитрат-ионов фильтрующей загрузкой, созданной на основе сталеплавильного шлака / А. С. Панасюгин [и др.] // Тр. 26-й Междунар. науч.-техн. конф. «Литейное производство и металлургия 2018. Беларусь». Минск, 17–18 октября. С. 58–63.
12. **Цыганов, А. Р.** Концентрирование из водных растворов ионов Fe^{3+} , Cu^{2+} и Pb^{2+} фильтрующими загрузками, содержащими сталеплавильную шлаковую фазу/ А. Р. Цыганов, А. С. Панасюгин, А. И. Теран // Природопользование и экологические риски: науч.-практ. конф. Минск, 5 июня 2019 г. – Минск, 2019. – С. 261–265.
13. **Черкасова, Т. Ю.** Основы кристаллографии и минералогии / Т. Ю. Черкасова. – Томск: Томский политехн. ун-т, 2014. – 207 с.

REFERENCES

1. **Belov S.V., Barbinov F.A., Kozyakov A.F. [et al.].** *Ohrana okruzhayushchej sredy* [Environmental protection]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1991, 339 p.
2. **Lyashko I.I.** Logisticheskie principy razrabotki strategii upravleniya vtorichnymi resursami [Logistic principles for developing a strategy for managing secondary resources]. *Ekologiya i zdorov'ye cheloveka. Ohrana vozdushnogo i vodnogo bassejnov. Utilizaciya othodov = Ecology and human health. Protection of air and water basins. Waste disposal: Sat. scientific art.* XIII International scientific-practical conf. Kharkov, Rider Publ., 2005, pp. 188–193.
3. **Vasiliev A.N., Tudel N.N.** Tekhnologii preduprezhdeniya rasprostraneniya tyazhelyh metallov v okruzhayushchej srede [Technologies for preventing the spread of heavy metals in the environment]. *Ekotekhnologiya i resursoberezhenie = Ecotechnology and resource saving*, 2000, no. 2, pp. 36–44.
4. **Amitan V.N., Potapova N.N.** Regional'nye aspekty upravleniya resursoberezheniem [Regional aspects of resource saving management]. *Menedzher. Vestnik DonGAU = Manager. Bulletin of DonGAU*, 2002, pp. 115–120.
5. **Proskuryakov V.A., Shmidt L.I.** *Ochistka stochnyh vod v himicheskoy promyshlennosti* [Waste water treatment in the chemical industry]. Leningrad, Khimiya Publ., 1977, 464 p.
6. **Clearfield A.** Inorganic ion exchange materials. Florida, CRC Press, 1982, p. 290.
7. **Alferova L.A., Nechaev A.P.** *Zamknutyje sistemy vodnogo hozyajstva promyshlennyh predpriyatij, kompleksov i rajonov* [Closed systems of water management of industrial enterprises, complexes and regions]. Moscow, Stroyizdat Publ., 1984, 412 p.
8. **Kuznetsov Yu. V., Shechetkovsky V.N., Trusov F.G.** *Osnovy ochistki vody ot radioaktivnyh zagryaznenij* [Fundamentals of water purification from radioactive contamination]. Moscow, Atomizdat Publ., 1974, p. 360.
9. **Lurie Yu. Yu.** *Analiticheskaya himiya promyshlennyh stochnyh vod* [Analytical chemistry of industrial wastewater]. Moscow, Himiya Publ., 1984, 464 p.
10. **Panasyugin A.S., Grigor'ev S.V., Teran A.I. et al.** Izvlechenie iz vodnyh rastvorov ionov zheleza i svinca fil'truyushchej zagruzkoj, sozdannoj na osnove staleplavil'nogo shlaka [Extraction from aqueous solutions ions of iron and lead by filter loading, created on the basis of steel melting slag]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 3, pp. 58–62.
11. **Panasyugin A.S., Grigor'ev S.V., Teran A.I., Anufriev V.N.** Izvlechenie iz vodnyh rastvorov ionov zheleza i nitrat ionov fil'truyushchej zagruzkoj, sozdannoj na osnove staleplavil'nogo shlaka [Extraction of iron and nitrate ions from aqueous solutions using a filter media created on the basis of steel-smelting slag]. *Trudy 26-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2018. Belarus'». Minsk, 17–18 oktyabrya = Proceedings of the 26th International Scientific and Technical Conference “Foundry and Metallurgy 2018. Belarus”*. Minsk, october 17–18, pp. 58–63.
12. **Tsyganov A.R., Panasyugin A.S., Teran A.I.** Koncentrirovaniye iz vodnyh rastvorov ionov Fe^{3+} , Cu^{2+} i Pb^{2+} fil'truyushchimi zagruzkami, sodержashchimi staleplavil'nyuyu shlakovuyu fazu [Concentration of Fe^{3+} , Cu^{2+} and Pb^{2+} ions from aqueous solutions with filter media containing a steel-smelting slag phase]. *Prirodopol'zovanie i ekologicheskie riski = Nature management and environmental risks: scientific-pract. conf., Minsk, June 5, 2019*. Minsk, 2019, pp. 261–265.
13. **Cherkasova T. Yu.** *Osnovy kristallografii i mineralogii* [Fundamentals of crystallography and mineralogy]. Tomsk, Tomsk Polytechnic. univ. Publ., 2014, 207 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-95-97>
УДК 543.39: 665.081

Поступила 18.06.2024
Received 18.06.2024

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВОДЫ

В. Ю. СТЕЦЕНКО, г. Могилев, Беларусь. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

Вода в основном состоит из нанокристаллов льда. Особенности кристаллизации воды можно объяснить на основе ее наноструктурного строения и наноструктурной кристаллизации. Молекулы атмосферного воздуха хорошо растворяются в воде и адсорбируются ее нанокристаллами. Показано, что величина расширения льда при затвердевании воды пропорциональна концентрации растворенного в ней воздуха. Концентрация воздуха, растворенного в воде, с повышением ее температуры существенно снижается. Горячая вода затвердевает быстрее холодной, потому что в горячей воде меньше концентрация воздуха. Его пузырьки, выделяющиеся на кристаллах льда, уменьшают скорость кристаллизации воды. Большое переохлаждение воды происходит в результате блокирующего действия адсорбированного воздуха, который препятствует объединению нанокристаллов льда в центры кристаллизации. Встряхивание бутылки с переохлажденной водой приводит к десорбции воздуха и ускоренной кристаллизации воды. Пузырьки воздуха, выделяющиеся на дендритных кристаллах льда, снижают степень разветвленности этих кристаллов. Показано, что музыка повышает интенсивность удаления пузырьков газа и способна влиять на форму дендритных кристаллов льда при кристаллизации воды. Увеличение громкости звука и (или) снижение его частоты повышают интенсивность удаления пузырьков воздуха с дендритных кристаллов льда и увеличивают разветвленность этих кристаллов.

Ключевые слова. Кристаллизация воды, нанокристаллы, воздух, переохлаждение, дендритные кристаллы, лед, адсорбция.
Для цитирования. Стеценко, В. Ю. Особенности кристаллизации воды / В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 3. С. 95–97. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-95-97>.

FEATURES OF WATER CRYSTALLIZATION

V. Yu. STETSENKO, Mogilev, Belarus. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

Water is mainly composed of ice nanocrystals. The peculiarities of water crystallization can be explained on the basis of its nanostructural structure and nanostructural crystallization. Atmospheric air molecules dissolve well in water and are adsorbed by its nanocrystals. It is shown that the amount of expansion of ice, when water solidifies, is proportional to the concentration of air dissolved in it. The concentration of air dissolved in water decreases significantly with an increase in its temperature. Hot water solidifies faster than cold water because there is less air concentration in hot water. Its bubbles, released on ice crystals, reduce the rate of crystallization of water. A large supercooling of water occurs as a result of the blocking action of adsorbed air, which prevents the unification of ice nanocrystals into crystallization centers. Shaking a bottle of supercooled water leads to desorption of air and accelerated crystallization of water. Air bubbles released on dendritic ice crystals reduce the degree of branching of these crystals. It has been shown that music increases the intensity of removal of gas bubbles and is able to influence the shape of dendritic ice crystals during water crystallization. It has been shown that an increase in the volume of sound and (or) a decrease in its frequency increase the intensity of removal of air bubbles from dendritic ice crystals and increase the branching of these crystals.

Keywords. Crystallization of water, nanocrystals, air, supercooling, dendritic crystals, ice, adsorption.

For citation. Stetsenko V. Yu. Features of water crystallization. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 95–97. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-95-97>.

Кристаллизация воды имеет следующие особенности: вода замерзает с увеличением объема; при одинаковых условиях охлаждения горячая вода затвердевает быстрее холодной [1]; вода может переохлаждаться более чем на 40 К и быстро кристаллизоваться после встряхивания бутылки с переохлажденной водой или удара по этой бутылке [2, 3]; при кристаллизации воды музыка влияет на форму кристаллов льда таким образом, что с увеличением громкости и (или) снижением частоты звука дендритные кристаллы льда становятся более разветвленными [4].

Объяснить особенности кристаллизации воды можно исходя из ее наноструктурного строения: вода на 87% состоит из нанокристаллов льда и только на 13% – из молекул воды [5]. Лед имеет достаточно рыхлую гексагональную кристаллическую решетку ($a=0,782$ нм, $c=0,736$ нм), в узлах которой находятся молекулы воды с максимальным размером 0,264 нм [6, 7]. В поры кристаллической решетки льда свободно проникают молекулы кислорода и азота атмосферного воздуха (воздуха), имеющие максимальные

размеры 0,264 и 0,248 нм соответственно [6]. Поэтому растворимость воздуха в воде относительно велика, благодаря чему в водной среде живут многие живые организмы.

При кристаллизации воды выделяющийся воздух оказывает давление на лед, заставляя его расширяться. Экспериментальным путем установлено, что величина расширения льда при затвердевании воды пропорциональна концентрации растворенного в ней воздуха [8]. Концентрация воздуха, растворенного в воде, с повышением ее температуры существенно снижается. При 283 К растворимость кислорода в воде составляет 11,3 мгО₂/дм³, а при 353 К – 2,9 мгО₂/дм³ [9]. Пузырьки воздуха тормозят процесс кристаллизации воды. Нагревание воды приводит к ее дегазации, которая снижает интенсивность выделения на фронте затвердевания пузырьков воздуха. Поэтому при одинаковых условиях охлаждения горячая вода затвердевает быстрее холодной, в которой выше концентрация воздуха.

При плавлении льда его кристаллы (L_k) распадаются на нанокристаллы льда (L_n) и свободные молекулы воды ($(H_2O)_m$) [5]. Процесс кристаллизации воды является наноструктурным и происходит аналогично наноструктурной кристаллизации металлов [10]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы льда ($L_{сн}$) согласно следующей реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($L_{цк}$) кристаллов льда:



Заканчивается процесс кристаллизации воды формированием L_k по реакции:



Молекулы воздуха хорошо растворяются в воде, а значит, хорошо адсорбируются нанокристаллами льда [11]. Воздух, адсорбированный нанокристаллами льда, препятствует их объединению в $L_{цк}$. Это основная причина большого переохлаждения воды при ее затвердевании. Если хорошо встряхнуть бутылку с переохлажденной водой или ударить по этой бутылке, то произойдет интенсивная десорбция молекул воздуха с нанокристаллов льда. Об этом свидетельствуют пузырьки воздуха, появляющиеся при встряхивании или ударе бутылки с переохлажденной водой. Освободившиеся от адсорбционной блокировки нанокристаллы льда, согласно реакции (2), интенсивно объединяются в $L_{цк}$, что приводит к быстрой кристаллизации воды.

Согласно реакции (3), на процесс формирования кристаллов льда большое влияние будут оказывать пузырьки воздуха, выделяющиеся при кристаллизации воды. Кристаллы льда имеют дендритную форму. Пузырьки воздуха, выделяющиеся на дендритных кристаллах льда, определяют степень их разветвленности. Чем выше концентрация воздуха в воде (холодная, чистая вода), тем менее разветвленными формируются дендритные кристаллы льда. При этом они имеют, как правило, симметричную форму [4]. И, наоборот, чем меньше концентрация воздуха в воде (теплая, грязная вода), тем более разветвленными формируются дендритные кристаллы льда. При этом они имеют, как правило, несимметричную форму [4].

Пузырьки воздуха, формирующиеся на дендритных кристаллах льда, могут интенсивно удаляться при внешнем воздействии на процесс кристаллизации воды. Таким воздействием являются акустические волны (звук): слова, музыка и т. п. Для определения влияния музыки на процесс удаления формирующихся пузырьков газа, растворенного в воде, был проведен следующий эксперимент. В чашку Петри диаметром 0,09 м наливали газированную чистую воду. Толщина слоя воды в чашке составляла 0,012 м. Пузырьки газа образовывались на внутренней поверхности чашки Петри и удалялись, всплывая на поверхность воды. Интенсивность удаления пузырьков газа определяли по количеству всплывших пузырьков за 30 с. Было установлено, что музыка средней громкости (50 дБ) в зависимости от времени выдержки газированной воды в чашке Петри повышала интенсивность удаления пузырьков газа на 50–20% по сравнению с процессом дегазации без музыки. Поэтому в результате эксперимента установлено, что музыка влияет на форму дендритных кристаллов льда при кристаллизации воды.

Влияние звука на кристаллизацию воды можно определить по величине звукового давления (P) [12]:

$$P = P_0 \cdot 10^{\frac{L}{20}}, \quad (4)$$

где L – громкость звука, дБ; P_0 – стандартный порог слышимости.

При частоте звука 1000 Гц $P_0 = 2 \cdot 10^{-5}$ Па, а при частоте звука 160 Гц – $2 \cdot 10^{-4}$ Па [12]. Поэтому с увеличением громкости звука и (или) снижением его частоты величина звукового давления акустической волны будет увеличиваться. Это приведет к повышению интенсивности удаления пузырьков

воздуха с формирующихся дендритных кристаллов льда и увеличению их разветвленности при кристаллизации воды. Увеличение громкости звука и (или) снижение его частоты будут уменьшать время затвердевания воды.

Очень шумный звук имеет громкость 80 дБ. При частоте 160 Гц такой звук создает давление, согласно уравнению (4), равное всего 2 Па. Это очень малая величина, которая не может оказывать разрушающее воздействие на кристаллы льда, но будет значительно повышать интенсивность удаления пузырьков воздуха с формирующихся дендритных кристаллов льда при кристаллизации воды.

Таким образом, особенности кристаллизации воды можно объяснить на основе наноструктурной кристаллизации, на которую большое влияние оказывают растворенные и адсорбированные молекулы атмосферного воздуха и его пузырьки, выделяющиеся на формирующихся дендритных кристаллах льда.

ЛИТЕРАТУРА

1. Kell G.S. The Freezing of Hot and Cold Water // *American Journal of Physics*. AIP Scatation. – 1969. – Vol. 37. – No. 5. – pp. 564–565.
2. Захаров, С.Д. Кластерная структура воды (обзор) / С.Д. Захаров, И.В. Мосягина.– М.: Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, 2011.– 24 с.
3. Амелюшкин, И. Сверххолодная вода / И. Амелюшкин // *Квант*.– 2013.– № 4.– С. 27–28.
4. Ловлин, Н.М. Свойства воды. Информационная память воды / Н.М. Ловлин // *Старт в науке*.– 2017.– № 6.– С. 88–99.
5. Марукович, Е.И. О броуновском движении в жидкостях / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // *Литье и металлургия*.– 2020.– № 4.– С. 75–77.
6. Свойства элементов: справ. Ч. 1 / Под ред. Г.В. Самсонова.– М.: Металлургия, 1976.– 660 с.
7. Физико-химические свойства окислов: справ. / Под ред. Г.В. Самсонова.– М.: Металлургия, 1978.– 472 с.
8. Марукович, Е.И. Методика физического моделирования макропроцессов затвердевания отливок на прозрачных моделях и жидкостях / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // *Литье и металлургия*.– 2021.– № 1.– С. 53–55.
9. Толстой, М.Ю. Исследование растворимости кислорода / М.Ю. Толстой, Т.И. Шишелова, Р.А. Шестов // *Изв. вузов. Прикладная химия и биотехнология*.– 2015.– № 1.– С. 86–90.
10. Марукович, Е.И. Наноструктурная кристаллизация металлов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // *Литье и металлургия*.– 2021.– № 2.– С. 23–26.
11. Жуховицкий, А.А. Физическая химия / А.А. Жуховицкий, Л.А. Шварцман.– М.: Металлургия, 2001.– 688 с.
12. Аксенович, Л.А. Физика в средней школе / Л.А. Аксенович, В.И. Зенькович, К.С. Фарино.– Минск: Аверсэв, 2010.– 1102 с.

REFERENCES

1. Kell G.S. The Freezing of Hot and Cold Water. *American Journal of Physics*. AIP Scatation, 1969, vol. 37, no. 5, pp. 564–565.
2. Zaharov S.D., Mosyagina I.V. *Klaster'naya struktura vody (obzor)* [The cluster structure of water (review)]. Moscow, Fizicheskij institut im. P.N. Lebedeva RAN Publ., 2011, 24 p.
3. Amelyushkin I. *Sverkhkholodnaya voda* [Ultra-cold water]. *Kvant = Quantum*, 2013, no. 4, pp. 27–28.
4. Lovlin N.M. *Svoystva vody. Informacionnaya pamyat' vody* [Water properties. Water information memory]. *Start v nauke = Start in science*, 2017, no. 6, pp. 88–99.
5. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. *O brounovskom dvizhenii v zhidkostyah* [On brownian motion in liquids]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 4, pp. 75–77.
6. *Svoystva elementov: spravochnik. Ch. 1* [Properties of elements. Part 1]. Pod red. G. V. Samsonova. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 660 p.
7. *Fiziko-himicheskie svoystva okislov: spravochnik* [Physicochemical properties of oxides]. Pod red. G. V. Samsonova. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 472 p.
8. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. *Metodika fizicheskogo modelirovaniya makroprocessov zatverdevaniya otlivok na prozrachnyh modelyah i zhidkostyah* [Methodology for physical research of macro-processes of solidification of castings on transparent models and liquids]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 1, pp. 53–55.
9. Tolstoj M. Yu., Shishelova T.I., Shestov R.A. *Issledovanie rastvorimosti kisloroda* [Investigation of oxygen solubility]. *Izvestiya vuzov. Prikladnaya himiya i biotekhnologiya = Proceedings of Universities. Applied Chemistry and Biotechnology*, 2015, no. 1, pp. 86–90.
10. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. *Nanostrukturnaya kristallizaciya metallov* [Nanostructural crystallization of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 23–26.
11. Zhuhovickij A.A., Shvarcman L.A. *Fizicheskaya himiya* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2001, 688 p.
12. Aksenovich L.A., Zen'kovich V. I., Farino K. S. *Fizika v srednej shkole* [Physics in high school]. Minsk, Aversev Publ., 2010, 1102 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-98-99>
УДК 543.39: 665.081

Поступила 18.06.2024
Received 18.06.2024

О СТРУКТУРЕ ВОДЫ

В. Ю. СТЕЦЕНКО, г. Могилев, Беларусь. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

Показано, что за время 10^{-10} – 10^{-11} с в воде статистически могут образовываться только кластеры, состоящие из 4 или 3 молекул воды. Показано, что броуновское движение в воде происходит в результате столкновения нанокристаллов льда с броуновскими частицами. Броуновское движение является экспериментальным подтверждением нанокристаллического строения воды. Показано, что вода на 13% состоит из молекул и на 87% – из нанокристаллов льда. Такое двухфазное строение обеспечивают воде структурные свойства, высокие текучесть и упругость пара.

Ключевые слова. Вода, кластеры, молекулы, структура, нанокристаллы, броуновское движение, лед.

Для цитирования. Стеценко, В.Ю. О структуре воды / В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 3. С. 98–99.
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-98-99>.

ABOUT THE STRUCTURE OF WATER

V. Yu. STETSENKO, Mogilev, Belarus. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

It is shown that during 10^{-10} – 10^{-11} s, only clusters consisting of 4 or 3 water molecules can statistically form in water. It is shown that Brownian motion in water occurs as a result of collision of ice nanocrystals with Brownian particles. Brownian motion is an experimental confirmation of the nanocrystalline structure of water. It is shown that water consists of 13% molecules and 87% ice nanocrystals. Such a two-phase structure provides water with structural properties, high fluidity and elasticity of steam.

Keywords. Water, clusters, molecules, structure, nanocrystals, Brownian motion, ice.

For citation. Stetsenko V. Yu. About the structure of water. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 3, pp. 98–99. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-3-98-99>.

Принято считать, что вода имеет кластерную структуру, состоящую в основном из случайно образующихся (статистических) льдоподобных кластеров, время жизни которых составляет 10^{-10} – 10^{-11} с [1]. Каждый кластер воды состоит из n молекул воды. Вероятность того, что одна молекула воды займет место среди n молекул воды равна n^{-1} . Вероятность события, в котором n молекул воды займут места среди n молекул воды в кластере, равна n^{-n} . Тогда время образования кластера воды (τ_n), состоящего из n молекул воды, будет определяться по уравнению:

$$\tau_n = \tau_1 \cdot n^n, \quad (1)$$

где τ_1 – время перескока одной молекулы воды.

Значение τ_1 определяется следующим уравнением:

$$\tau_1 = \frac{d_1}{v_1}, \quad (2)$$

где d_1 – диаметр действия молекулы воды; v_1 – средняя скорость молекул воды.

Величина d_1 равна 0,280 нм [1]. Будем считать свободные молекулы в воде идеальным газом. Тогда значение v_1 определяется следующим уравнением [2]:

$$v_1 = \sqrt{\frac{8kT}{\pi m_1}}, \quad (3)$$

где k – постоянная Больцмана, равная $1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К; T – температура воды; m_1 – масса молекулы воды, равная $3 \cdot 10^{-26}$ кг [3].

Принимаем $T = 300$ К. Тогда из (3) получаем $v_1 = 610$ м/с. Подставляя величины d_1 и v_1 в уравнение (2), получаем $\tau_1 = 4,6 \cdot 10^{-13}$ с. Тогда имеем следующую расчетную формулу для определения времени образования кластера воды при температуре 300 К:

$$\tau_n = 4,6 \cdot 10^{-13} n^n. \quad (4)$$

Определим, какие кластеры могут образовываться в воде при температуре 300 К за время τ_n , равное 10^{-10} – 10^{-11} с. Подставляя величины τ_n в формулу (4), решая полученное уравнение относительно n , получаем n , равные 4 или 3 молекулам воды. Следовательно, за время 10^{-10} – 10^{-11} с в воде статистически могут образовываться только кластеры, состоящие из 4 или 3 молекул воды. Для образования минимального льдоподобного кластера гексагональной формы необходимо 12 молекул воды. Поэтому говорить о кластерной структуре воды не имеет смысла.

Экспериментально установлено, что средняя скорость в воде броуновской частицы размером 1 мкм составляет 0,35 мкм/с [4]. Расчетным путем показано, что для этого необходимо, чтобы в броуновскую частицу ударяли не молекулы воды, а нанокристаллы, состоящие из 24 молекул каждый [5]. Поэтому следует считать, что в воде стабильно существуют нанокристаллы льда, на которые распадаются кристаллы льда при их плавлении.

Удельная теплота сублимации (молекуляризации) льда составляет 2600 кДж/кг, а удельная теплота его плавления равна 340 кДж/кг [3]. Это означает, что после расплавления льда молекуляризуется только 13% его кристаллов, а остальные кристаллы распадаются на нанокристаллы льда. Следует считать, что вода состоит на 13% из молекул и на 87% – из нанокристаллов льда.

Наличие молекул и нанокристаллов, имеющих глобулярную форму с минимальной межфазной поверхностной энергией, создает в термодинамической системе дополнительное лапласовское давление. В таких условиях уравнение правила фаз будет иметь следующий вид [6]:

$$\Phi = K - C + 2, \quad (5)$$

где Φ – число фаз; K – количество компонентов; C – число степеней свободы.

Для воды $K = 1$; $C = 1$; $\Phi = 2$. Вода является двухфазной равновесной термодинамической системой. В ней одна фаза – это нанокристаллы льда, а другая – молекулы воды (молекулярный газ). Последние обеспечивают воде высокие текучесть и упругость пара.

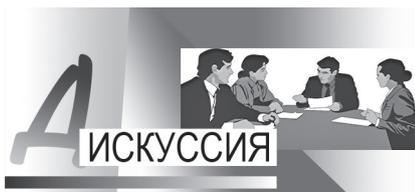
Таким образом, вода в основном имеет нанокристаллическую структуру.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Захаров, С.Д.** Кластерная структура воды (обзор) / С.Д. Захаров, И.В. Мосягина.– М.: Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, 2011.– 24 с.
2. **Трофимова, Т.И.** Курс физики / Т.И. Трофимова.– М.: Академия, 2007.– 560 с.
3. **Аксенович, Л.А.** Физика в средней школе / Л.А. Аксенович, В.И. Зенькович, К.С. Фарино.– Минск: Аверсэв, 2010.– 1102 с.
4. Физическая энциклопедия. Т. 1.– М.: Советская энциклопедия, 1988.– 704 с.
5. **Марукович, Е.И.** О броуновском движении в жидкостях / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // *Литье и металлургия*.– 2020.– № 4.– С. 75–77.
6. **Жуховицкий, А.А.** Физическая химия / А.А. Жуховицкий, Л.А. Шварцман.– М.: Металлургия, 2001.– 688 с.

REFERENCES

1. **Zaharov S.D., Mosyagina I.V.** *Klasternaya struktura vody (obzor)* [The cluster structure of water (review): preprint]. Moscow, Fizicheskij institut im. P.N. Lebedeva RAN Publ., 2011, 24 p.
2. **Trofimova T.I.** *Kurs fiziki* [Physics course]. Moscow, Akademiya Publ., 2007, 560 p.
3. **Aksenovich L.A., Zen'kovich V.I., Farino K.S.** *Fizika v srednej shkole* [Physics in high school]. Minsk, Aversev Publ., 2010, 1102 p.
4. *Fizicheskaya enciklopediya* [The Physical Encyclopedia]. Moscow, Sovetskaya enciklopediya Publ., 1988, vol. 1, 704 p.
5. **Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A.V.** *O brounovskom dvizhenii v zhidkostyah* [On brownian motion in liquids]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 4, pp. 75–77.
6. **Zhuhovickij A.A., Shvarcman L.A.** *Fizicheskaya himiya* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2001, 688 p.



О ПРОНИКНОВЕНИИ ЭНЕРГИИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ТВЕРДЫЙ СПЛАВ

В работе [1] ее авторы, ссылаясь на [2], сообщают, что «... коэффициент проникновения звуковых волн принимаем за единицу Тогда значение требуемой интенсивности звуковой энергии, производимой резонатором, будет равным значению интенсивности звуковой энергии, требуемой для возможности смещения атома каждого из основных химических элементов в энергетически более выгодное положение ($I_p = I$)».

В [2] в части распространения звука даются определения и разъяснения таких понятий, как отражение, прохождение и поглощение звуковых волн. При этом использованного в [1] даже упоминания о термине «...проникновения звуковых волн...» и сведений о расчете коэффициента проникновения звуковых волн в [2] отсутствуют.

В то же время один из соавторов [1] указывает, что «коэффициент пропускания энергии $\tau_{\text{проп}}$ из одной среды в другую определяется отношением интенсивности волны, проходящей во вторую среду, к интенсивности падающей волны:

$$\tau_{\text{проп}} = 4Z_1Z_2 / (Z_2 + Z_1)^2, \quad (2.30)$$

где Z_1 и Z_2 – волновые сопротивления первого и второго вещества» [3].

Указанная выше формула – это преобразованное общеизвестное выражение Рэлея для определения коэффициента проникновения звука:

$$\beta = 4 Z_1 / Z_2 / (Z_1 / Z_2 + 1)^2,$$

где $Z_1 = \rho_1 c_1$, ρ_1 – плотность первой среды; c_1 – скорость звука в первой среде; $Z_2 = \rho_2 c_2$, ρ_2 – плотность второй среды; c_2 – скорость звука во второй среде [4].

На примере ВК8 произвели расчет коэффициента «...пропускания энергии $\tau_{\text{проп}}$...» и коэффициента проникновения звука β .

Плотность воздуха в нормальных условиях $\rho_1 = 1,204 \text{ кг/м}^3$ [5], а скорость звука в нем $c_1 = 343,1 \text{ м/с}$ [6].

По ГОСТ 38382-75 (ИСО 513-75) для твердого сплава ВК8 его плотность – $(14,5...14,8) \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$. Приняли $\rho_2 = 14,6 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$. Учитывая, что основной фазой в ВК8 является карбид вольфрама приняли скорость звука в нем $c_2 = 6220 \text{ м/с}$ [7].

Тогда

$$Z_1 = \rho_1 c_1 = 1,204 \cdot 343,1 = 413,1, \quad Z_2 = \rho_2 c_2 = 14,6 \cdot 10^3 \cdot 6220 = 9,1 \cdot 10^7 \text{ [кг/(с} \cdot \text{м}^2\text{)]},$$

$$\tau_{\text{проп}} = 4Z_1Z_2 / (Z_1 + Z_2)^2 = 4 \cdot 413,1 \cdot 9,1 \cdot 10^7 / (413,1 + 9,1 \cdot 10^7)^2 = 1,81957 \cdot 10^{-5},$$

$$\beta = 4Z_1 / Z_2 / (Z_1 / Z_2 + 1)^2 = 4 \cdot 413,1 / 9,1 \cdot 10^7 / (413,1 / 9,1 \cdot 10^7 + 1)^2 = 1,81957 \cdot 10^{-5}.$$

Расчет показал, что не вся энергия генерируемого звука может проникнуть в твердый сплав, а только ее мизерная часть – $1,81957 \cdot 10^{-5}$, т. е. менее 1/50 000 ее доли.

А так как $\tau_{\text{проп}} = \beta = 1,81957 \cdot 10^{-5} \ll 1$, утверждение «... коэффициент проникновения звуковых волн принимаем за единицу ...» [1] является ложным.

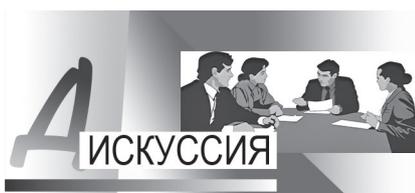
Внешняя энергия от непосредственного воздействия звука на пластинки твердого сплава составляет величину $(6,65-9,07) \cdot 10^{-23} \text{ Дж}$ [8]. С учетом рассчитанного коэффициента проникновения звука в твердый сплав, подводимая к его компонентам звуковая энергия равна $1,81957 \cdot 10^{-5} \cdot (6,65 - 9,07) \cdot 10^{-23} \text{ Дж} = (1,21 - 1,65) \cdot 10^{-27} \text{ Дж}$, что в среднем более чем в 100 миллионов раз меньше утверждаемой «энергии $(2,5 - 11,1) \cdot 10^{-18} \text{ Дж}$, достаточной ... для смещения атомов кристаллической решетки твердых сплавов... [9]». Поэтому интенсивности звуковой энергии, производимой резонатором, для смещения атомов в твердых сплавах недостаточно и каких либо изменений в этих сплавах от аэродинамического звукового воздействия не происходит.

Формула для расчета коэффициента проникновения (2.30) в [3] была проигнорирована авторами работы [1]. Причем при осведомленности в существовании указанной формулы по крайней мере соавтора работ [1, 3], поэтому [1] можно отнести к разряду антинаучных «работ», в которых авторы вводят в заблуждение научную общественность.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Жариков А. Н., Жигалов А. Н.** Расчет интенсивности звуковой энергии для обработки твердого сплава методом аэродинамического звукового упрочнения // Технологическое обеспечение машиностроительного производства: сб. ст. Междунар. науч.-техн. конф. М-во образования Респ. Беларусь, М-во науки и высш. образования Рос. Федерации, Белорус.-Рос. ун-т. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2024. – 211 с.
2. Звук и акустика [Электронный ресурс]. – Режим доступа: ссылка на сайт <http://files.school-collection.edu.ru/dlrstore/b641a27b-9866-7427-56f3-1d067e7426f7/1002314A.htm>. – Дата доступа: 11.08.2024.
3. **Жигалов, А. Н.** Теоретические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания / А. Н. Жигалов, В. К. Шелег. – Могилев: МГУП, 2019. – 213 с.
4. Глава 8. Акустика [Электронный ресурс]. – Режим доступа: ссылка на сайт http://vmede.org/sait/?page=12&id=Medbiofizika_remizov_2012&menu=Medbiofizika_remizov_2012. – Дата доступа: 11.08.2024.
5. Свойства воздуха: состав, плотность, теплоемкость, теплопроводность [Электронный ресурс]. – Режим доступа: ссылка на сайт <https://yson.by/svoystva-vozduha/> – Дата доступа: 14.08.2024.
6. Скорость звука. Большая Российская энциклопедия [Электронный ресурс]. – Режим доступа: ссылка на сайт <https://bigenc.ru/c/skorost-zvuka-3b73df> – Дата доступа: 14.08.2024.
7. Карбид вольфрама [Электронный ресурс]. – Режим доступа: ссылка на сайт https://en.wikipedia.org/wiki/Tungsten_carbide – Дата доступа: 14.08.2024.
8. **Улитенок, А. О.** Расчет энергии аэродинамического звукового воздействия на атомы кристаллической решетки / А. О. Улитенок // Литье и металлургия. – 2024. – № 2. – С. 170–172.
9. **Жигалов А. Н.** Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: дис. ... д-ра техн. наук / А. Н. Жигалов. – Минск, 2021. – 378 с.

С. А. ЛУШПАЙ, Россия, г. Санкт-Петербург,
E-mail: ser.luschpai@yandex.ru



КТО ТАКИЕ МЕТАЛЛУРГИ И ЛИТЕЙЩИКИ АРКАИМА?

«Народ, не знающий своего прошлого, не имеет будущего» (Михаил Васильевич Ломоносов). В самом деле в работе [1] умалчивание или ложная летопись признается хронологическим оружием, которое среди информационного уступает по мощности только мировоззренческому (методологическому) приоритету управления. Поэтому в настоящее время крайне актуально восстановление исторической памяти во всех отраслях жизнедеятельности Отечества, в том числе в металлургии и литье. В настоящей работе авторы обратили свое внимание на относительно недавнее (1987 г.) археологическое открытие – Аркаим [2].

Наряду с Аркаимом известны и другие подобные ему археологические памятники одной и той же культуры: Синташта и Устье. Более того, обнаружена целая «Страна городов» синташтинской культуры [2–4].

Мастера Синташты и Аркаима применяли для выплавки металла из руды специальные металлургические печи. Несмотря на свою простоту, эти печи были весьма эффективными и совершенными для своего времени. Они представляли собой куполообразные печи, которые могли быть как однокамерными, так и двухкамерными. Одна часть печи находилась на поверхности земли, а другая была углублена на 30–40 см в почву. Обычно такие печи имели округлую форму и диаметр чуть менее одного метра. Сложной версией наземных печей были печи, соединенные с колодцами. Всего таких печей обнаружено 22: 10 – в Аркаиме, 2 – в Синташте и 10 – в Устье [4].

При рассмотрении раскопов Аркаима обнаружились следы, оставшиеся от плавильных печей и колодцев. Выяснилось, что они были в каждом секторе, а поперечный размер их основания составлял 1,0–1,5 м.

В Аркаиме раскопано около 20% его площади (данные по фотографии в [5]). Учитывая значительную плотность застройки Аркаима печами в уже произведенном раскопе, а также сведения, что там уже раскопаны 10 печей, можно с относительно высокой достоверностью сделать заключение о том, что на самом деле во всем Аркаиме печей могло быть около 50.

Процесс подготовки шихты включал дробление руды на кусочки массой 0,5–1,0 кг, смешивание их с различными флюсами, такими, как рыбы кости, кальцит, дробленые кости животных и иногда лимонит. Затем смесь помещали в заранее разогретую дровами печь. После загрузки шихты и угля включали дутье, что позволило достичь температур 1200–1300 °С. Высокое качество угля создавало восстановительную атмосферу, минимизируя потери меди в виде куприта. По завершении плавки дутье прекращали, закрывая все отверстия для усиления восстановительной атмосферы, и печь остывала. Остывший металл извлекали, разбивая шлаковую корку. Большинство металла, полученного в Синташте и Аркаиме, представляло собой мышьяковистую бронзу. Плавка была технологически продвинутой, с потерями меди не более 1% [3, 4].



Фрагмент раскопа одного из секторов Аркаима



Раскоп Аркаима [5]

Аркаим и Синташта – это только самые известные из множества аналогичных поселений. На сегодняшний день обнаружено более 20 подобных древних металлургических центров, объединенных под названием «Страна городов». Эта территория охватывает Челябинскую и Оренбургскую области, Башкортостан и северный Казахстан [3].

Металлурги «Страны городов» производили из бронзы широкий ассортимент изделий, включая оружие (боевые топоры, кинжалы, наконечники копий и стрел), орудия труда (серпы, ножи), а также бытовые предметы с украшениями. Сравнение этих изделий с находками из других регионов показывает удивительное сходство по всей огромной территории, выходящей за пределы «Страны городов». Складывается впечатление, что металлические предметы производились по единому стандарту на всей этой обширной территории [2–4].

Аркаимо-Синташта – культура, которая характеризуется наличием металлургического производства, его можно назвать по типу объема серийным. В самом деле в одном только Аркаиме практически в каждом раскопанном помещении обнаружены металлургические печи, а также тележки, приспособленные для перевозки руды с людской тягой. Все это говорит о том, что Аркаим – это древний металлургический комбинат, включающий процессы подготовки шахты для загрузки металлургических печей, процессы металлургии сплавов меди и выплавки изделий, их термической и механической обработки, т. е. полный замкнутый производственный цикл: от подготовки руды для плавки и до конечных изделий [3, 6].

Таким образом, материальные данные археометаллургии показывают, что Аркаим – это древний металлургический комплекс, а «Страна городов» – Аркаимская металлургическая агломерация, являющаяся древним прототипом современных агломераций, например, Новокузнецкой. В Аркаимской металлургической агломерации производились различные металлические изделия для собственного потребления и на экспорт. Этот вывод обусловлен наличием многочисленных типичных изделий орудий труда, оружия, предметов быта и украшений, полученных посредством металлургического и литейного производства, а также металлообработки холодной и горячей ковкой и дальнейшей абразивной механообработкой. А также тем, что в Аркаиме и его агломерации имел место замкнутый производственный цикл от добычи руды до конечных изделий.

Но кем же были аркаимцы и какова их связь с современными народами?

По результатам фундаментальной научно-исследовательской работы [6] и ДНК-генеалогии [7]: Аркаимцы и жители страны Городов – это род R1a; около 50% населения современных Беларуси, России и Украины и 9% арабов мужского населения имеют с жителями «Страны городов» и Аркаима одного общего предка; потомками жителей страны Городов и Аркаима является свыше 70% в высших кастах в Индии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шесть приоритетов управления Обществом (КОБ). URL: <https://trueinform.ru/modules.php> (дата обращения: 22.08.2024).
2. **Зданович, Г. Б.** Аркаим – Страна городов: Пространство и образы (Аркаим: горизонты исследований) / Г. Б. Зданович, И. М. Батанина. – Челябинск: Изд-во Крокус; Юж.-Урал. кн. изд-во, 2007, – 260 с.
3. **Григорьев, С. А.** Металлургическое производство в Северной Евразии в эпоху бронзы / С. А. Григорьев. – Челябинск: Цицеро, 2013. – 660 с.
4. Металлургия Синташты и Аркаима. URL: <https://infopedia.su/2xb0a2.html> (дата обращения: 24.08.2024).
5. Аркаим. Челябинский государственный историко-археологический. Музей-заповедник. URL: <http://www.arkaim-center.ru> (дата обращения: 25.08.2024).
6. **Максименко, Г. З.** Велесова книга. Веды об укладе жизни и истоках веры славян. – М.: Концептуал, 2023. – 672 с.
7. **Клёсов, А. А.** Миграции ариев по данным ДНК-генеалогии // Исторический формат. 2016. № 2 (6). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/migratsii-ariev-po-dannym-dnk-genealogii> (дата обращения: 22.08.2024).

*Г. З. МАКСИМЕНКО, Ассоциация исследователей, содействующая развитию ДНК-генеалогии «Академия ДНК-генеалогии», Россия, г. Москва, ул. Дубнинская, д. 26, корп. 1. E-mail: slaver2002@yandex.ru
А. О. УЛИТЁНОК, Беларусь, г. Могилев.
E-mail: alexulinok@yandex.ru*

ПАМЯТИ

Сергея Мироновича УШЕРЕНКО

1949–2024



30 июля 2024 года на 74 году жизни трагически ушел из жизни известный ученый, доктор технических наук, профессор кафедры ПМСиТМ БНТУ Сергей Миронович Ушеренко.

Ушеренко Сергей Миронович родился в г. Минске 4 декабря 1949 года в семье специалистов, присланных по комсомольской путевке на Минский тракторный завод из г. Харькова. В 1973 году, окончив с отличием Белорусский политехнический институт, начал работать в научно-исследовательском институте порошковой металлургии, возглавляемом академиком О.В. Романом. За 25 лет прошел путь от инженера до директора Научно-исследовательского института импульсных процессов, защитил кандидатскую, докторскую диссертации и создал научную школу по теме высокоэнергетической обработки металлов, был научным руководителем программы «Перспективные технические средства и технологии для развития космической отрасли». В научных кругах мира широко известен «эффект Ушеренко». Сергей Миронович в 1999 году был награжден Почетной Грамотой правительства Республики Беларусь за создание нового инструментального материала. В 2003 году Высшей аттестационной комиссией Сергею Мироновичу было присвоено звание профессора по специальности «Металлургия». За 50 лет своей научной деятельности опубликовал более 350 печатных работ (книги, монографии, статьи, тезисы), имеет 85 авторских свидетельств и патентов (США, РФ, РБ, Украина). Последняя монография «Динамическая модификация металлов» вышла в свет в 2021 году.

С 2011 года преподавал на кафедре «Порошковая металлургия, сварка и технология материалов» БНТУ. В своей педагогической деятельности использовал передовые методы обучения студентов, проводил большую научно-исследовательскую работу в области синтеза новых композиционных материалов, пользовался авторитетом и любовью у коллег и студентов. Сергей Миронович был прекрасным семьянином, его во всем поддерживали жена и дочь. Дочь – кандидат технических наук, продолжает дело отца.

Коллектив журнала «Литье и металлургия» и Ассоциация литейщиков и металлургов скорбит по поводу смерти Сергея Мироновича и выражает глубокое соболезнование родным и близким.

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 °С», «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 обреза). 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.

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

Уважаемые коллеги!

Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь и ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» приглашают Вас и Ваших партнеров принять участие в 32-й Международной научно-технической конференции и информационной выставке «Литейное производство и металлургия 2024. Беларусь» и 6-й Международной конференции поставщиков ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», которые состоятся 20–22 ноября 2024 г. в г. Минске (гост. «Беларусь», ул. Сторожевская, 15).



32-я Международная научно-техническая конференция

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МЕТАЛЛУРГИЯ 2024. БЕЛАРУСЬ

и 6-я Международная конференция поставщиков ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»

Тематика конференции

- Литейное производство
- Металлургия
- Материаловедение

Программа работы конференции

20 ноября (среда)

Регистрация участников конференции, работа информационной выставки, пленарное заседание, церемония награждения лауреатов премии АЛиМ и поставщиков ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». Официальный прием в честь открытия конференции.

21 ноября (четверг)

Работа по секциям.
Встречи, круглые столы.

22 ноября (пятница)

Встречи со специалистами предприятий г. Минска (по предварительным заявкам).

Свои предложения просим направлять в адрес оргкомитета:
220013, г. Минск,
ул. Я. Коласа, 24, комн. 8м.
Тел./факс: +375 17 331 11 16,
e-mail: alimrb@tut.by

Предлагаем Вам принять участие в работе конференции и выступить с докладом или презентацией Вашего предприятия. Данные материалы будут включены в сборник трудов конференции. Требования к оформлению публикаций на сайте www.alimrb.by.

В рамках конференции будет проходить награждение лауреатов премии Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь по следующим направлениям:

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