



С Новым Годом!

*Дорогие наши партнеры,
верные и добрые друзья!*

*Мы благодарим всех, с кем довелось нам со-
трудничать в течение этого года.*

*Пусть новый 2023 год станет годом добрых
перемен, мира и согласия. Желаем вам не
знать кризисов и неудач, всегда быть на вол-
не и богатеть не по дням, а по часам! Пусть
будут крепкими ваши семьи, в которых жи-
вут любовь, понимание и взаимное уважение!*

*Искренне желаем Вам крепкого здоровья,
оптимизма, успехов во всех начинаниях, осу-
ществления Ваших надежд и желаний!*

*Редакция журнала
«Литье и металлургия»*

Dear partners, reliable and good friends!

*We thank everyone with whom we have had the
opportunity to work during this year.*

*Let the New Year 2023 be a year of good changes,
peace and harmony. We wish you not to know
crises and failures, always be on the wave and
get rich by leaps and bounds! May your families
be strong, where love, understanding and mutual
respect live!*

*We sincerely wish you good health, optimism,
success in all your endeavors, and the fulfillment
of your hopes and desires!*

*Editorial Board of the Journal
“Foundry Production and Metallurgy”*

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2022 г., № 4

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

УЧРЕДИТЕЛИ

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

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

РЕДАКЦИЯ

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

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И., главный редактор, акад. НАН Беларуси, д-р техн.
наук, проф., г. Могилев, Беларусь
Николайчик Ю. А., зам. главного редактора по литейному произ-
водству, канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Анелкин Н. И., зам. главного редактора по металлургии, ОАО «БМЗ –
управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь
Анисович А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф., ГНУ Институт приклад-
ной физики НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
Дибров И. А., д-р техн. наук, проф., Российская ассоциация литей-
щиков, г. Москва, Россия
Иванов И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Константинов В. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Крамер Олаф. М., Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH,
Германия
Немененок Б. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Нофал А., проф., Центральный научно-исследовательский метал-
лургический институт, г. Каир, Египет
Пантелеенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф.,
БНТУ, г. Минск, Беларусь
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
Ровин С. А., д-р техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Рубаник В. В., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, Институт
технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь
Садох 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 ком-
пания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь
Ткаченко С. С., д-р техн. наук, г. Санкт-Петербург, Россия
Томило В. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Трусова И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Франашек Т., Польская ассоциация литейщиков, Польша
Хань Юйсинь, 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@tut.by. Web: www.alimrb.by, www.lim.bntu.by

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

2022, no. 4

Quarterly Journal

Issued in Russian with annotations in English.

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

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

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

PUBLISHER

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

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

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

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

EDITORIAL COUNCIL

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

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

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

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

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

CHIEF EDITOR

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

EDITORIAL STAFF

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

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

Halasiuk N. V., Management, 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, Ph.D in Technical Sciences, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus

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

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

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

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

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

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

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

Tkachenko S. S., Dr. of Engineering Sciences, Sankt-Petersburg, Russia

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

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

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

Han Yuxin, China Foundry Association, China

Tschandl P., FURTENBACH, Austria

Choi Ki-Jong, Professor, Republic of Korea

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

Nezavisimosti ave., 65, 220013, Minsk

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

С ЮБИЛЕЕМ

Ловшенко Ф. Г. (к 80-летию со дня рождения)	8
Стеценко Ю. С. (к 70-летию со дня рождения)	10

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Янтовский А. В. , ООО «ТЕХСТАНКО-21», г. Москва, Россия, Ткаченко С. С. , Филиал РАХ «Творческая мастерская «Литейный двор», г. С.-Петербург, Россия, Иоффе М. А. , ООО «Литье Сервис», г. С.-Петербург, Россия, Фарисов Р. Д. , ПАО «КАМАЗ», Россия	
Мехатронно-модульное производство станков – функция стоимости ресурсов	12
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. , АЛИМ, Стеценко А. В. , Белорусско-Российский университет	
О модифицировании эвтектического графита чугуна	19
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. , АЛИМ, Стеценко А. В. , Белорусско-Российский университет	
О раскислении и модифицировании углеродистой стали	24
Покровский А. И. , ФТИ НАН Беларуси	
Концепция создания экономнолегированных аусферритных (бейнитных) высокопрочных чугунов	29
Емельянов В. А., Михайлов О. В., Мартынов К. В., Ткаченко С. С. , Филиал РАХ «Творческая мастерская «Литейный двор», г. С.-Петербург, Россия	
К вопросу производства художественного литья в промышленных масштабах	38
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. , АЛИМ, Стеценко А. В. , Белорусско-Российский университет	
О модифицировании силуминов	41

МЕТАЛЛУРГИЯ

Ковалева И. А., Ходосовская Н. А., Гузова И. А. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Определение причин разрыва звеньев в изделии «цепь круглая плоскозвенная» после механических испытаний на усталостную прочность у потребителя	47
Фетисов В. П. , г. Орел, Россия	
Локализация пластической деформации при деформировании низкоуглеродистой стали	51
Авдеев С. В., Савинков В. В. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Опыт производства катанки из стали марки Св-08Г2С для последующего изготовления сварочной проволоки	55
Ельцова Е. С. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Бобарикин Ю. Л., Мартынов Ю. В. , Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого	
Изучение и разработка способов прогнозирования физико-механических свойств тонкой проволоки и металлокорда	58
Румянцева Г. А., Немененок Б. М., Арабей А. В., Трибушевский Л. В. , БНТУ	
«Зеленые» технологии в металлургическом производстве – мечта или реальность?	63

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Томило В. А., БНТУ, Вегера И. И., Левкович В. В., Ветошкин А. В., ФТИ НАН Беларуси	
Технология и оборудование валкой правки листового металла	70
Калиниченко В. А., БНТУ, Андрушевич А. А., БГАТУ	
Литые композиционные материалы: состояние и перспективы получения	79
Немененок Б. М., Рафальский И. В., Лущик П. Е., Долгий Л. П., Руленков А. Д., БНТУ	
Процессы переработки солевых шлаков алюминиевого производства для получения порошкового материала с высоким содержанием алюмооксидных фаз	88
Томило В. А., БНТУ, Изобелло А. Ю., Козырев Н. Г., ФТИ НАН Беларуси, Манцивода А. Л., ОАО «Минский автомобильный завод»	
Штамповка сложнопрофильной детали из труднодеформируемых сплавов	97
Поболь А. И., Залесский В. Г., ФТИ НАН Беларуси	
Влияние режимов электронно-лучевой наплавки на толщину и равномерность однослойного покрытия при восстановлении изделий из титановых сплавов	101
Лущик П. Е., Рафальский И. В., Минченя В. Т., Долгий Л. П., Заблоцкий А. В., Королев А. Ю., Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»	
Структура и свойства сплавов на основе системы Co-Cr для биосовместимых изделий медицинского назначения	108
Калиниченко М. Л., Немененок Б. М., БНТУ	
Оценка прочностных свойств клеевых соединений, используемых при создании пластиковых модельных комплектов	115
Бердиев Д. М., Юсупов А. А., Абдуллаев А. Х., Камилова Г. М., Ташкентский государственный технический университет им.И.Каримова, г. Ташкент, Узбекистан	
Совершенствование технологии термоциклической обработки для повышения износостойкости зубчатых колес	123

ЭКОЛОГИЯ

Марцева С. В., Кулинич И. Л., Панасюгин А. С., БНТУ	
Оценка ущерба окружающей среде, наносимого при хранении шлаков вторичной переработки алюминия	128

ОХРАНА ТРУДА

Лазаренков А. М., Садох М. А., Кот Т. П., Новик А. А., БНТУ	
Методика оценки запыленности воздушной среды рабочих зон литейных цехов	132

ДИСКУССИЯ

Стеценко В. Ю., г. Могилев, Беларусь	
О методе аэродинамического звукового упрочнения металлокерамических твердых сплавов	137

ИНФОРМАЦИЯ

Витязь П. А., Толстой А. В., ОИМ НАН Беларуси	
О деятельности Совета НПЦ ОАО «БМЗ» – НАН Беларуси	139
Памяти Соболева В. Ф.	144
Памяти Никитина В. И.	145

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Lovshenko F.G. (to the 80th birthday anniversary)	8
Stetsenko Yu.S. (on the 70th birthday anniversary)	10

FOUNDRY

Yantovsky A.V. , LLC "TEHNOSTANKO 21", Moscow, Russia, Tkachenko S.S. , Branch of the Russian Academy of Arts "Creative Workshop "Foundry Yard", Saint Petersburg, Russia, Ioffe M.A. , LLC "Casting-Service", Saint Petersburg, Russia, Farisov R.D. , PTC "KAMAZ", Russia	
Mechatronic-modular production of machine tools – is a function of the cost of resources	12
Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A.V. , Belarusian-Russian University	
On modification of eutectic cast iron graphite	19
Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A.V. , Belarusian-Russian University	
On deoxidation and modification of carbon steel	24
Pokrovsky A.I. , Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus	
Concept for development of economically alloyed ausferritic (bainitic) ductile cast irons	29
Emelyanov V.A., Mikhailov O.V., Martynov K.V., Tkachenko S.S. , Branch of the Russian Academy of Arts "Creative Workshop "Foundry Yard", Saint Petersburg, Russia	
On the issue of the artistic casting production on an industrial scale	38
Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A.V. , Belarusian-Russian University	
On modification of silumins	41

METALLURGY

Kovaleva I.A., Hodosovskaya N.A., Guzova I.A. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC"	
Determination of the reasons for the rupture of links in the product "round flat-link chain" after mechanical tests for fatigue strength at the consumer	47
Fetisov V.P. , Russia	
Localization of plastic deformation during deformation of low-carbon steel	51
Audzeyey S.V., Savinkov V.V. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC"	
Experience in the production of wire rods made of steel grade SV-08G2S for the subsequent manufacture of welding wire	55
Eltsova E.S. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC"	
Bobarikin Yu. L., Martyanov Yu. V. , Gomel State Technical University named after P.O. Sukhoi	
Study and development of methods for predicting the physical and mechanical properties of thin wire and metal cord	58
Rumiantseva G.A., Nemenenok B.M., Arabey A.V., Tribushevskiy L.V. , BNTU	
«Green» technologies in metallurgical production – a dream or reality?	63

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 15,5. Account. publ. pages 10,3.
Circulation 150 copies. Order . Printed in BNTU. Permit LP No 02330/74 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

Tamila V.A. , BNTU, Vegera I.I., Liaukovich V.V., Vetoshkin A.V. , Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Technology and equipment of roll straightening of sheet metal.....	70
Kalinichenko U.A. , BNTU, Andrushevich A.A. , Belarusian State Agrarian Technical University Cast composite materials: the state and prospects of obtaining.....	79
Nemenenok B.M., Rafalski I.V., Lushchik P.E., Dolgi L.P., Rulnikov A.D. , BNTU Processes of salt slag recycling in aluminum production to obtain powder material with a high content of aluminum oxide phases.....	88
Tamila V.A. , BNTU, Izobello A. Yu., Kozyrev N.G. , Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Mantsivoda A.L. , Minsk Automobile Plant Stamping of a complex profile part made of hard-to-form alloys	97
Pobol A.I., Zaleski V.G. , Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Influence of electron-beam surfacing modes on thickness and uniformity of single-layer coating when restoring parts made of titanium alloys.....	101
Lushchik P.E., Rafalski I.V., Minchenya V.T., Dolgi L.P., Zablotski A.V., Korolev A.Y. , Science and Technology Park of BNTU "Polytechnic" Structure and properties of Co-Cr alloys for biocompatible medical products	108
Kalinichenko M.L., Nemenenok B.M. , BNTU The Strength Properties Of Adhesive Joints Used In The Creation Of Plastic Model Kits Evaluation	115
Berdiev D.M., Yusupov A.A., Abdullaev A. Kh., Kamilova G.M. , Tashkent State Technical University named after I. Karimov, Tashkent, Uzbekistan Improvement of thermocyclic treatment technology to increase wear resistance of gears	123

ECOLOGY

Martseva S.V., Kulinich I.L., Panasyugin A.S. , BNTU Assessment of environmental damage caused by the storage of aluminum recycling slags by enterprises with capacity up to 200 thousand aluminum alloys per year	128
---	-----

PROTECTION OF LABOUR

Lazarenkov A.M., Sadokha M.A., Kot T.P., Novik A.A. , BNTU Methodology for assessing the dustiness of the air environment of the working areas of foundries	132
---	-----

DISCUSSION

Stetsenko V. Yu. , Mogilev, Belarus On the method of aerodynamic sound hardening of metal-ceramic hard alloys	137
---	-----

INFORMATION

Vityaz P.A., Tolstoy A.V. , Joint Institute of Mechanical Engineering NAS of Belarus About the activities of the board of the SPC of OJSC "BSW" – NAS of Belarus"	139
In memory of Sobolev V.F.	144
In memory of Nikitin V.I.	145

С юбилеем!

Федор Григорьевич ЛОВШЕНКО

(к 80-летию со дня рождения)



22 декабря 2022 г. исполнилось 80 лет со дня рождения доктору технических наук, профессору Федору Григорьевичу Ловшенко.

Ф.Г. Ловшенко родился в Полоцком районе. Окончив обучение в Полоцком лесном техникуме, в 1961 г. начал трудовую деятельность в должности младшего техника-геодезиста. В 1965 г. после службы в рядах Советской Армии поступил в Белорусский политехнический институт на специальность «Металловедение и термическая обработка металлов», который закончил с отличием и был рекомендован для учебы в аспирантуре. После успешного окончания аспирантуры распределен на работу в Могилевский машиностроительный институт, в настоящее время Белорусско-Российский университет, где и работает с 1974 г., занимая в разное время должности ассистента и старшего преподавателя (1974 г.), доцента (1975–1987 гг.), заведующего кафедрой (1987–1999 гг.), проректора по научной работе (1999–2002 и 2006–2008 гг.), первого проректора (2002–2006 гг.), профессора кафедры «Технологии металлов» с декабря 2008 г. В 1974 г. защитил по основной специальности кандидатскую диссертацию, а в 2000 г. – по специальности «Порошковая металлургия и композиционные материалы» – докторскую. Звание профессора Ф.Г. Ловшенко присвоено в 2000 г.

В научных кругах Ф.Г. Ловшенко известен как один из основателей нового научного направления в материаловедении – теория и технология создания механически легированных композиционных жаропрочных материалов с особым комплексом физико-механических свойств. Результаты исследований в этой области имеют известность не только в Республике Беларусь, но и в странах ближнего и дальнего зарубежья. Они опубликованы в 18 монографиях и 230 статьях, защищены 17 авторскими свидетельствами и патентами, отмечены 18 почетными дипломами, 5 серебрянными и 5 золотыми медалями на престижных международных научных выставках и салонах. По результатам исследований защищены две докторские и шесть кандидатских диссертаций. Для реализации результатов исследований под его руководством в Белорусско-Российском университете созданы два инновационных малотоннажных наукоемких производства по выпуску импортозамещающих жаропрочных материалов и изделий из них; организована научно-исследовательская лаборатория материаловедения, оснащенная уникальным оборудованием и приборами.

В течение 15 лет Ф.Г. Ловшенко успешно руководит Советом по защите диссертаций К 02.18.01 при Белорусско-Российском университете. В настоящее время является членом Совета по защите диссертаций Д 02.05.14 при Белорусском национальном техническом университете.

Федор Григорьевич Ловшенко активно участвует в выполнении научно-исследовательских работ в рамках хозяйственных договоров и контрактов, включая зарубежные, государственных научных программ, фонда фундаментальных исследований, отдельных заданий Министерства образования Республики Беларусь. За последние 20 лет по финансируемым программам материаловедческого направления выполнено 21 НИР и около 100 договоров с предприятиями и организациями как Республики Беларусь, так и со странами ближнего и дальнего зарубежья.

Общий объем произведенной и реализованной импортозамещающей продукции превышает один миллион долларов США.

За высокие результаты в учебной, воспитательной, научно-исследовательской и научно-производственной деятельности, а также в подготовке кадров высшей квалификации Ф. Г. Ловшенко отмечен почетными грамотами Могилевского областного исполнительного комитета, Могилевского городского исполнительного комитета, Министерства образования Республики Беларусь, Национальной академии наук Республики Беларусь, Высшего Аттестационного Комитета Республики Беларусь. Награжден нагрудным значком «Выдатнік народнай адукацыі БССР», нагрудными знаками Министерства образования Республики Беларусь «ВЫДАТНІК АДУКАЦІІ», Национальной академии Республики Беларусь «Юбілейны медаль «У гонар 80-годзя Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі».

Редакция журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь сердечно поздравляют Федора Григорьевича с юбилеем и желают здоровья, творческой активности и дальнейшего плодотворного сотрудничества с нашим журналом.

Лаўшэнку Фёдару Рыгоравічу

У тых часах, як у Беларусі панавала гора,
Нарадзіўся сыноч Федзя ў сям'і Рыгора.
У цяжкі і крывавы сорака другі год
Фашыст смерць прыносіў, вынішчаў народ.

Тыя, хто не згінуў, выстаяў тады,
Моц і жыцця сілу пранёс праз гады.
І Лаўшэнка Федзя здатным хлопцам стаў,
Многа ў жыцці зведаў, ні ў чым не адстаў.

Ці то ў працы, ці ў вучобе
Быць заўсёды першым,
Свята верыць – калі беларус,
Мусіш быць ты лепшым.

Дружа наш, прафесар здатны,
І прарэктар першы,
Табе шчасця, дабрабыту
Зычым гэтым вершам.

С юбилеем!

Владимир Юзефович СТЕЦЕНКО

(к 70-летию со дня рождения)



18 ноября исполнилось 70 лет Владимиру Юзефовичу Стеценко – известному ученому в области теории и практики литейного производства, доктору технических наук.

В 1976 г. Владимир Юзефович окончил физико-химический факультет Московского института стали и сплавов по специальности «Физико-химические исследования металлургических процессов». По распределению был направлен на Верхнесалдинский металлообрабатывающий завод им. В. И. Ленина в г. Верхняя Салда Свердловской области, где три года работал инженером-технологом. Два года служил офицером в Вооруженных силах СССР. С 1982 г. работает в Институте технологии металлов НАН Беларуси (ранее – Могилевское отделение Физико-технического института АН БССР), где прошел путь от инженера до заведующего лабораторией модифицирования сплавов.

В 2005 г. Владимир Юзефович защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности «Литейное производство» на тему «Разработка рациональных технологических режимов непрерывного литья чугуна с целью увеличения стабильности процесса и улучшения качества продукции», в 2021 г. – на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности «Литейное производство» на тему «Теоретические и технологические основы получения заготовок повышенной износостойкости из силуминов с высокодисперсной инвертированной структурой».

В. Ю. Стеценко разработал технологию непрерывно-циклического и непрерывного горизонтального литья заготовок из ЧШГ с заданной структурой и высокими механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами; экологически безопасную технологию литья заготовок из силуминов с высокодисперсной инвертированной микроструктурой и высокими механическими и технологическими свойствами; технологию литья универсальных силуминовых модификаторов для модифицирования микроструктуры отливок и слитков черных и цветных металлов; технологию литья стали, ферросилиция и ферросиликоалюминия из высокоокисленных железосодержащих отходов без внешних источников тепла; новые принципы и способы модифицирования сплавов, позволяющие получать отливки с модифицированной микроструктурой без применения экологически небезопасных модифицирующих флюсов и лигатур; способ и технологическое оборудование для литья закалочным затвердеванием, позволяющие получать отливки из силуминов с наноструктурным эвтектическим кремнием; способ и технологическое оборудование для литья в кристаллизаторы с затопленно-струйной системой охлаждения, позволяющие значительно повысить производительность процесса литья.

В. Ю. Стеценко создал в ИТМ НАН Беларуси производство литых сплошных, полых, фасонных заготовок из антифрикционных силуминов, которые по фрикционной износостойкости превосходят промышленные антифрикционные бронзы, но легче и дешевле их в 3 раза. Такие заготовки поставляются более чем на 100 предприятий Республики Беларусь и Российской Федерации. В последние годы Владимир Юзефович разрабатывает теорию наноструктурной кристаллизации металлов и сплавов.

В. Ю. Стеценко является автором более 550 научных трудов, в том числе пяти монографий, четырех препринтов, более 200 научных статей, 117 патентов, причем 93 % научных работ было опубликовано за последние 20 лет. Он выступал с докладами более чем на 100 международных научных и научно-технических конференциях, симпозиумах, съездах, конгрессах, ассамблеях.

Постановлением Президиума НАН Беларуси от 26 декабря 2011 г. № 57 В. Ю. Стеценко присуждена премия Национальной академии наук Беларуси за работу «Разработка теоретических основ и эффективных способов модифицирования сплавов».

Научно-технические разработки Владимира Юзефовича отмечены одной золотой и тремя серебряными медалями на международных конкурсах инноваций и научно-технических разработок, многими дипломами.

В. Ю. Стеценко награжден Почетной грамотой Национальной академии наук Беларуси «За значительный вклад в развитие теории и технологии модифицирования сплавов, разработку и создание новых, перспективных технологий и оборудования литейного производства», Почетной грамотой Могилевского городского исполнительного комитета «За значительный вклад в реализацию программ научных исследований, внедрение научно-технических разработок в производство».

В. Ю. Стеценко – лауреат конкурса ВАК Республики Беларусь на лучшую докторскую диссертацию за 2021 г. в номинации «Технические, военные науки и архитектура».

Владимир Юзефович с 2010 г. является членом редколлегии журнала «Литье и металлургия».

Редакционная коллегия журнала «Литье и металлургия» и Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь сердечно поздравляют Владимира Юзефовича с замечательным юбилеем, и желают ему здоровья, дальнейших творческих успехов в развитии теории и практики литейного производства, семейного благополучия.

*Редакция журнала «Литье и металлургия»,
Ассоциация литейщиков и металлургов
Республики Беларусь*



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-12-18>
УДК 621.74

Поступила 06.10.2022
Received 06.10.2022

МЕХАТРОННО-МОДУЛЬНОЕ ПРОИЗВОДСТВО СТАНКОВ – ФУНКЦИЯ СТОИМОСТИ РЕСУРСОВ

*А. В. ЯНТОВСКИЙ, ООО «ТЕХСТАНКО-21», г. Москва, Россия, ул. Радио, 12,
С. С. ТКАЧЕНКО, Филиал РАХ «Творческая мастерская «Литейный двор»,
г. С.-Петербург, Россия, Расстанный проезд, 1. E-mail: spblenal@mail.ru
М. А. ИОФФЕ, ООО «Литье Сервис», г. С.-Петербург, Россия. E-mail: ima@mail.ru
Р. Д. ФАРИСОВ, ПАО «КАМАЗ», Россия. E-mail: risun@mail.ru*

Ежегодное и перспективное увеличение стоимости ресурсов (материальных и энергоносителей) приводит к увеличению себестоимости литьих заготовок, стоимости станков и снижению их конкурентоспособности. Предлагаются направления бережливости основных и вспомогательных материалов, сокращения сроков изготовления станков за счет революционного подхода к принципам конструирования и создания базовых деталей из унифицированных модульных литьих заготовок.

Ключевые слова. Стоимость ресурсов, бережливость, сложность базовых отливок (крупных) в станкостроении, унификация отливок, модульное станкостроение.

Для цитирования. Янтовский, А. В. Мехатронно-модульное производство станков – функция стоимости ресурсов / А. В. Янтовский, С. С. Ткаченко, М. А. Иоффе, Р. Д. Фарисов // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 12–18. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-12-18>.

MECHATRONIC-MODULAR PRODUCTION OF MACHINE TOOLS – IS A FUNCTION OF THE COST OF RESOURCES

*A. V. YANTOVSKY, LLC “TEHNOSTANKO 21”, Moscow, Russia, 12, Radio str.
S. S. TKACHENKO, Branch of the Russian Academy of Arts “Creative Workshop “Foundry Yard”,
Saint Petersburg, Russia, 1, Rasstanny proezd. E-mail: spblenal@mail.ru
M. A. IOFFE, LLC “Casting-Service”, Saint Petersburg, Russia. E-mail: ima@mail.ru
R. D. FARISOV, PTC “KAMAZ”, Russia. E-mail: risun@mail.ru*

The annual and prospective increase in the cost of resources (material and energy carriers) leads to an increase in the cost of cast blanks, the cost of machine tools and a decrease in their competitiveness. The directions of thrift of basic and auxiliary materials, reduction of machine tool manufacturing time due to a revolutionary approach to the principles of design and creation of basic parts from unified modular cast blanks are proposed.

Keywords. Cost of resources, thrift, complexity of basic castings (large) in machine tool construction, unification of castings, modular machine tool construction.

For citation. Yantovsky A. V., Tkachenko S. S., Ioffe M. A., Farisov R. D. Mechatronic-modular production of machine tools – is a function of the cost of resources. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 12–18. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-12-18>.

Может на первый взгляд показаться странным, но, видимо, резкий рост цен на энергоресурсы и соответственно на металлы, химическую продукцию и др., даст новый толчок к значительному техническому прогрессу – 5-й технической революции, связанной с пересмотром отношения к заготовительным производствам. Вторичность этих производств долгие годы была обусловлена сравнительно незначительными и стабильными затратами на их производство в стоимости конечных изделий. В период первых пятилеток времен индустриализации и электрификации, когда в стране закладывались основы отечественного станкостроения, и до развала СССР у нас были самые низкие цены на материалы, энергоносители и рабочую силу. Продукция была значительно дешевле аналогичной зарубежной. Были планы по снижению трудоемкости (т. е. себестоимости), ежегодные пересмотры норм снижения трудоемкости, т. е. происходило снижение себестоимости за счет уменьшения величины оплаты труда. Поэтому затраты на материалы,

энергоносители, занимаемые площади, время на производство станков отодвигались на второй – третий план проблемных вопросов. Производство крупных отливок во все времена было убыточно (несмотря на необходимость), но «в условиях развитого социализма» нерациональные затраты списывались на общезаводские расходы. Однако в настоящее время ситуация меняется и если не пересмотреть коренным образом технологический подход как к станкостроительной продукции в целом, так и к ее заготовительному переделу, изготовлению литых компонентов и заготовок, то стоимость конечного продукта возрастет в разы, что скажется и на стоимостях всех товаров как промышленного, так и бытового назначения, что, в свою очередь, резко подтолкнет инфляцию и т.д. В сложившихся условиях далеко не многие производители обрабатывающего оборудования смогут себе позволить индивидуальный заказ литья под каждый тип или типоразмер станка. И не каждый потребитель будет готов такое оборудование приобрести. Промышленное производство – это основополагающий фактор технического прогресса и устойчивого развития общества. Каждое предприятие должно постоянно совершенствовать управление и технологию производства, повышать его эффективность. Для этого необходим глубокий анализ проблем в долговременном аспекте с учетом финансовых и производственных возможностей предприятия.

Следовательно, либо инфляционные ожидания начнут резко возрастать, либо будут найдены технические решения снижения ресурсопотребления начиная с заготовительных производств за счет унификации и модульных принципов проектирования и изготовления узлов конечного продукта.

В условиях постоянного развития инженерно-технических программ конкурентоспособными могут быть только те предприятия, которые ориентированы на работу в стремительно меняющейся экономической ситуации. Если технологии и общество быстро развиваются, а предприятия не в состоянии адаптироваться к новым условиям, то по теории эволюции это приводит к исчезновению определенных типов компаний [1]. Недопущение этого достигается грамотным применением различных инструментов современного менеджмента и системного подхода. Особую актуальность эти стратегические задачи приобретают для отечественного станкостроения с учетом его роли в общем машиностроительном комплексе отраслей. Основным фактором повышения эффективности станкостроительных предприятий является борьба с потерями основных ресурсов (времени, финансов, информации, материалов, энергии и др.), где энергетические затраты в последнее время становятся особенно актуальными. При модульном станкостроении [2, 3] реализуются основные современные организационно-управленческие концепции, направленные на ресурсосбережение, повышение технологического уровня и эффективности. При этом эффект экономии обеспечивается на всех стадиях жизненного цикла станка (при проектировании, изготовлении, эксплуатации и ремонте, утилизации). В настоящее время преимущественное применение получили концепции бережливого производства, быстореагирующего производства, процессного подхода, встроенного качества и др. Синтез указанных систем при их совместном применении обеспечивает получение синергетического эффекта, что характерно для модульного станкостроения.

В середине 50-х годов начала выстраиваться особая система организации производства, получившая в России название «бережливое производство» [4].

В начале 90-х годов профессором Раджаном Сури была разработана концепция быстореагирующего производства (Quick Response Manufacturing – QRM) [5], которая представляет систему управления производством, позволяющую значительно повысить эффективность его функционирования за счет сокращения времени выполнения заказа.

На базе синергетики Г. Хакена в последней четверти XX века стали возникать «отраслевые» синергетические школы. Системно-синергетический подход стал использоваться для решения таких проблем, которые не поддавались решению классическими методами [6]. Синергетика – это учение о взаимодействии множества элементов в рамках единой системы [7].

Процесс непрерывного постоянного совершенствования заложен в концепции бережливого производства. В соответствии с ней «предприятие независимо от финансовых показателей должно постоянно совершенствовать свои процессы». Подход быстрого реагирования согласуется с принципами бережливого производства. Быстореагирующее производство не противоречит бережливому производству, а, наоборот, используя тот же инструментарий, дополняет его. Синергетический подход в процессе непрерывного постоянного повышения эффективности, примененный на основе принципов бережливого производства и быстрого реагирования, усиливает их значимость для достижения положительных результатов.

Каждая из упомянутых парадигм характеризуется своими ярко выраженными особенностями и спецификой, однако все три концепции имеют много общего и, главное, базируются на единых ценностях и принципах совершенствования производства с целью экономии ресурсов и повышения эффективности.

Унификация узлов и механизмов при модульном станкостроении отвечает принципам QRM, так как позволяет повысить серийность, как следствие, удешевить производство, сократить время на его подготовку, сократить количество необходимой номенклатуры технологической оснастки. Принципы быстро реагирующего производства позволяют оперативно внедрять конструкторские и технологические решения в производство. В рамках быстрого реагирования используются инструменты, которые позволяют значительно сократить время внедрения конструкторско-технологических решений в производство. Внедрение быстро реагирующего производства подразумевает глубинную структурную перестройку – переход от функциональных подразделений к многофункциональным целевым самоуправляемым офисным и производственным ячейкам и сокращение управленческой иерархии. Специальный инструментальный быстро реагирующего производства позволяет повысить гибкость и эффективность взаимодействия производственных и офисных ячеек, ориентированных на единую цель. Внедрение быстро реагирующего производства открывает новые возможности для профессионального роста сотрудников компании за счет овладения смежными профессиями и активного участия в принятии решений в самоуправляемых ячейках.

Синергетический подход в процессе внедрения бережливости и быстрого реагирования предполагает введение дополнительных методов, математических моделей и приемов в методы бережливого производства и опирается на принцип согласования. Именно согласование взаимодействий подсистем отличает синергетический подход от традиционного.

Применение в процессе непрерывного постоянного повышения эффективности модульного станкостроения принципов бережливого производства, быстро реагирующего производства и синергетики может быть определено как «процессный подход». Преимущество «процессного подхода» состоит в непрерывности совершенствования на стыке отдельных процессов в рамках единой системы, а также при их комбинации и взаимодействии. Такой подход вполне согласуется с основной линией синергетики.

Для поддержания конкурентоспособности станкостроительным предприятиям необходимо постоянное совершенствование технологий. Станкостроительные процессы – это сложные системы. Для управления ими в рамках единого направления необходимо объединить методы теории систем, управления и контроля с определением на каждом уровне исследований технологических и информационных (количество информации, энтропия, максимум достоверности, минимум и т.д.) критериев.

Благодаря постоянному улучшению, основанному на применении принципов синергии, бережливости и быстрого времени реагирования, достигается снижение изменчивости наиболее важных процессов, что приводит к повышению результатов деятельности организации.

Реализация модульного станкостроения должна основываться на классификации станкостроительной продукции по комплексу критериев (функциональному назначению, технологическим возможностям, композиционному построению, точностным параметрам, скорости обработки и др.) и ее (продукции) модульных частей с одной стороны; на выборе рациональных вариантов и оптимизационных процедурах на всех иерархических этапах модульного конструирования и изготовления с другой стороны; и, наконец, на коренном организационном преобразовании предприятий станкостроения на принципах концентрации и специализации с третьей стороны. При этом оптимизационные процедуры должны осуществляться как минимум на трех иерархических уровнях, например, в заготовительном переделе:

- при выборе вида заготовительной технологии для каждой классификационной группы модулей (аддитивные технологии, литье, обработка давлением, сварка, механическая обработка, комбинированные виды и др.);
- при выборе конкретного технологического способа внутри выбранного вида заготовительной технологии (например, для литья – выбор способа литья и т.д.);
- при назначении параметров и режимов конкретного технологического способа.

Учитывая бурное развитие электроники и электротехники, одним из самых перспективных инженерных направлений в мире, по данным ЮНЕСКО, является мехатроника. Особо отмечается ее роль в развитии станкостроения, в частности, в станках с ЧПУ, приводимых в качестве примера использования мехатронных узлов. Однако, несмотря на то что классическое определение мехатроники как области науки и техники, основанной на синергетическом объединении узлов точной механики с электронными, электротехническими и компьютерными компонентами, обеспечивающими проектирование и производство качественно новых механизмов, машин и систем с интеллектуальным управлением их функциональными движениями, подразумевает новое развитие в построении и механической части, этому вопросу уделяется недостаточно внимания. К первой части термина «мехатроника» – «меха...» – сложилось какое-то

второстепенное отношение, хотя, наверное, роль механического исполнительного механизма играет в этой системе далеко не последнюю роль. Возрастающая стоимость механической части, вызванная резким увеличением стоимости энергозатрат, заставит проектировщиков нового оборудования уделить особое внимание созданию multifunctional модулей, в том числе и мехатронных, на основе унифицированных литых заготовок и модульных базовых деталей с учетом описанных выше концепций. По своему влиянию на реорганизацию производства этот процесс можно сравнить с переходом на производство автомобилей конвейерным методом. Сугубо экономические предпосылки очередной раз в истории техники спровоцируют новый виток технологического развития. В качестве примера рассмотрим затраты в литейном производстве.

Производство станков, особенно тяжелых, связано с большими сложностями, с большими материальными, энергетическими, трудовыми и временными затратами. (рис. 1, 2)

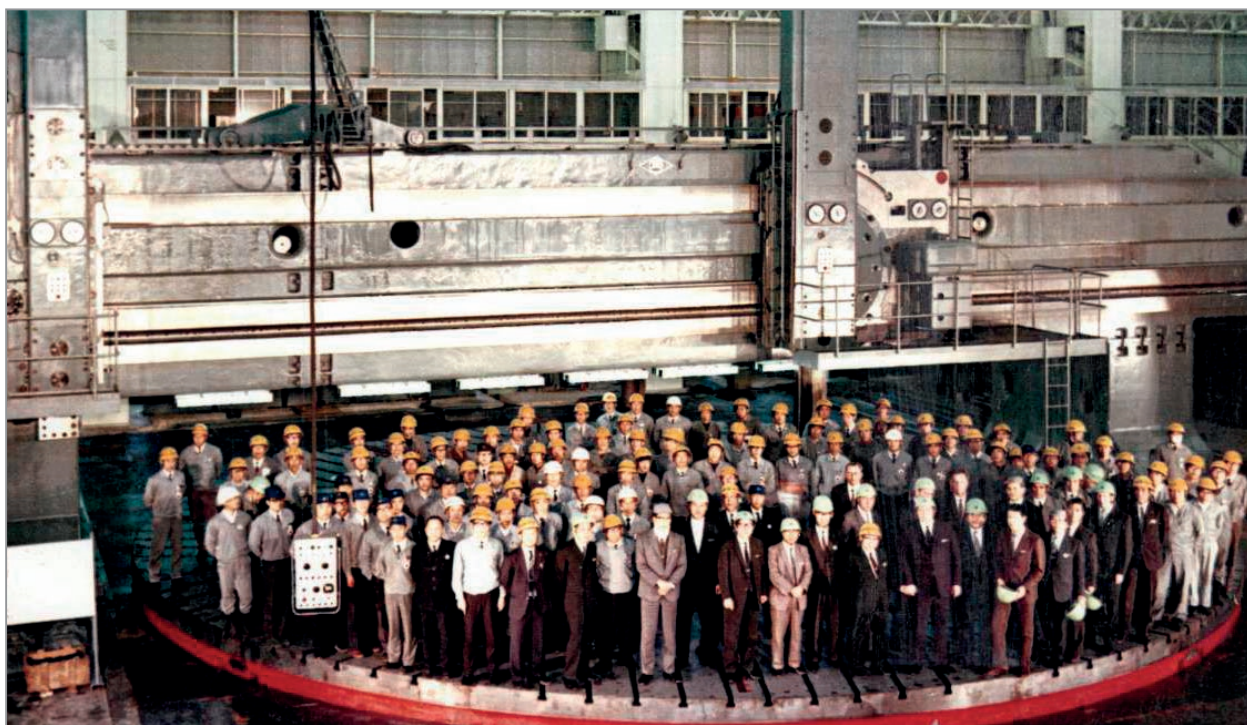


Рис. 1. Карусельный станок, диаметр план-шайбы 22 м



Рис. 2. Горизонтально расточной станок, длина 49 м

Оставим за скобками время (затраты) для разработки конструкторской документации на станок (например, 2А 622). Приведем ориентировочно временные и материальные затраты на базовые отливки. Для примера возьмем станину (рис. 3) (черная масса комплекта отливок для станка – 22 т, 170 наименований литых деталей, в том числе станина массой 6 т, размер 5 x 1,8 м).



Рис. 3. Станина 2А622.111135

Затраты времени и себестоимость станка начинаются с разработки литейно-модельной технологии. Этой операцией обычно занимаются технологи и конструкторы отдела главного металлурга завода. Технологи специализируются по группам и назначению отливок – бюро крупного, среднего, мелкого и спецвидов литья (на заводах Главтяжстанкопрома обычно было 17–20 чел.) и на соответствующих участках в цехах еще 6–8 технологов, которые осуществляли технологический надзор и контроль формовочно- сборочных процессов плавки и заливки.

Процесс разработки литейно- модельной технологии занимал 1,5–2,0 мес. Документация по мере готовности передавалась в модельный цех (при условии, что модельный цех находился в структуре завода). С момента разработки технологии и до окончания изготовления всех модельных комплектов (полной численностью технологов и модельщиков) затрачивалось 6–8 мес. Это 1-й этап затрат [8].

2-й этап затрат – это лесоматериалы (110 куб.м) и сопутствующие затраты на сушку пиломатериалов, гвозди, пилоабразивные полотна, клей, краску и другие метизы, затраты на логистику не менее двух рабочих смен при условии нахождения модельного цеха на одной территории с литейным цехом.

3-й этап затрат – изготовление форм и стержней (рис. 4).

Остановимся на аспектах изготовления крупного литья, так как речь идет о его убыточности и необходимости перехода на модульное производство базовых деталей.

Для изготовления комплекта стержней (36 шт.) на станину требуется 60 кв.м. Бригада из пяти человек затрачивает на изготовление, окраску, сушку и комплектацию до 3 сут. Форму изготавливает бригада из трех человек в течение 2 сут, для чего требуется 12 кв. м для формы и 20 кв. м для стержней перед сборкой. Необходимо отметить, что бригаду формовщиков обслуживает мостовой кран в течение 70–75 % от времени на изготовление и сборку формы. После заливки отливка выдерживается двое суток в почвенной форме. Затем передается на обрубной участок для проведения финишных операций. Таким образом, общий цикл 3-го этапа составляет до 8 сут. При этом в производстве наблюдается брак и в литейном цехе, и в механическом, что ведет к значительному увеличению себестоимости и непредвиденному увеличению срока изготовления конечной продукции. Это пример затрат времени (финансов) при производстве средней по массе станины. А если базовая отливка 30–50 т? Затраты возрастают практически в геометрической прогрессии.

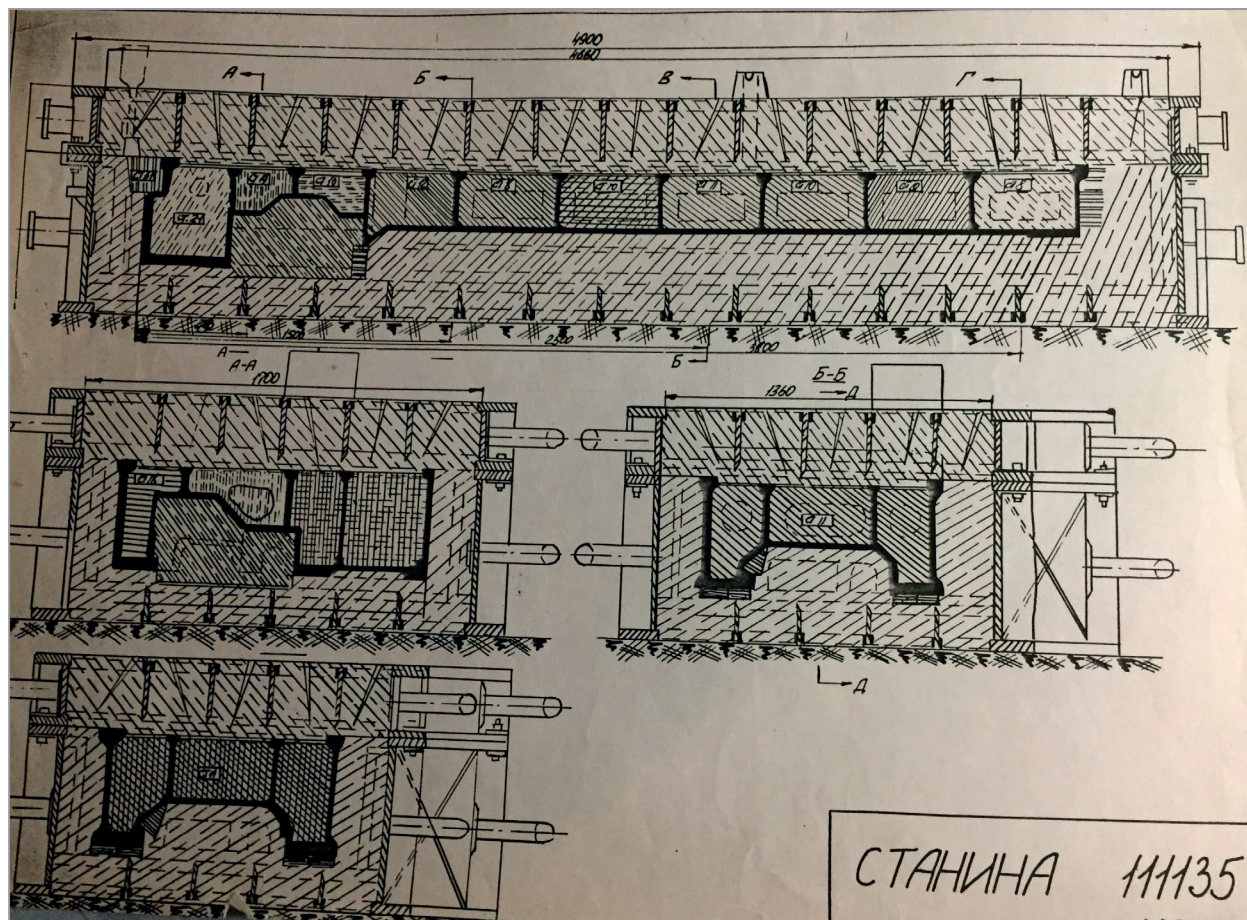


Рис. 4. Форма станины в сборе

Учитывая все изложенное, предлагается новый подход к системе проектирования и создания механообрабатывающего оборудования (МОО) – мехатроника, унификация литых заготовок для базовых деталей (УнД), модульные конструкции базовых деталей. Концепция производства модульного крупного МОО из унифицированных литых заготовок (по экспертной оценке) призвана удешевить на порядок себестоимость литья для базовых деталей и пропорционально сократить потребность в производственных площадях, основных и вспомогательных материалах и трудовых затратах. Производство УнД позволяет механизировать и автоматизировать процесс формообразования станочного литья, отказаться от трудоемкой ручной формовки, стержней, холодильников, жеробеек (на ЛСПО им. Свердлова расходовалось 15 млн. шт. в год). Производство УнД на автоматических формовочных линиях (АФЛ) с применением песчано-глинистых смесей, ВПФ (вакуумно-пленочная формовка), ЛГМ-процесса (литье по газифицируемым моделям) и установках непрерывного литья – это высокая производительность, наименьший передел сырья, весьма ощутимое энергосбережение и значительное сокращение рабочей силы. Это позволит эффективнее организовать процесс создания стоимости за счет использования новых технологий с гарантией выполнения повышенных требований соответствия продукции новым возможностям, обеспечит значительное повышение рыночной привлекательности и конкурентоспособности станков.

Унификация литых заготовок для базовых деталей станков – основа развития мехатронного модульного станкостроения – это область науки и техники, основанная на синергетическом объединении узлов точной механики с электротехническими и компьютерными компонентами, обеспечивающими проектирование и производство качественно новых механизмов машин и систем с интеллектуальным управлением их функциональным движением. Основной целью мехатроники как научно-технической дисциплины является разработка принципиально новых функциональных узлов, блоков и модулей, реализующих двигательные функции, которые используются как основа для подвижных интеллектуальных машин и систем, что и соответствует всем вышеизложенным критериям быстро реагирующих бережливых производств. Это предпосылки к 5-й технической революции. И первый шаг в этом направлении надо уверенно сделать именно нашим станкостроителям. «Даже путь в 1000 ли начинается с первого шага» (Лао-Цзы).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Амин Ротт.** Индустрия 4,0 – пустая шумиха или революция? // Мир станкостроения. М.: Техносфера, 2020.
2. **Ткаченко С.С., Емельянов В.О., Мартынов К.В.** Обоснование необходимости модульного производства базовых деталей станков // Металлургия машиностроения. 2019. № 2.
3. **Ткаченко С.С., Емельянов В.О., Мартынов К.В., Янтовский А.В.** Композиционные материалы – надежная основа модульного станкостроения // Станкоинструмент. 2021. № 3.
4. **Джеймс П. Вумек, Дэниел Т. Джонс.** Бережливое производство: Как избавиться от потерь и добиться процветания вашей компании. М.: Альпина Бизнес Букс, 2005. 473 с.
5. **Сури, Р.** Время – деньги. Конкурентное преимущество быстро реагирующего производства. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2015. 326 с.
6. **Хакен, Г.** Тайны природы. Синергетика: учение о взаимодействии. М.: Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2003. 320 с.
7. **Кузнецов, Б.Л.** Синергетический менеджмент в машиностроении: Учеб. пособ. Набережные Челны: Изд-во Камского гос. политехн. ин-та, 2003. 400 с.
8. **Ткаченко С.С., Емельянов В.О., Мартынов К.В., Янтовский А.В.** Композиционные материалы – надежная основа модульного станкостроения // Станкоинструмент. 2021. № 3.

REFERENCES

1. **Amin Rott.** Industrija 4,0 – pustaja shumiha ili revoljucija? [Industry 4.0 – hype or revolution?]. *Mir stankostroenija = Machine tool world*. Moscow, Tehnosfera Publ., 2020.
2. **Tkachenko S.S., Emel'janov V.O., Martynov K.V.** Obosnovanie neobhodimosti modul'nogo proizvodstva bazovyh detalej stankov [Justification of the need for modular production of basic parts of machine tools]. *Metallurgija mashinostroenija = Metallurgy engineering*, 2019, no. 2.
3. **Tkachenko S.S., Emel'janov V.O., Martynov K.V., Jantovskij A.V.** Kompozicionnye materialy – nadjozhnaja osnova modul'nogo stankostroenija [Composite materials are a reliable basis for modular machine tool building]. *Stankoinstrument = Machine tools*, 2021, no. 3.
4. **Dzhejms P. Vumek, Djeniel T. Dzhons.** Berezhlivoe proizvodstvo: Kak izbavit'sja ot poter' i dobit'sja procvetanija vashej kompanii [Lean Manufacturing: How to get rid of waste and make your company prosper]. Moscow, Al'pina Biznes Buks Publ., 2005, 473 p.
5. **Suri R.** Vremja – den'gi. Konkurentnoe preimushhestvo bystro reagirujushhego proizvodstva [Time is money. Competitive advantage of agile manufacturing]. Moscow, BINOM. Laboratorija znanij Publ., 2015, 326 p.
6. **Haken G.** Tajny prirody. Sinergetika: uchenie o vzaimodejstvii [Secrets of nature. Synergetics: the doctrine of interaction]. Izhevsk, Institut komp'juternyh issledovanij Publ., 2003, 320 p.
7. **Kuznecov B.L.** Sinergeticheskij menedzhment v mashinostroenii [Synergetic management in mechanical engineering]. Naberezhnye Chelny, Izdatel'stvo Kamskogo gosudarstvennogo politehnicheskogo Instituta Publ., 2003, 400 p.
8. **Tkachenko S.S., Emel'janov V.O., Martynov K.V., Jantovskij A.V.** Kompozicionnye materialy – nadjozhnaja osnova modul'nogo stankostroenija [Composite materials are a reliable basis for modular machine tool building]. *Stankoinstrument = Machine tools*, 2021, no. 3.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-19-23>
УДК 621.745.35

Поступила 10.07.2022
Received 10.07.2022

О МОДИФИЦИРОВАНИИ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО ГРАФИТА ЧУГУНА

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов,

г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

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

Показано, что элементарные кристаллические ячейки графита и основных продуктов модифицирования чугуна не соответствуют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского. Модифицирующие элементы Al, Ca, Mg, Ba, Ce повышают межфазное натяжение расплав – графит, связывая поверхностно-активные кислород и серу. Модифицирование эвтектического графита чугуна является наноструктурным процессом, в котором модифицирующие элементы рафинируют элементарные нанокристаллы графита от адсорбированных атомов кислорода и серы. Это способствует увеличению концентрации центров кристаллизации графита при затвердевании расплава чугуна. Модифицирование снижает концентрацию растворенного водорода, что повышает эффективность модифицирующего эффекта. Снижение концентраций демодифицирующих поверхностно-активных элементов, дегазация расплава, увеличение теплоотвода способствуют повышению степени разветвленности и компактности дендритов графита при кристаллизации чугуна. Самым сильным модифицирующим элементом эвтектического графита чугуна является магний.

Ключевые слова. Модифицирование, чугун, магний, эвтектический графит, нанокристаллы, кислород, сера, водород, адсорбция.

Для цитирования. Марукович, Е. И. О модифицировании эвтектического графита чугуна / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 19-23. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-19-23>.

ON MODIFICATION OF EUTECTIC CAST IRON GRAPHITE

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgist of Belarus,

Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

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

It has been shown that elementary crystalline cells of graphite and basic products of iron modification do not correspond to the principle of structural and dimensional correspondence of Dankov – Konobeevsky. Modifying elements Al, Ca, Mg, Ba, Ce increase the phase tension melt-graphite by binding surface-active oxygen and sulfur. Modifying cast iron eutectic graphite is a nanostructured process in which modifying elements refine elemental graphite nanocrystals from adsorbed oxygen and sulfur atoms. This contributes to an increase in the concentration of graphite nuclei upon solidification of the cast iron melt. The modification reduces the concentration of dissolved hydrogen, which increases the effectiveness of the modifying effect. Reduced concentrations of demodifying surface-active elements, melt degassing, increased heat removal contribute to increasing the degree of branching and compactness of graphite dendrites during iron crystallization. The strongest modifying element of eutectic cast iron graphite is magnesium.

Keywords. Modification, cast iron, magnesium, eutectic graphite, nanocrystals, oxygen, sulfur, hydrogen, adsorption.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. On modification of eutectic cast iron graphite. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 19-23. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-19-23>.

Основными модификаторами эвтектического графита чугуна являются Al, Ca, Mg, Ba, Ce и сплавы, содержащие эти элементы. Принято считать, что они служат поверхностно-активными элементами (ПАЭ) или образуют центры кристаллизации (ЦК), которыми являются оксиды, сульфиды, нитриды [1, 2].

Экспериментально установлено, что Al, Ca, Mg, Ba, Ce и модифицирующие сплавы, содержащие эти элементы, повышают межфазное натяжение на границе расплав – графит при модифицировании эвтектического чугуна [3, 4]. Поэтому они не могут быть ПАЭ при его кристаллизации. Чтобы оксиды, сульфиды и нитриды Al, Ca, Mg, Ba, Ce были ЦК микрокристаллов графита, их элементарные кристаллические решетки должны удовлетворять принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского [5]. Согласно этому принципу, подложка может стать ЦК фазы, если они имеют однотипные элементарные кристаллические решетки, а их периоды отличаются не более чем на 8 % [6].

Графит имеет гексагональную элементарную кристаллическую решетку [7]. Параметры элементарных кристаллических решеток основных продуктов модифицирования чугуна представлены в таблице, где периоды элементарных кристаллических решеток оксидов, сульфидов и нитридов обозначены символом a , а период элементарной кристаллической решетки графита – a_c .

Параметры элементарных кристаллических решеток графита и основных продуктов модифицирования чугуна [7–10]

Фаза	Тип элементарной кристаллической решетки	a , нм	$\frac{\Delta a}{a_c}$, %
Графит	Гексагональная	0,246	–
β - Al_2O_3	Гексагональная	0,564	129
SiO_2	Гексагональная	0,346	41
CaO	Кубическая	0,480	95
BaO	Кубическая	0,554	125
MgO	Кубическая	0,421	71
Ce_2O_3	Кубическая	1,117	354
CaS	Кубическая	0,568	131
BaS	Кубическая	0,637	159
MgS	Кубическая	0,519	111
CeS	Кубическая	0,579	135
AlN	Гексагональная	0,311	26
CeN	Кубическая	0,502	104
Mg_3N_2	Кубическая	0,997	305
Ca_3N_2	Кубическая	1,142	364

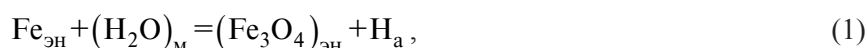
Из таблицы следует, что элементарные кристаллические решетки графита и основных продуктов модифицирования чугуна не соответствуют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского. Следовательно, оксиды, нитриды и сульфиды Al, Ca, Mg, Ba, Ce не могут быть ЦК микрорешеток эвтектического графита при затвердевании чугуна. Это подтверждено экспериментально при модифицировании его силикобариом [11].

Исходя из изложенного выше, возникает вопрос: какова роль Al, Ca, Mg, Ba, Ce при модифицировании эвтектического графита чугуна? Чтобы ответить на этот вопрос, необходимо исследовать процессы взаимодействия основных модификаторов эвтектического графита чугуна с расплавом и при его кристаллизации.

В эвтектическом чугуне содержится 17 ат. % углерода [12]. В таком, но жидком чугуне находятся 15,3 ат.% элементарных нанокристаллов графита и около 80 ат.% элементарных нанокристаллов железа [13]. В расплаве чугуна индукционной плавки содержатся 0,03–0,05 % серы и 0,003–0,005 % кислорода [14].

Установлено, что с повышением содержания углерода в расплавах железоуглеродистых сплавов концентрации в них кислорода и серы также увеличиваются [15, 16]. Это свидетельствует о том, что атомарные кислород и сера адсорбируются на элементарных нанокристаллах графита ($C_{\text{эн}}$) жидкого чугуна. При этом стандартная теплота адсорбции атомов кислорода на графите составляет 335 кДж/моль [17]. Эта величина превышает стандартные теплоты образования FeO и CO [8, 18]. Поэтому адсорбированный на элементарных нанокристаллах графита атомарный кислород будет устойчив в жидком чугуне. Это относится и к адсорбированной атомарной сере.

Жидкий чугун активно реагирует с атмосферным воздухом, содержащим пары (молекулы) воды. Они взаимодействуют с элементарными нанокристаллами железа ($\text{Fe}_{\text{эн}}$) с образованием атомарного водорода по следующей реакции:



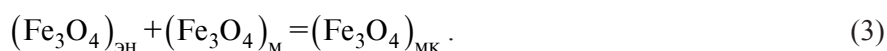
где $(\text{H}_2\text{O})_{\text{м}}$ – молекулы воды; $(\text{Fe}_3\text{O}_4)_{\text{эн}}$ – элементарные нанокристаллы оксида железа; $\text{H}_{\text{а}}$ – атомы водорода.

Кроме $\text{Fe}_{\text{эн}}$, в жидком чугуне присутствуют свободные атомы железа ($\text{Fe}_{\text{а}}$) [12]. Они также реагируют с молекулами воды с образованием атомарного водорода:



где $(\text{Fe}_3\text{O}_4)_{\text{м}}$ – молекулы оксида железа.

После (1) и (2) происходит реакция с образованием микрокристаллов оксида железа:



Атомарный водород, диффундируя в жидкий чугун, не образует с Fe_a гидридов, но может адсорбироваться на $\text{Fe}_{\text{эн}}$, так как выделяемая стандартная теплота адсорбции водорода на железе составляет 143 кДж/моль [19]. Поэтому атомарный водород может находиться в жидком чугуне в адсорбированном и свободном (растворенном) состояниях. Максимальная стандартная теплота адсорбции водорода на графите составляет всего 29 кДж/моль [20]. Это означает, что на нанокристаллах графита в основном будут адсорбироваться атомы кислорода и серы.

Затрачиваемая стандартная теплота диссоциации (атомизации) атмосферных молекул азота равна 947 кДж/моль [21], а максимальная выделяемая стандартная теплота адсорбции атомов азота на железе составляет 290 кДж/моль [19]. Поэтому азот в атомарном виде из атмосферного воздуха не может попасть в жидкий чугун, но с его компонентами образует нитриды [13, 18]. Их нанокристаллы и молекулы могут встраиваться в формирующиеся микрокристаллы аустенита, образуя так называемые «растворы внедрения».

При затвердевании чугуна адсорбированные кислород и сера препятствуют образованию ЦК микрокристаллов эвтектического графита, снижая их концентрацию. Это приводит к получению в чугунных отливках немодифицированной микроструктуры. Al, Ca, Mg, Ba, Ce, освобождая элементарные нанокристаллы графита от адсорбированных атомов кислорода и серы, способствуют образованию ЦК микрокристаллов эвтектического графита при затвердевании чугуна. Это приводит к повышению их концентрации и получению в чугунных отливках модифицированной микроструктуры. Доказательством такого действия Al, Ca, Mg, Ba, Ce является повышение межфазного натяжения на границе расплав – графит при модифицирующей обработке жидкого чугуна этими модификаторами [3, 4].

При их взаимодействии с растворенным кислородом расплава происходят следующие реакции, имеющие соответствующие энергии Гиббса, Дж/моль [16]:



При взаимодействии Al, Ca, Mg, Ba, Ce с адсорбированным на $\text{C}_{\text{эн}}$ кислородом жидкого чугуна происходит следующая реакция:



где M – модификатор; $\{\text{O}\}_C$ – кислород, адсорбированный на элементарных нанокристаллах графита; $M_n\text{O}_m$ – оксид модификатора.

Реакцию (9) можно представить как сумму следующих реакций:



Тогда энергия Гиббса (9) будет равна сумме энергий Гиббса (10) и (11). Поскольку энергия Гиббса (11) при заданной температуре жидкого чугуна является величиной постоянной, то эффективность модификаторов будет определяться энергиями Гиббса реакций (4) – (8). Из них следует, что при равных концентрациях Al, Ca, Mg, Ba, Ce наиболее сильными модификаторами являются кальций и магний. Следует отметить, что предельная растворимость магния в жидком железе составляет 1 %, а кальция – 0,04 % [22].

Поэтому наиболее сильным модификатором эвтектического графита чугуна служит магний. Он также является самым эффективным раскислителем чугуна согласно реакциям (4) – (8).

По указанным выше причинам магний также служит самым активным десульфуратором чугуна, так как стандартные энергии Гиббса образования CaS и MgS соответственно равны -515 и -390 кДж/моль, т. е. отличаются друг от друга [22]. При этом стандартные энергии Гиббса образования CaO и MgO соответственно составляют -603 и -570 кДж/моль [22]. Они мало отличаются от соответствующих стандартных энергий Гиббса образования CaS и MgS . Это свидетельствует о том, что раскисляющая и десульфурующая способности магния примерно одинаковы.

При модифицировании эвтектического чугуна лигатурой Ni-Mg получали отливки с шаровидным графитом, содержащие $0,09\%$ магния, $0,004\%$ серы и $7 \cdot 10^{-4}\%$ кислорода [4]. При этом в исходном эвтектическом чугуне с пластинчатым графитом до обработки лигатурой Ni-Mg содержалось $0,02\%$ серы, $35 \cdot 10^{-4}\%$ кислорода [4]. Таким образом, модифицирование эвтектического чугуна магнием снизило концентрацию серы и кислорода в 5 раз. Но если жидкий чугун выдерживать на воздухе, то в этом чугуне концентрация серы не изменяется, а концентрация кислорода повышается до $18 \cdot 10^{-4}\%$, что приводит к получению отливок с пластинчатым графитом [4]. Все это свидетельствует о том, что форма эвтектического графита существенно зависит от концентраций в жидком чугуне серы и кислорода, адсорбированных на элементарных нанокристаллах графита. Это подтверждается тем, что межфазное натяжение на границе расплав – графит для чугуна с шаровидным графитом существенно выше, чем у чугуна с пластинчатым графитом [3, 4].

Экспериментально установлено, что графит при затвердевании чугуна формируется в виде дендритов с разными разветвленностями ветвей, которые в основном имеют вид лепестков (пластин) [23, 24]. На степень разветвленности и компактности дендритов большое влияние оказывают пузырьки водорода, формирующиеся на их ветвях, ПАЭ и интенсивность теплоотвода [25]. Дегазируя расплав, связывая такие активные ПАЭ, как сера и кислород, модификаторы увеличивают степень разветвленности и компактности дендритов графита при эвтектической кристаллизации чугуна. Повышенная интенсивность теплоотвода увеличивает скорость затвердевания отливок. Она уменьшает демодифицирующие действия водорода, серы и кислорода, повышая концентрацию ЦК дендритов графита, делая их более разветвленными и компактными вплоть до получения шаровидных образований. Они получаются при использовании магния, который является самым сильным модифицирующим элементом для чугуна.

ЛИТЕРАТУРА

1. Белов В.Д., Пикунов М.В., Тен Э.Б. и др. Литейное производство: учеб. М.: Издательский дом МИСиС, 2015. 487 с.
2. Шульте Г.Ю., Снежной Р.Л., Жуков А.А. и др. Активность, дезактивация и реактивация неметаллических включений как центров кристаллизации // Литейное производство. 1992. № 11. С. 3–6.
3. Кульбовский И.К., Богданов Р.А. Факторы, влияющие на структуру графита в отливках из чугуна // Metallurgia машиностроения. 2006. № 5. С. 19–21.
4. Мильман Б.С., Александров Н.Н., Соленьков В.Т. и др. Межфазное натяжение и форма графита, кристаллизующегося в жидком чугуне // Литейное производство. 1976. № 5. С. 3–6.
5. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.
6. Стеценко В.Ю. Теоретические и технологические основы получения заготовок повышенной износостойкости из сплавов с высокодисперсной инвертированной структурой: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Минск, 2021. 60 с.
7. Свойства элементов: справ. / Под ред. М.Е. Дрица. М.: Metallurgia, 1985. 672 с.
8. Физико-химические свойства окислов: справ. / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Metallurgia, 1978. 472 с.
9. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения: справ. М.: Metallurgia, 1976. 560 с.
10. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справ. / Под ред. Т.Я. Косолаповой. М.: Metallurgia, 1985. 928 с.
11. Андреев В.В., Капустина Л.С. Роль активных элементов в повышении эффективности графитизирующих модификаторов // Литейное производство. 2006. № 4. С. 18–20.
12. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. Наноструктурная кристаллизация чугунов // Литье и металлургия. 2022. № 1. С. 37–39.
13. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справ. / Под ред. О.А. Банных и М.Е. Дрица. М.: Metallurgia, 1986. 440 с.
14. Шумихин В.С., Билецкий А.К. Физико-химические процессы электроплавки чугуна. Киев: Наукова думка, 1989. 168 с.
15. Жуховицкий А.А., Белашенко Д.К., Бокштейн Б.С. и др. Физико-химические основы металлургических процессов. М.: Metallurgia, 1973. 393 с.
16. Жуков А.А. О влиянии кислорода на растворимость углерода в жидком чугуне // Литейное производство. 1966. № 1. С. 24–28.
17. Вейлас С. Химическая кинетика и расчеты промышленных реакторов. М.: Химия, 1964. 432 с.
18. Кубашевский О., Олкокк С.Б. Металлургическая термодинамика. М.: Metallurgia, 1982. 290 с.

19. Константы взаимодействия металлов с газами: справ. / Под ред. Б. А. Колачева и Ю. В. Левинского. М.: Металлургия, 1987. 368 с.
20. Фомкин А. А., Прибылов А. А., Мурдмаа К. О. и др. Адсорбция водорода в микропористых углеродных адсорбентах различного генезиса // Физикохимия поверхности и защиты материалов. 2019. Т. 55. № 3. С. 227–233.
21. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
22. Голубцов В. А., Лунев В. В. Модифицирование стали для отливок и слитков. Челябинск – Запорожье: ЗНТУ, 2009. 356 с.
23. Захарченко Э. В., Левченко Ю. Н., Горенко В. Г. и др. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом. Киев: Наукова думка, 1986. 248 с.
24. Михайлов А. М., Воробьев А. П. О механизме и движущих силах сфероидизации графита // Изв. выс. учеб. завед. Черная металлургия. 1988. № 11. С. 104–111.
25. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Стеценко А. В. Кристаллизация металлов – наноструктурный процесс // Металлургия машиностроения. 2021. № 4. С. 28–30.

REFERENCES

1. Belov V. D., Pikunov M. V., Ten E. B. et al. *Litejnoe proizvodstvo* [Foundry. Textbook]. Moscow, Izdatel'skij dom MISiS Publ., 2015, 487 p.
2. Shul'te G. Yu., Snezhnoj R. L., Zhukov A. A. et al. Aktivnost', dezaktivaciya i reaktivaciya nemetallicheskih vklyuchenij kak centrov kristallizacii [Activity, decontamination and reactivation of non-metallic inclusions as nuclei of crystallization]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1992, no. 11, pp. 3–6.
3. Kul'bovskij I. K., Bogdanov R. A. Faktory, vliyayushchie na strukturu grafita v otlivkah iz chuguna [Factors affecting the structure of graphite in cast iron castings]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2006, no. 5, pp. 19–21.
4. Mil'man B. S., Aleksandrov N. N., Solenkov V. T. Mezhfaznoe natyazhenie i forma grafita, kristallizuyushchegosya v zhidkom chugune [Interphase tension and shape of graphite crystallizing in liquid iron]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1976, no. 5, pp. 3–6.
5. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Modificirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009, 192 p.
6. Stetsenko V. Yu. *Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy polucheniya zagotovok povyshennoj iznosostojkosti iz siluminov s vysokodispersnoj invertirovannoj strukturoj. Avtoref. diss. dokt. tekhn. nauk* [Theoretical and technological bases for production of blanks of increased wear resistance from silumins with highly dispersed inverted structure. Autor. diss. Dr. technical sciences]. BNTU Publ., Minsk, 2021, 60 p.
7. Drica M. E. *Svojstva elementov* [Item Properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 672 p.
8. Samsonov G. V. *Fiziko-himicheskie svojstva oksidov* [Physicochemical properties of oxides]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 472 p.
9. Samsonov G. V., Vinnickij I. M. *Tugoplavkie soedineniya* [Refractory compounds]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 560 p.
10. Kosolapovoj T. Ya. *Svojstva, poluchenie i primenenie tugoplavkih soedinenij* [Properties, Production and Application of Refractory Compounds]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 928 p.
11. Andreev V. V., Kapustina L. S. Rol' aktivnykh elementov v povyshenii effektivnosti grafitiziruyushchih modifikatorov [Role of active elements in increasing efficiency of graphitizing modifiers]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2006, no. 4, pp. 18–20.
12. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Nanostrukturnaya kristallizaciya chugunov [Nanostructured crystallization of cast iron]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 1, pp. 37–39.
13. Bannyh O. A., Drica M. E. *Diagrammy sostoyaniya dvoynyh i mnogokomponentnyh sistem na osnove zheleza* [Hardware-based Dual and Multicomponent State Diagrams]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 440 p.
14. Shumihin V. S., Bileckij A. K. *Fiziko-himicheskie processy elektroplavki chuguna* [Physical and chemical processes of electric smelting of cast iron]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1989, 168 p.
15. Zhuhovickij A. A., Belashchenko D. K., Bokshtejn B. S. *Fiziko-himicheskie osnovy metallurgicheskikh processov* [Physicochemical bases of metallurgical processes]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973, 393 p.
16. Zhukov A. A. O vliyani kislороda na rastvorimost' ugleroda v zhidkom chugune [On the effect of oxygen on the solubility of carbon in liquid iron]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1966, no. 1, pp. 24–28.
17. Vejlas S. *Himicheskaya kinetika i raschety promyshlennykh reaktorov* [Chemical kinetics and calculations of industrial reactors]. Moscow, Himiya Publ., 1964, 432 p.
18. Kubashevskij O., Olkock S. B. *Metallurgicheskaya termohimiya* [Metallurgical thermochemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982, 290 p.
19. Kolacheva B. A., Levinskogo Yu. V. *Konstanty vzaimodejstviya metallov s gazami* [Metal-Gas Interaction Constants]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 368 p.
20. Fomkin A. A., Pribylov A. A., Murdmaa K. O. Adsorbciya vodoroda v mikroporistyh uglerodnyh adsorbentah razlichnogo genезisa [Hydrogen adsorption in microporous carbon adsorbents of different genesis]. *Fizikohimiya poverhnosti i zashchity materialov = Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2019, vol. 55, no. 3, pp. 227–233.
21. Samsonov G. V. *Svojstva elementov. Fizicheskie svojstva* [Properties of elements. Part 1. Physical Properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 600 p.
22. Golubcov V. A., Lunev V. V. *Modificirovanie stali dlya otlivok i slitkov* [Steel modification for castings and ingots]. Chelyabinsk = Zaporozhye, ZNTU Publ., 2009, 356 p.
23. Zaharchenko E. V., Levchenko Yu. N., Gorenko V. G. et al. *Otlivki iz chuguna s sharovidnym i vermikulyarnym grafitom* [Cast iron castings with spherical and vermicular graphite]. Kyiv, Naukova dumka Publ., 1986, 248 p.
24. Mihajlov A. M., Vorob'ev A. P. O mekhanizme i dvizhushchih silah sferoidizacii grafita [On the mechanism and driving forces of graphite spheroidization]. *Izvestiya vysshih uchebnykh zavedenij. Chernaya metallurgiya = Proceedings of universities. Ferrous metallurgy*, 1988, no. 11, pp. 104–111.
25. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Kristallizaciya metallov – nanostrukturnyj process [Metal crystallization – nanostructural process]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2021, no. 4, pp. 28–30.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-24-28>
УДК 621.745.35

Поступила 10.07.2022
Received 10.07.2022

О РАСКИСЛЕНИИ И МОДИФИЦИРОВАНИИ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов,

г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

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

Показано, что элементарные кристаллические ячейки основных продуктов раскисления и модифицирования углеродистой стали, δ -феррита и аустенита не соответствуют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского. Модифицирующие элементы Ba, Ca, Mg, Ce, Al повышают поверхностную энергию железоуглеродистого расплава, связывая поверхностно-активный кислород. Раскислители соединяют в оксиды растворенный (свободный) кислород, а модификаторы – адсорбированный кислород. Модифицирование стали является наноструктурным процессом, в котором модифицирующие элементы рафинируют элементарные нанокристаллы железа от адсорбированных атомов кислорода и водорода. Модифицирующие элементы снижают концентрацию растворенного водорода, что способствует модифицирующему эффекту. Самым сильным раскислителем и модификатором углеродистой стали является магний.

Ключевые слова. Раскисление, модифицирование, сталь, нанокристаллы железа, кислород, водород, адсорбция, модифицирующие элементы.

Для цитирования. Марукович, Е.И. О раскислении и модифицировании углеродистой стали / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 24–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-24-28>.

ON DEOXIDATION AND MODIFICATION OF CARBON STEEL

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgist of Belarus,

Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

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

It has been shown that the elementary crystal cells of the basic products of deoxidation and modification of carbon steel, δ ferrite and austenite do not correspond to the principle of structural and dimensional correspondence of Dankov – Konobeevsky. Modifying elements Ba, Ca, Mg, Ce, Al increase the surface energy of the iron-carbonaceous melt by binding surface active oxygen. Deoxidizers combine dissolved (free) oxygen into oxides, and modifiers – adsorbed oxygen. Steel modification is a nanostructural process in which modifying elements refine elemental iron nanocrystals from adsorbed oxygen and hydrogen atoms. Modifying elements reduce the concentration of dissolved hydrogen, which contributes to the modifying effect. The strongest deoxidizer and modifier of carbon steel is magnesium.

Keywords. Deoxidation, modification, steel, iron nanocrystals, oxygen, hydrogen, adsorption, modifying elements.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. On deoxidation and modification of carbon steel. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 24–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-24-28>.

Основными раскислителями и модификаторами углеродистой стали являются Al, Si, Ca, Mg, Ba, Ce и сплавы, содержащие эти элементы. Принято считать, что они служат поверхностно-активными элементами (ПАЭ) или образуют центры кристаллизации (ЦК), которыми являются оксиды, сульфиды, нитриды [1–3].

Экспериментально установлено, что Al, Ca, Mg, Ba, Ce и модифицирующие сплавы, содержащие эти элементы, повышают поверхностную энергию железоуглеродистого расплава [4]. Поэтому они не могут быть ПАЭ при кристаллизации стали.

Чтобы оксиды, сульфиды и нитриды Al, Si, Ca, Mg, Ba, Ce были ЦК микрокристаллов δ -феррита или аустенита, их элементарные кристаллические решетки должны удовлетворять принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского [5]. Согласно этому принципу, подложка может стать ЦК фазы, если они имеют однотипные элементарные кристаллические решетки, а их периоды отличаются не более чем на 8 % [6].

δ -Fe и γ -Fe имеют кубические элементарные кристаллические решетки [7]. Периоды таких же однотипных решеток для основных продуктов раскисления и модифицирования стали представлены

в таблице, где периоды элементарных кристаллических решеток оксидов, сульфидов и нитридов обозначены символом a , а период такой решетки γ -Fe – a_γ .

Параметры элементарных кристаллических решеток основных продуктов раскисления и модифицирования стали [7–10]

Фаза	Тип элементарной кристаллической решетки	a , нм	$\frac{\Delta a}{a_\gamma}$, %
δ -Fe	Кубическая	0,293	–
γ -Fe	Кубическая	0,364	–
γ -Al ₂ O ₃	Кубическая	0,790	117
CaO	Кубическая	0,480	32
MgO	Кубическая	0,421	16
Ce ₂ O ₃	Кубическая	1,117	207
BaO	Кубическая	0,554	52
CaS	Кубическая	0,568	56
MgS	Кубическая	0,519	43
CeS	Кубическая	0,579	59
BaS	Кубическая	0,637	75
Mg ₃ N ₂	Кубическая	0,997	174
Ca ₃ N ₂	Кубическая	1,142	214
CeN	Кубическая	0,502	38

Из таблицы следует, что элементарные кристаллические решетки основных продуктов раскисления и модифицирования стали, δ -Fe и γ -Fe не соответствуют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского. Следовательно, оксиды, сульфиды и нитриды Al, Si, Ca, Mg, Ba, Ce не могут быть ЦК микрокристаллов δ -феррита и аустенита при затвердевании стали.

Исходя из изложенного выше, возникает вопрос: какова роль Al, Si, Ca, Mg, Ba, Ce при раскислении и модифицировании стали? Чтобы ответить на этот вопрос, необходимо исследовать процессы взаимодействия основных раскислителей и модификаторов стали с расплавом и при его кристаллизации.

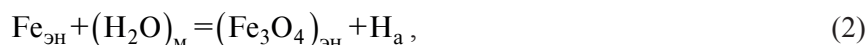
Сталь можно представить как железо, в котором содержится не более 2 % примесей, т. е. по химическому составу сталь – это железо. Известно, что молярная энтальпия плавления железа составляет 3 % от его молярной энтальпии атомизации [11]. Поэтому в соответствии с наноструктурной теорией металлических расплавов при плавлении железа происходит реакция [12]:



где $\text{Fe}_{\text{мк}}$, $\text{Fe}_{\text{эн}}$, $\text{Fe}_{\text{а}}$ – микрокристаллы, элементарные нанокристаллы, свободные атомы железа.

Концентрация последних составляет 3 ат. %. Поэтому свойства стали определяют элементарные нанокристаллы железа, которые составляют основу δ -феррита и аустенита.

Жидкая сталь активно реагирует с атмосферным воздухом, в котором находятся пары (молекулы) воды. Они взаимодействуют с $\text{Fe}_{\text{эн}}$ по следующей реакции:



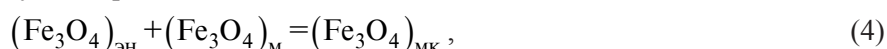
где $(\text{H}_2\text{O})_{\text{м}}$ – молекулы воды; $(\text{Fe}_3\text{O}_4)_{\text{эн}}$ – элементарные нанокристаллы оксида железа; $\text{H}_{\text{а}}$ – атомы водорода.

Кроме того, происходит реакция:



где $(\text{Fe}_3\text{O}_4)_{\text{м}}$ – молекулы оксида железа.

После (2) и (3) происходит следующая реакция:



где $(\text{Fe}_3\text{O}_4)_{\text{мк}}$ – микрокристаллы оксида железа.

Атомарный водород, диффундируя в жидкую сталь, не образует с $\text{Fe}_{\text{а}}$ гидридов, но может адсорбироваться на $\text{Fe}_{\text{эн}}$, так как выделяемая стандартная теплота адсорбции атомов водорода на железе составляет 143 кДж/моль [13]. Поэтому атомарный водород может находиться в жидкой стали в адсорбированном и свободном (растворенном) состояниях.

При взаимодействии расплава стали с молекулами кислорода атмосферного воздуха они могут диссоциировать на атомы (атомизироваться). Для этого необходимо затратить стандартную теплоту, равную

500 кДж/моль, т. е. 250 кДж/моль на атомарный кислород [11]. При его адсорбции на железе выделяется стандартная теплота, равная 570 кДж/моль [13]. Поэтому атомы кислорода более активно адсорбируются на $\text{Fe}_{\text{эн}}$, чем атомы водорода. При этом элементарные нанокристаллы железа не будут взаимодействовать с адсорбированным кислородом с образованием оксида FeO , так как стандартная теплота его образования меньше стандартной теплоты адсорбции атомов кислорода на железе [8].

Затрачиваемая стандартная теплота диссоциации (атомизации) атмосферных молекул азота равна 947 кДж/моль [11], а максимальная выделяемая стандартная теплота адсорбции атомов азота на железе составляет 290 кДж/моль [13]. Поэтому азот в атомарном виде не может попасть в жидкую сталь. Но с ее компонентами азот может образовывать нитриды, например $\text{Fe}_{\text{эн}}$. Между ними и молекулами азота происходит реакция:

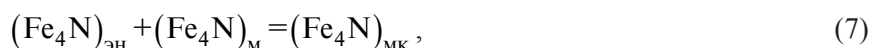


где $(\text{N}_2)_{\text{м}}$ – молекулы азота; $(\text{Fe}_4\text{N})_{\text{эн}}$ – элементарные нанокристаллы нитрида железа. Также происходит следующая реакция:



где $(\text{Fe}_4\text{N})_{\text{м}}$ – молекулы нитрида железа.

Поэтому азот может растворяться в жидкой стали в виде элементарных нанокристаллов и молекул нитрида железа. Кристаллизация металлического расплава является наноструктурным процессом [14]. При затвердевании жидкой стали, в которой растворены $(\text{Fe}_4\text{N})_{\text{эн}}$ и $(\text{Fe}_4\text{N})_{\text{м}}$, между ними происходит следующая реакция:



где $(\text{Fe}_4\text{N})_{\text{мк}}$ – микрокристаллы нитрида железа.

Растворенные в жидкой стали раскислители и модификаторы активно образуют нитриды, так как имеют большее сродство к азоту, чем железо [9, 10]. Нанокристаллы и молекулы нитридов могут встраиваться в формирующиеся микрокристаллы δ -феррита и аустенита, образуя так называемые «растворы внедрения».

Максимальная растворимость серы в α -Fe составляет 0,035 ат. % [15]. Следует полагать, что она находится в жидкой стали в адсорбированном состоянии как ПАЭ, подобный кислороду. Но в отличие от серы его растворимость в жидком железе значительно больше: при 1823 К – 0,69 ат. %, при 1923 К – 0,94 ат. %, при 1973 К – 1,1 ат. % [15]. Это означает, что на $\text{Fe}_{\text{эн}}$ адсорбируются в основном атомы кислорода. Причем их концентрация с уменьшением температуры жидкой стали заметно снижается. Это происходит благодаря десорбции атомарного кислорода с понижением температуры стали.

Свободный атомарный кислород приводит к браку стальных отливок и слитков по газовым раковинам и пористости. Поэтому для борьбы с ними используют раскислители Al, Si, Ca, Mg, Ba, Ce и сплавы, содержащие эти элементы. Их задача – связать в оксиды свободные (растворенные) атомы кислорода. При этом происходят следующие раскислительные реакции, имеющие соответствующие энергии Гиббса, Дж/моль [16]:



$$\Delta G_T = -675204 + 198T,$$



$$\Delta G_T = -618707 + 211T,$$



$$\Delta G_T = -476255 + 121T,$$



$$\Delta G_T = -439050 + 105T,$$



$$\Delta G_T = -401380 + 129T,$$



$$\Delta G_T = -293164 + 113T.$$

Из (8) – (13) следует, что при равных концентрациях раскислителя наибольшую эффективность проявляют кальций и магний. Необходимо отметить, что предельная растворимость Mg в жидком железе составляет 1 %, а кальция – 0,04 % [16]. Поэтому самым сильным раскислителем стали служит магний.

Кислород в жидкой стали является активным ПАЭ, который существенно снижает поверхностную энергию железоуглеродистого расплава [4, 5]. Известно, что она повышается, если используются Al, Ca, Mg, Ba, Ce [4]. Поскольку кислород в основном адсорбируется на элементарных нанокристаллах железа, то поверхностная энергия жидкой стали будет определяться концентрацией адсорбированного кислорода. С ним взаимодействуют Al, Ca, Mg, Ba, Ce. Они снижают концентрацию адсорбированного кислорода, повышая поверхностную энергию жидкой стали.

Адсорбированный кислород при затвердевании стали препятствует образованию ЦК микрокристаллов δ -феррита и аустенита, снижая их концентрацию. Это приводит к получению немодифицированной микроструктуры стальных отливок и слитков. Mg, Ca, Ba, Ce и Al, освобождая $Fe_{жн}$ от адсорбированного кислорода, способствует образованию ЦК микрокристаллов δ -феррита и аустенита при затвердевании стали. Это приводит к повышению их концентрации и получению модифицированной микроструктуры стальных отливок и слитков. Следовательно, Mg, Ca, Ba, Ce и Al являются раскисляющими и модифицирующими элементами для стали, а Si действует только как раскислитель. Это подтверждается экспериментально, так как кремний не повышает поверхностную энергию железоуглеродистого расплава [4].

При взаимодействии модифицирующего элемента (M) с адсорбированным кислородом жидкой стали образуется оксид (M_nO_m). При этом происходит следующая реакция:



где $\{O\}_{Fe}$ – кислород, адсорбированный на элементарных нанокристаллах железа. Реакцию (14) можно представить как сумму следующих реакций:



Тогда энергия Гиббса (14) будет равна сумме энергий Гиббса (15) и (16). Поскольку при заданной температуре энергия Гиббса (16) является величиной постоянной, то эффективность модификаторов будет определяться энергиями Гиббса раскислительных реакций (8) – (12). Поэтому наиболее сильные раскислители Ca и Mg служат самыми эффективными модификаторами для стали. Из них самым сильным является магний.

В результате действия модифицирующих элементов происходит удаление с элементарных нанокристаллов железа жидкой стали адсорбированного кислорода. На его место сразу адсорбируются атомы растворенного водорода. Его концентрация в жидком железе при 1811 К составляет 0,13 ат.%, а при 2050 К – 0,15 ат.%, т. е. относительно мала [15]. Это означает, что изотерму адсорбции водорода на $Fe_{жн}$ можно выразить законом Генри: концентрация адсорбированного водорода пропорциональна концентрации растворенного (свободного) водорода [17]. Поэтому при связывании и (или) удалении свободных атомов водорода пропорционально уменьшается концентрация адсорбированного водорода. Он, так же как и адсорбированный кислород, препятствует образованию ЦК микрокристаллов δ -феррита и аустенита при затвердевании стали. Кроме того, на формирующихся микрокристаллах (дендритах) происходит образование и удаление пузырьков газообразного водорода, которые препятствуют развитию и разветвлению дендритов δ -феррита и аустенита. Все это приводит к получению немодифицированной микроструктуры стальных отливок и слитков.

Вакуумирование жидкой стали снижает в ней содержание водорода на 60–70 %, что приводит не только к модифицирующему эффекту, но и уменьшает время затвердевания отливки, слитка [18]. Это экспериментально доказывает, что растворенный и адсорбированный водород демодифицируют микроструктуру стальных отливок и слитков, а газообразный водород выделяется на микрокристаллах (дендритах) δ -феррита и аустенита, замедляя процесс затвердевания. Al, Mg, Ca, Ba, Ce являются активными гидрообразующими элементами, но их гидриды в жидкой стали не образуются [19]. Следует полагать, что оксиды модифицирующих элементов способны адсорбировать растворенный водород, снижая его концентрацию в жидкой стали. Известно, что модифицированный стальной слиток затвердевает быстрее немодифицированного [20]. Это подтверждает дегазирующую способность модификаторов, особенно кальция и магния, которые образуют в жидкой стали пузырьки. В них активно диффундирует растворенный водород. Это еще раз подтверждает, что наиболее эффективными модифицирующими элементами для стали являются Ca и Mg, но самым сильным из них служит магний.

ЛИТЕРАТУРА

1. Солнцев Ю. П., Андреев А. К., Гречин Р. И. Литейные хладостойкие стали. М.: Металлургия, 1991. 175 с.
2. Шульте Г. Ю., Снежной Р. Л., Жуков А. А. и др. Активность, дезактивация и реактивация неметаллических включений как центров кристаллизации // Литейное производство. 1992. № 11. С. 3–6.
3. Гольдштейн Я. Е., Мизин В. Г. Инокулирование железоуглеродистых сплавов. М.: Металлургия, 1993. 416 с.
4. Кульбовский И. К., Богданов Р. А. Факторы, влияющие на структуру графита в отливках из чугуна // Металлургия машиностроения. 2006. № 5. С. 19–21.
5. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.
6. Стеценко В. Ю. Теоретические и технологические основы получения заготовок повышенной износостойкости из сплавов с высокодисперсной инвертированной структурой: автореф. дис. ... д-р техн. наук. Минск, 2021. 60 с.
7. Свойства элементов: справ. / Под ред. М. Е. Дрица. М.: Металлургия, 1985. 672 с.
8. Физико-химические свойства окислов: справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. М.: Металлургия, 1978. 472 с.
9. Самсонов Г. В., Винницкий И. М. Тугоплавкие соединения: справ. М.: Металлургия, 1976. 560 с.
10. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справ. / Под ред. Т. Я. Косолаповой. М.: Металлургия, 1985. 928 с.
11. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
12. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Наноструктурная теория металлических расплавов // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 7–9.
13. Константы взаимодействия металлов с газами: справ. / Под ред. Б. А. Колачева и Ю. В. Левинского. М.: Металлургия, 1987. 368 с.
14. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Стеценко А. В. К теории кристаллизации металлических расплавов // Металлургия машиностроения. 2022. № 1. С. 31–33.
15. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справ. / Под ред. О. А. Банных и М. Е. Дрица. М.: Металлургия, 1986. 440 с.
16. Голубцов В. А., Лунев В. В. Модифицирование стали для отливок и слитков. Челябинск – Запорожье: ЗНТУ, 2009. 356 с.
17. Жуховицкий А. А., Шварцман Л. А. Физическая химия. М.: Металлургия, 2001. 688 с.
18. Линчевский Б. В. Вакуумная металлургия стали и сплавов. М.: Металлургия, 1970. 258 с.
19. Антонова М. М. Свойства гидридов металлов: справ. Киев: Наукова думка, 1975. 128 с.
20. Неймарк В. Е. Модифицированный стальной слиток. М.: Металлургия, 1977. 200 с.

REFERENCES

1. Solncev Yu. P., Andreev A. K., Grechin R. I. *Litejnye hladostojkie stali* [Cold-resistant casting steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1991, 175 p.
2. Shul'te G. Yu., Snezhnoj R. L., Zhukov A. A. Aktivnost', dezaktivaciya i reaktivaciya nemetallicheskih vkljuchenij kak centrov kristallizacii [Activity, decontamination and reactivation of non-metallic inclusions as nuclei of crystallization]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1992, no. 11, pp. 3–6.
3. Gol'dshtejn Ya. E., Mizin V. G. *Inokulirovanie zhelezouglerodistykh splavov* [Inoculation of iron-carbon alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1993, 416 p.
4. Kul'bovskij I. K., Bogdanov R. A. Faktory, vliyayushchie na strukturu grafita v otlivkah iz chuguna [Factors affecting the structure of graphite in cast iron castings]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2006, no. 5, pp. 19–21.
5. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Modificirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009, 192 p.
6. Stetsenko V. Yu. *Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy polucheniya zagotovok povyshennoj iznosostojkosti iz siluminov s vysokodispersnoj invertirovannoj strukturoj. Avtoref. diss. dokt. tekhn. nauk* [Theoretical and technological bases for production of blanks of increased wear resistance from silumins with highly dispersed inverted structure. Autorefit. diss. Dr. tech. sci.]. Minsk, 2021, 60 p.
7. Dric M. E. *Svojstva elementov* [Item Properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 672 p.
8. Samsonov G. V. *Fiziko-himicheskie svojstva okislov* [Physicochemical properties of oxides]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 472 p.
9. Samsonov G. V., Vinnickij I. M. *Tugoplavkie soedineniya* [Refractory compounds]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 560 p.
10. Kosolapova T. Ya. *Svojstva, poluchenie i primenenie tugoplavkih soedinenij* [Properties, Production and Application of Refractory Compounds]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 928 p.
11. Samsonov G. V. *Svojstva elementov. Fizicheskie svojstva* [Properties of elements. Part 1. Physical Properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 600 p.
12. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov* [Nanostructured metal melt theory]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
13. Kolacheva B. A., Levinskogo Yu. V. *Konstanty vzaimodejstviya metallov s gazami* [Metal-Gas Interaction Constants]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 368 p.
14. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. *K teorii kristallizacii metallicheskih rasplavov* [To the theory of crystallization of metal melts]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2022, no. 1, pp. 31–33.
15. Bannyh O. A., Dric M. E. *Diagrammy sostoyaniya dvojnyh i mnogokomponentnyh sistem na osnove zheleza* [Hardware-based Dual and Multicomponent State Diagrams]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 440 p.
16. Golubcov V. A., Lunev V. V. *Modificirovanie stali dlya otlivok i slitkov* [Steel modification for castings and ingots]. *Chelyabinsk = Zaporozhye, ZNTU Publ.*, 2009, 356 p.
17. Zhuhovickij A. A., Shvarcman L. A. *Fizicheskaya himiya* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2001, 688 p.
18. Linchevskij B. V. *Vakuumnaya metallurgiya stali i splavov* [Vacuum metallurgy of steel and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970, 258 p.
19. Antonova M. M. *Svojstva gidridov metallov* [Properties of metal hydrides]. Kyiv, Naukova dumka Publ., 1975, 128 p.
20. Nejmark V. E. *Modificirovannyj stal'noj slitok* [Modified steel ingot]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977, 200 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-29-37>
УДК 669.131.7

Поступила 20.08.2022
Received 20.08.2022

КОНЦЕПЦИЯ СОЗДАНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ АУСФЕРРИТНЫХ (БЕЙНИТНЫХ) ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЧУГУНОВ

А. И. ПОКРОВСКИЙ, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: art@phti.by

Рассмотрена материальная структура производства отливок в мире, общие объемы выпуска которых превысили 112 млн. т. Показана ведущая доля чугунов и, в частности, рост выпуска высококачественных и высокопрочных чугунов с шаровидным графитом. Описана устойчивая тенденция замены для ответственных машиностроительных изделий легированного стального проката на Austempered Ductile Iron (ADI) – высокопрочный чугун с шаровидным графитом, изотермически закаленный на аусферритную (бейнитную) структуру. Рассмотрена динамика цен на основные легирующие элементы ADI-чугунов (молибден, никель и медь, суммарное количество которых в сплаве достигает 5%) и показано, что ее рост устойчиво положительный.

Цель работы – разработка концепции экономного легирования ADI-чугунов (суммарное содержание молибдена, никеля и меди – не более 2%), при котором сохранялась бы удовлетворительная прокаливаемость и одновременно снижалась себестоимость. Указанная цель реализовывалась путем снижения до минимума содержания наиболее дорогого элемента – молибдена.

Пониженное содержание основной «триады» легирующих элементов компенсировали микродобавками стронция (бария), ванадия, бора, ниобия, добавками мисметалла. Предложено несколько групп экономнолегированных чугунов: 1) низконикелевый и низкомолибденовый с повышенным содержанием меди (до 1,8%) и добавками ванадия; 2) безмолибденовый с микродобавками бора; 3) безмолибденовый с микродобавками ниобия и бора; 4) полностью безмолибденовый с минимальным легированием никеля и меди.

Показано, что обработка давлением наряду с приданием изделию необходимой формы оказывает влияние на кинетику структурно-фазовых превращений и действует аналогично легированию Mo и Ni, сдвигая C-образную кривую вправо. Следовательно, аусферритную структуру можно получить при меньшей скорости охлаждения.

Механические свойства при таком легировании и использовании пластической деформации составляют: предел прочности 1100–1500 МПа, относительное удлинение – 2–4% (нижний бейнит), предел прочности 800–1100 МПа, относительное удлинение – 4–7% (верхний бейнит).

Ключевые слова. Чугун, микроструктура, аусферрит, бейнит, изотермическая закалка, молибден, никель, медь, микролегирование.

Для цитирования. Покровский, А. И. Концепция создания экономнолегированных аусферритных (бейнитных) высокопрочных чугунов / А. И. Покровский // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 29–37. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-29-37>.

CONCEPT FOR DEVELOPMENT OF ECONOMICALLY ALLOYED AUSFERRITIC (BAINITIC) DUCTILE CAST IRONS

A. I. POKROVSKY, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: art@phti.by

The distribution of the castings production in the world, whose total output is more than 112 million tons, is considered. A steady trend to the replacement of rolled alloy steel, which is used for critical engineering products, by Austempered Ductile Iron (ADI) is outlined. The latter is ductile cast iron with globular graphite, which is austempered (isothermally quenched) to produce ausferritic (bainitic) structure. The dynamics of prices for main alloying elements in ADI (molybdenum, nickel and copper, whose total amount in the alloy reaches 5%) is considered and their steady growth is outlined.

The research goal is to develop a concept of economical alloying of ADI (the total content of Mo, Ni and Cu should not exceed 2%) retaining sufficient hardenability and substantially decreasing the cost price. The goal is attained by decreasing the content of the most expensive alloying element, molybdenum, to a minimal level along with the use of microalloying and applying one of the methods of hot plastic deformation to the casting.

The reduced content of the main 'triad' of alloying elements is compensated by microadditives of strontium or barium, vanadium, boron, niobium and the addition of misch metal. Several groups of economically alloyed cast irons are proposed: (1) low-nickel and low-molybdenum with increased content of copper (up to 1.8%) and the addition of vanadium, (2) molybdenum-free with microadditive of boron, (3) molybdenum-free with microadditives of niobium and boron, and (4) molybdenum-free minimally alloyed with nickel and copper.

It is shown that plastic deformation, along with giving the product the required shape, affects the kinetics of structural-phase transformations. and acts similarly to alloying with Mo and Ni, shifting the TTT-curve to the right. Therefore, the ausferritic structure can be obtained at a lower cooling rate.

The mechanical properties with such alloying and the use of plastic deformation are the following: ultimate tensile strength 1100–1500 MPa and elongation to failure 2–4% for lower bainite; ultimate tensile strength 800–1100 MPa and elongation to failure is 4–7% for upper bainite.

Keywords. Cast iron, microstructure, ausferrite, bainite, austempering, molybdenum, nickel, copper, microalloying.

For citations. Pokrovsky A.I. Concept for development of economically alloyed ausferritic (bainitic) ductile cast irons. *Foundry production and metallurgy*. 2022, no. 4, pp. 29–37. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-29-37>.

Несмотря на кризисные явления в мире, в 2022 г. металлургическая отрасль работала относительно стабильно, производство металлов и сплавов снизилось к аналогичному периоду 2021 г. незначительно, не более чем на 3%. Годовой мировой объем выпуска стального проката составил около 1,95 млрд. т (данные «World Steel Association» за 2021 год), а объем выпуска литья во всем мире превысил 112 млн. т, из них доля чугунных отливок составила 70% (данные «Modern Casting» за 2019 г. [1]). Таким образом, высокоуглеродистые сплавы железа, известные еще с первого тысячелетия до нашей эры, и в XXI веке остаются основными и самыми востребованными литыми конструкционными материалами. Чугунное литье с большим отрывом опережает все остальные литейные материалы, в частности, алюминий, занимающий по объему выпуска второе место, и стальные отливки (третье место) (рис. 1) [2].

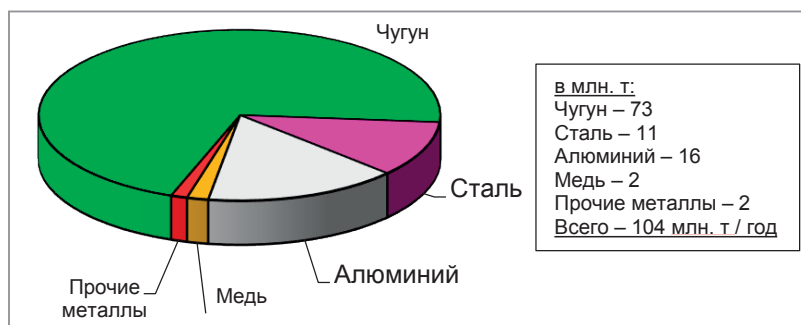


Рис. 1. Структура мирового производства отливок по видам материалов (по данным журнала «Modern Casting» на декабрь 2016 г. [2])

Рост доли высококачественных и высокопрочных чугунов

Актуальность исследований в области чугунов и на сегодняшний день не вызывает сомнений. Гораздо важнее то, что структура потребления сплавов существенно перераспределяется, наблюдается устойчивый спрос на все более высококачественные марки сталей и чугунов с прочностью выше 1000 МПа. В настоящее время общей мировой тенденцией становится расширение областей применения чугунов от несложных и малоответственных изделий до все более высоконагруженных и ответственных. Соответственно доля выпуска низкокачественных серых чугунов с пластинчатым графитом уменьшается, наблюдается устойчивый рост применения в машиностроении наиболее высококачественных марок высокопрочных чугунов (ВЧ).

Резкая переориентация на выпуск чугунов высокопрочных марок произошла на рубеже 70–80-х годов XX века. Катализатором этому процессу послужило открытие Keith Dwight Millis, которое 7 мая 1948 г. было представлено мировому сообществу на съезде литейщиков США. К. Millis установил, что при введении небольших добавок магния в ковш на стадии разливки чугуна в структуре формируются включения графита шаровидной формы, что обеспечивает существенный (до 2 раз) рост прочностных показателей. Патент К. Millis [3] положил начало эры высокопрочных чугунов.

На рис. 2 представлены диаграммы, иллюстрирующие насколько кардинально изменилась разница в материальной структуре мирового производства отливок за 50 лет (с 1996 по 2016 г.) и как уверенно высокопрочный чугун занял одну четверть рынка всех отливок.

Анализируя диаграммы, наглядно видно, что объемы производства стальных отливок несколько уменьшились, зато выросло (причем в несколько раз) производство отливок из двух материалов: алюминиевых сплавов и высокопрочного чугуна. В настоящее время более четверти всех отливок в мире составляют отливки из высокопрочного чугуна (рис. 2, б). При этом рост производства высокопрочного чугуна произошел именно за счет наиболее прочных его марок.

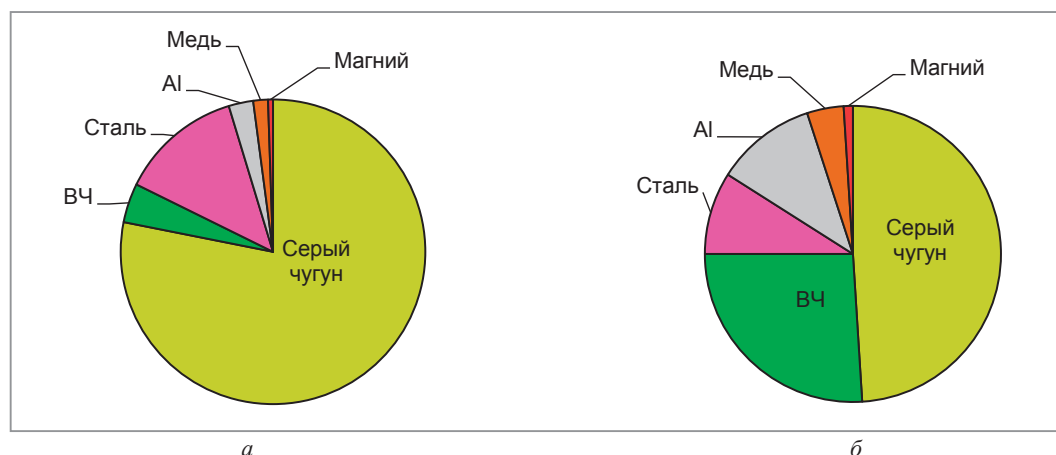


Рис. 2. Сравнение материальной структуры мирового производства отливок с интервалом в 50 лет [4]:
а – в 1996 г.; б – в 2016 г.

Из рис. 3 видно, что, несмотря на кризисные явления в мире, рост производства ВЧ в последние десятилетия имеет достаточно устойчивую динамику [4]. Анализ этого графика чрезвычайно показателен для металлургов-практиков, так как позволяет прогнозировать рост спроса на ВЧ в ближайшие годы, не менее важен он и для ученых-специалистов по чугуну, так как обосновывает актуальность углубленных исследований по тематике ВЧ.

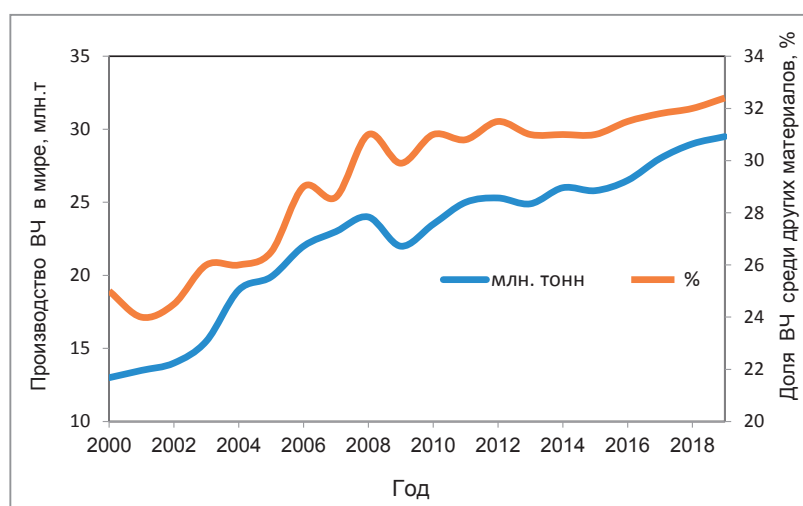


Рис. 3. Динамика мирового производства высокопрочного чугуна в натуральном (миллионы тонн) и процентном выражении (доля от всех других литых материалов) за последние годы [4]

Таким образом, сейчас происходит своего рода «второе рождение» чугунов в смысле переориентации областей их применения на весьма нагруженные детали машин в самых ответственных областях техники: автомобилестроении, железнодорожном, трубопроводном транспорте, станкостроении, судостроении. Помимо уже давно и хорошо известных изделий типа блоков цилиндров, поршневых колец, коленчатых и распределительных валов, можно привести новые примеры деталей, для которых конструктора еще недавно даже и не могли предположить использование высокопрочного чугуна. За рубежом ВЧ массово применяется для изготовления шестерен главной передачи автомобильной трансмиссии тяжелых грузовиков фирм «Форд», «Крайслер», деталей подвески железнодорожных вагонов (фирма «Zanardi»), почвообрабатывающего инструмента и др. Складывается интересная ситуация – литой материал за счет лучшей технологичности и высоких прочностных характеристик вытесняет легированный стальной прокат, прошедший несколько металлургических переделов, причем это происходит в самых передовых областях машиностроения.

Среди стран, наиболее крупных производителей отливок из высокопрочного чугуна, в настоящее время первое место, бесспорно, и с большим отрывом занимает Китай – 50 % всего мирового производства, далее следуют США – 13 %, Япония – 7 %, Германия – 7 %, Индия – 5 %. Россия не входит даже в первую десятку производителей высококачественных марок чугуна, а Беларусь находится почти в самом конце

списка. В Беларуси в материальной структуре литья пока доминирует серый чугун (рис. 4), а весь объем выпуска отливок находится на уровне 250 тыс. т. Существующие в настоящее время в РБ мощности позволяют отлить 500 тыс. т в год.

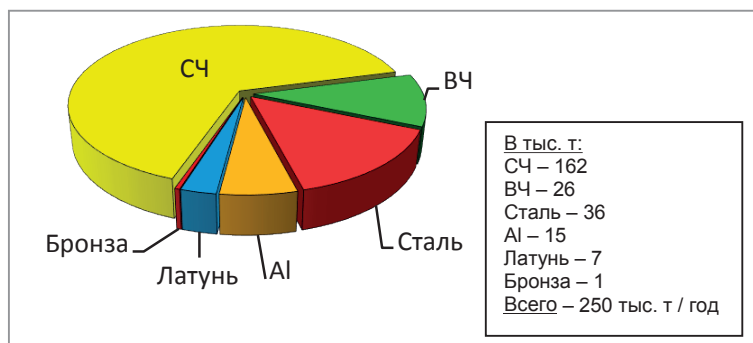


Рис. 4. Структура производимого в Беларуси литья по видам материалов (данные на 2018 г.) из Программы развития литейного производства Беларуси на период 2017–2030 гг.

Между тем, ученые Беларуси и, в частности Физико-технического института НАН Беларуси, внесли существенный вклад как в фундаментальную науку о металлургии и металловедении чугунов, так и в разработку новых марок высокопрочных чугунов. Практически одновременно с открытием К. D. Millis белорусским металловедом К. В. Горевым (25.09.1904–26.07.1988), работавшем в ФТИ с 1947 по 1988 г., вместе со своими учениками были выполнены работы по модифицированию чугуна церием, иттрием, магнием и уточнена диаграмма состояний «железо – углерод» при различных добавках кремния, существенно меняющем координаты эвтектической точки [5–7]. Для сплавов системы Fe-C-Al, прилегающих к железному углю, ими были построены новые диаграммы состояния в случае их равновесной кристаллизации.

Аусферритные высокопрочные чугуны

Следующим этапом расширения областей применения высокопрочного чугуна являлось формирование микроструктуры металлической матрицы не классического типа в виде феррито-перлитной смеси, а сочетание бейнита и остаточного аустенита, получаемое за счет специальной термической обработки. По западной терминологии этот новый класс чугунов называют Austempering Ductile Iron (ADI) – высокопрочный чугун с шаровидным графитом, закаленный на аусферритную структуру. В России пока в большинстве случаев используют старую терминологию, называя этот тип чугунов «бейнитным». Первые публикации по аустенито-бейнитному чугуну относятся к 50-м годам XX века. Большой вклад в 1970–1990 гг. в теорию и практику бейнитного чугуна внесли работы Dodd J., Matti Johanson, Stenfors S. E., Klaus Rohrig и др. После того, как на опытных образцах были достигнуты значения предела прочности при растяжении на уровне 1500 МПа и относительного удлинения до 10%, началось стремительное освоение высокопрочного бейнитного чугуна. Очень показательна в этом смысле диаграмма (рис. 5), на которой сопоставлена

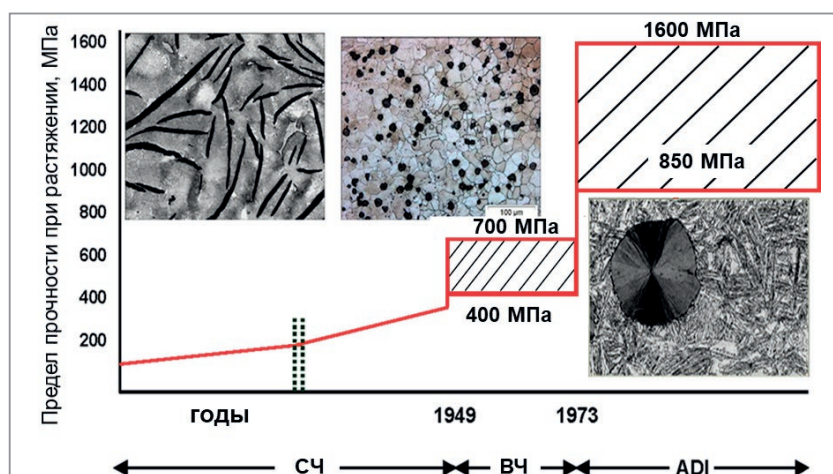


Рис. 5. Хронология совершенствования структуры и возрастания прочностных характеристик высокопрочных чугунов (из презентации А. Nofal, CMRDI, Египет)

хронология совершенствования микроструктуры этого класса чугунов с прочностными характеристиками. Из диаграммы видно, что с 70-х годов доминируют чугуны с прочностью 850–1600 МПа.

В Беларуси одним из родоначальников исследования аусферритных чугунов являлась Л. Р. Дудецкая и ее ученики [8, 9]. Ряд их разработок использовали на Минском автомобильном заводе [10, 11], были показаны перспективы и ограничения использования этого материала для изделий различной формы [12–14], доказано существенное снижение уровня шума при работе автомобильных шестерен по сравнению со стальными [15].

Рост мировых цен и необходимость экономного легирования аусферритных чугунов

В мире наблюдается рост спроса и соответственно выпуска высококачественных высокопрочных чугунов. Однако неизбежной «платой» за повышенные характеристики ADI-чугунов являются две серьезные проблемы: обязательное дополнительное легирование и сложная термическая обработка с многочасовой изотермической выдержкой. Для увеличения прокаливаемости и стабилизации аустенита обычно используется классическая триада легирующих элементов: никель, медь, молибден. Тенденции мировых цен на эти металлы показывают ежегодный устойчивый рост (сравним диаграммы на рис. 6), причем в моменты финансовых потрясений цены достигают пиковых значений (рис. 7).

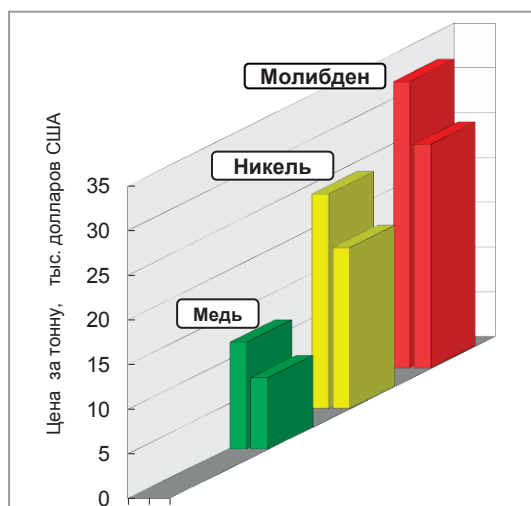


Рис. 6. Сравнение среднегодовых цен на молибден, никель, медь за 2020 г. (диаграммы на переднем плане) и за 2021 г. (на заднем плане)



Рис. 7. Динамика мировых цен на никель с начала 2020 г. по март 2022 г. (результаты торгов лондонской биржи)

На сегодняшний день наиболее употребляемый интервал легирования ADI-чугунов следующий: C – 3,2–3,8 мас. %; Si – 2,0–2,4; Mn – 0,2–0,5; Ni – 0,8–2,5; Cu – 0,5–1,5; Mo – 0,2–0,8 мас. %. Таким образом, суммарное содержание наиболее дорогих легирующих элементов (Mo, Ni, Cu) может достигать 5%. Причем если пытаться снижать содержание ключевых элементов, то в случае реализации классической технологии (литье модифицированного ВЧ + аустенизация + изотермическая закалка в соляных ваннах) неизбежны потери в механических свойствах.

Цель работы – разработка концепции экономного легирования ADI-чугунов.

Результаты и их обсуждение

Подход при разработке концепции экономного легирования заключался в снижении до минимума содержания наиболее дорогих элементов (суммарное содержание молибдена, никеля и меди не должно было превышать более 2%). Дополнительно использовали микролегирование и воздействие на отливку одним из способов горячей пластической деформации.

Предложено несколько групп экономнолегированных чугунов:

- 1) низконикелевый (до 0,2 %) и низкомолибденовый (до 0,15 %) с повышенным содержанием меди (до 1,8 %) и добавками ванадия (до 0,1 %);
- 2) безмолибденовый с микродобавками бора (0,01–0,05 %);
- 3) безмолибденовый с микродобавками ниобия и бора;
- 4) безмолибденовый с минимальным легированием никеля и меди (суммарное содержание Ni + Cu – до 1,8 %);

Пониженное содержание основной «триады» легирующих элементов компенсировано микродобавками ванадия, бора, ниобия, добавками стронция, мишметалла (см. таблицу).

Химические составы групп экономнолегированных аусферритных чугунов

Группа чугунов	1	2	3	4
Номер патента	23389	23393	22823	23331
Углерод	2,7–3,8	3,4–3,8	3,4–3,8	3,4–3,8
Кремний	2,1–2,9	2,0–2,4	2,0–2,4	2,0–2,4
Марганец	1,1–1,4	0,15–0,30	0,15–0,30	0,15–0,45
Медь	0,9–1,7	0,3–0,9	0,3–0,9	0,3–0,8
Никель	0,05–0,2	0,4–0,9	0,4–0,9	0,4–0,8
Молибден	0,05–0,15	-	-	-
Суммарное содержание Ni + Mo + Cu	1,0–2,0	0,7–1,8	0,7–1,8	0,7–1,6
Ванадий	0,02–0,1	-	-	-
Магний	0,03–0,06	0,03–0,06	0,03–0,06	0,03–0,06
Стронций/Барий	-	0,005–0,05	-	0,005–0,05
Ниобий	-	-	0,005–0,05	-
Бор	0,01–0,05	0,01–0,05	0,01–0,05	-
Мишметалл	-	0,05–0,5	-	-

Механические свойства при таком легировании и использовании пластической деформации составляют: предел прочности – 1100–1500 МПа, относительное удлинение – 2–4% (нижний бейнит), предел прочности – 800–1100 МПа, относительное удлинение – 4–7% (верхний бейнит).

Показано, что минимальным граничным показателем при легировании дорогостоящими элементами никелем и медью является значение 2%, причем в обязательной комбинации с микролегированием. С уменьшением этого количества происходит резкое падение в первую очередь прочностных свойств. Новизна предложенных химических составов защищена патентами [16–20].

Следующий элемент концепции основывался на том, что любое высокоэнергетическое воздействие (лазерное, плазменное, бомбардировка ионами и электронами) оказывает весьма эффективное влияние на структурное состояние твердого тела. Было принято решение использовать один из таких вариантов. Ранее в ФТИ НАН Беларуси в работах К. В. Горева [21], В. П. Северденко, В. В. Клубовича, А. В. Степаненко [22] показана эффективность влияния ультразвукового воздействия на процессы плавки и прокатки. В данной работе в качестве дополнительного высокоэнергетического воздействия использовали воздействие горячей пластической деформации на литую заготовку, в частности методы выдавливания и прессования.

Показано, что аустенизацию можно совмещать с нагревом заготовок под пластическую деформацию. Установлено, что для деформированного чугуна инкубационный период сократился в 3 раза в сравнении с литым. В деформированном чугуне больше нераспавшегося аустенита, поэтому общая твердость металлической матрицы у него ниже, чем у литого. Особенностью структуры металлической матрицы деформированного чугуна является более четко выраженная игольчатая форма пластин бейнита (сравним рис. 8, а и б). Причем наблюдаются образование и рост бейнитных пластин рядом с вытянутыми графитными включениями.

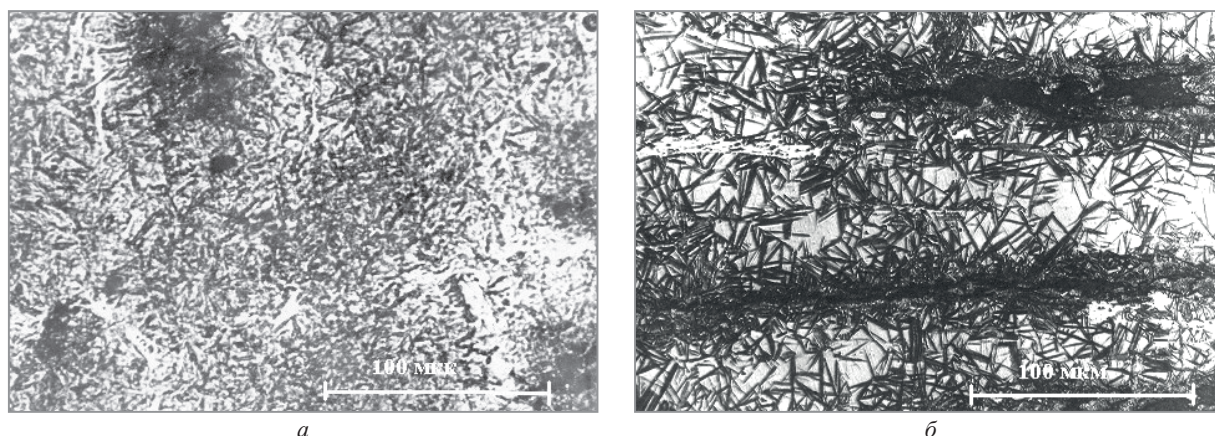


Рис. 8. Микроструктура литого чугуна (а) и деформированного методом горячего выдавливания (б) (продольное сечение) после изотермической закалки с 900 °С в селитровой ванне при 250 °С с выдержкой 2 ч. Травлено ниталем. х 600

Исследуя микроструктуру деформированного чугуна, показано, что обработка давлением наряду с приданием изделию необходимой формы оказывает существенное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений. Установлено, что пластическая деформация действует аналогично легированию Mo и Ni, сдвигая С-образную кривую вправо. Следовательно, аусферритную структуру можно получить при меньшей скорости охлаждения. Пример изотермических кривых чугунов группы 1 приведен на рис. 9. Таким образом, в практическом смысле воздействие деформации приводит к сокращению продолжительности изотермической выдержки (обычно составляющей 2–4 ч) в 1,5–2,5 раза с соответствующей экономией электроэнергии.

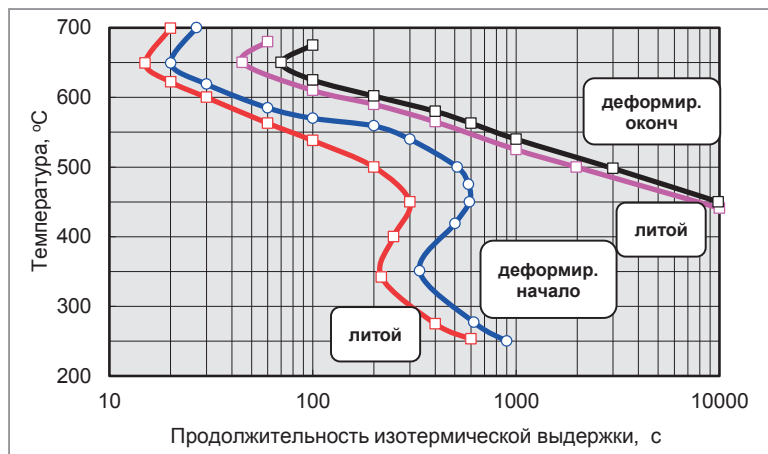


Рис. 9. Диаграмма изотермического распада одной из предложенных марок высокопрочного чугуна в литом состоянии (кривые слева) и после горячей пластической деформации (кривые справа)

При использовании горячей пластической деформации были откорректированы и оптимизированы температурно-временные параметры и условия аустенизации. В условиях экспериментов на Минском автомобильном заводе была показана эффективность замены варианта печного окислительного нагрева заготовок при аустенизации на нагрев в печах с защитной атмосферой [23] либо на скоростной индукционный нагрев в обычной атмосфере по определенной схеме: с паузами в нагреве и выдержками для выравнивания температуры по сечению заготовки.

Для определенных химических составов чугунов при варианте индукционного нагрева и относительной степени деформации около 80 % удалось доказать возможность получения аусферритной структуры непосредственно после горячей пластической деформации. Такой вариант обработки в принципе полностью исключает использование сложной и дорогостоящей технологии изотермической закалки и применение экологически небезопасных соляных и селитровых ванн.

Выводы

1. Описана устойчивая мировая тенденция замены для ответственных машиностроительных изделий легированного стального проката на Austempered Ductile Iron (ADI) – высокопрочный чугун с шаровидным графитом, изотермически закаленный на аусферритную (бейнитную) структуру.
2. Обсуждены цены на основные легирующие элементы ADI-чугунов: молибден, никель и медь (суммарное количество которых в сплаве достигает 5 %) и показано, что рост цен имеет стабильную положительную динамику.
3. С целью экономии основной «триады» легирующих элементов предложено снижение до минимума содержания наиболее дорогого элемента (молибдена) и ограничение суммарного содержания никеля и меди величиной 2 % при обязательном использовании микролегирования ниобием и (или) бором, а также при дополнительном воздействии на отливку одним из способов высокоэнергетического воздействия – горячей пластической деформации (методы выдавливания, прессования, штамповки).
4. Показано, что обработка давлением наряду с приданием изделию необходимой формы оказывает существенное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений. Установлено, что пластическая деформация действует аналогично легированию Mo и Ni, сдвигая С-образную кривую изотермического превращения аустенита вправо. Следовательно, аусферритную структуру можно получить при меньшей скорости охлаждения, а в некоторых случаях непосредственно после горячей пластической деформации, что существенно упрощает технологию.

5. В результате предложена концепция экономного легирования аусферритных (ADI) чугунов в комбинации с последующими обработкой давлением и изотермической закалкой. При этом нагрев отливки под аустенизацию совмещается с нагревом под пластическую деформацию, а использование дополнительной операции выдавливания (прессования) компенсируется пониженной стоимостью шихтовых материалов и сокращением продолжительности изотермической выдержки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Total Casting Tons Hits 112 Million // Modern Casting. December 2019. P. 22.
2. Modern Casting. December 2016. P. 25–29.
3. Patent US2485760. Cast ferrous alloy. Oct. 25, 1949. K. D. Millis et al. (заявлен 21.11.1947).
4. Global Casting Production Growth Stalls // Modern Casting. December 2017. P. 24–28.
5. **Горев, К. В.** Положение перитектического четырехугольника в системе Fe–C–Si / К. В. Горев, Л. А. Шевчук, Л. Р. Дудецкая, В. И. Гуринович // Весті АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. 1971. № 1. С. 21–27.
6. **Горев, К. В.** Особенности насыщения γ -фазы в магниевом чугуне / К. В. Горев, Л. А. Шевчук // Докл. АН БССР. 1958. Т. 2. № 10. С. 450–452.
7. **Гораў, К. В.** Уплыў крэмнію і зыходнай структуры на працэс аустэнізацыі магнезіавага чыгуну / К. В. Гораў, Л. А. Шаўчук // Весті АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. 1959. № 2. С. 44–48.
8. **Дудецкая, Л. Р.** Особенности бейнитного превращения в ковком чугуне / Л. Р. Дудецкая, В. А. Ткачева, А. И. Покровский // Материалы, технологии, инструменты. Гомель: Изд-во ИММС НАН Беларуси. 1998. Т. 3. № 2. С. 41.
9. **Дудецкая, Л. Р.** Бейнитный чугун: опыт получения и применения / Л. Р. Дудецкая, А. И. Покровский, И. С. Гаухштейн, М. И. Демин, П. С. Гурченко // Автомобильная промышленность. 2001. № 11. С. 33–35.
10. **Дудецкая, Л. Р.** Термообработка на бейнитную структуру деталей из чугуна / Л. Р. Дудецкая, А. И. Покровский, И. С. Гаухштейн, М. И. Демин, П. С. Гурченко // Литье и металлургия. 2002. № 1. С. 45–49.
11. **Покровский, А. И.** Использование высокопрочного бейнитного чугуна для изготовления зубчатых колес / А. И. Покровский, Л. Р. Дудецкая // Литье и металлургия. 2015. № 2 (79). С. 126–134.
12. **Покровский, А. И.** Бейнитный чугун или стальной прокат: границы возможностей при изготовлении ответственных изделий / А. И. Покровский, А. П. Ласковнев, Л. Р. Дудецкая // Инженер-механик. 2016. № 1 (70) январь-март. С. 9–21.
13. **Покровский, А. И.** Перспективы использования аустенито-бейнитного чугуна (ADI) в Беларуси / А. И. Покровский // Инженер-механик. 2016. № 4 (73). С. 16–29.
14. **Pokrovskii, Artur** Development and Application of Austempered Ductile Iron (ADI) in Belarus. Saarbrücken: Lambert Academic Publishing GmbH, 2018. 63 p.
15. **Pokrovskii, A. I.** Effect of the shape of graphite inclusions on acoustic characteristics of articles from cast and deformed iron / A. I. Pokrovskii, A. S. Chaus, E. B. Kunovskii // Metal Science and Heat Treatment (Springer). 2011. Vol. 53. № 7–8. P. 311–317.
16. Чугун: патент 4427 Респ. Беларусь, С1 ВУ МПК7 C22C37/00 / Л. Р. Дудецкая, А. И. Покровский, И. К. Данильчик; заявит. ФТИ НАН Беларуси. – № 970656; заявл. 27.11.1997; опубл. 30.06.2002 // Афіц. бюлл. / НЦІУ. 2002. № 2. С. 48.
17. Бейнитный чугун: патент (изобретение) 22823 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) С 22С 37/10 / А. И. Покровский; – № а 20180359; заявл. 24.07.2018; опубл. 30.12.2019. // Афіц. бюлл. / НЦІУ. 2019. № 6. С. 98.
18. Бейнитный чугун: патент (изобретение) 23331 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) С 22С 37/10 / А. И. Покровский – № а 20190368; заявл. 24.07.2018, опубл. 28.02.2021 // Афіц. бюлл. / НЦІУ. 2021. № 1. С. 57.
19. Аусферритный чугун: патент (изобретение) 23389 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) С 22С 37/10 / А. И. Покровский – № а 20200022; заявл. 27.01.2020, опубл. 30.04.2021 // Афіц. бюлл. / НЦІУ. 2021. № 2. С. 50.
20. Аусферритный чугун: патент (изобретение) 23393 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) С 22С 37/10 / А. И. Покровский; – № а 20200023; заявл. 27.01.2020, опубл. 30.04.2021 // Афіц. бюлл. / НЦІУ. 2021. № 2. С. 50.
21. **Горев, К. В.** Влияние ультразвука на структуру магниевого чугуна / К. В. Горев, Л. А. Шевчук // Докл. АН БССР. 1959. Т. 3, № 7. С. 298–299.
22. **Северденко В. П., Клубович В. В., Степаненко А. В.** Прокатка и волочение с ультразвуком. Минск: Наука и техника, 1970. 288 с.
23. Способ изготовления зубчатых колес из деформированного чугуна: патент (изобретение) 6552 Респ. Беларусь, С1 ВУ МПК7 B21K1/30, C21D9/32 / Л. Р. Дудецкая, А. И. Покровский, И. С. Гаухштейн; заявит. ФТИ НАН Беларуси. № а 20000905; заявл. 03.10.2000; опубл. 30.09.2004 // Афіц. бюлл. / НЦІУ. – 2004. – № 3. – С. 120.

REFERENCES

1. Total Casting Tons Hits 112 Million. Modern Casting. December, 2019. 22 p.
2. Modern Casting. December, 2016, pp. 25–29.
3. Patent US2485760. Cast ferrous alloy. Oct. 25, 1949. K. D. Millis et al. (submitted 21.11.1947).
4. Global Casting Production Growth Stalls. Modern Casting. December, 2017, pp. 24–28.
5. **Gorev K. V., Shevchuk L. A., Dudeckaya L. R., Gurinovich V. I.** Polozhenie peritekticheskogo chetyryhugol'nika v sisteme Fe–C–Si [Position of peritectic quadrangle in system Fe–C–Si]. *Vesti AN BSSR. Ser. fizika-tehnichnykh nauk = Proc. Acad. Sci. BSSR, ser. Phys.-techn. Sci.*, 1971, no. 1, pp. 21–27.
6. **Gorev K. V., Shevchuk L. A.** Osobennosti nasyshcheniya γ -fazy v magnievom chugune [Specific features of saturation of γ -phase in magnesium cast iron]. *Doklady AN BSSR = Reports Acad. Sci. BSSR*, 1958, vol. 2, no. 10, pp. 450–452.
7. **Gorau K. V., Shauchuk L. A.** Uplyu kremniyu i zyhodnay struktury na praces austenizatsyi magnievaga chygunu [Effect of silicon and initial structure on the austenizing process of magnesium cast iron]. *Vesti AN BSSR. Ser. fizika-tehnichnykh nauk = Proc. Acad. Sci. BSSR, ser. Phys.-techn. Sci.*, 1959, no. 2, pp. 44–48.

8. **Dudetskaya L.R., Tkacheva V.A., Pokrovskiy A.I.** Osobennosti beynitnogo prevrashheniya v kovkom chugune [Specific features of bainitic transformation in malleable cast iron]. *Materialy, tehnologii, instrumenty = Materials, Technologies, Tools*, Gomel, IMMS NAN Btlarusi Publ., 1998, vol. 3, no. 2, pp. 41.
9. **Dudetskaya L.R., Pokrovskiy A.I., Gauhshteyn I.S., Demin M.I., Gurchenko P.S.** Beynitnyi chugun: opyt polucheniya i primeneniya [Bainitic cast iron: Experience in production and application]. *Avtomobilnaya promyshlennost = Automotive Industry*, 2001, no. 11, pp. 33–35.
10. **Dudetskaya L.R., Pokrovskiy A.I., Gauhshteyn I.S., Demin M.I., Gurchenko P.S.** Termoobrabotka na beynitnuyu strukturu detaley iz chuguna [Heat treatment for bainitic structure of cast iron articles]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2002, no. 1, pp. 45–49.
11. **Pokrovskiy A.I., Dudetskaya L.R.** Ispol'zovanie vysokoprochnogo beynitnogo chuguna dlya izgotovleniya zubchatykh kolyos [Use of bainitic ductile iron for producing gear wheels]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2 (79), pp. 126–134.
12. **Pokrovskiy A.I., Laskovnev A.P., Dudetskaya L.R.** Beynitnyy chugun ili stal'noy prokat: granicy vozmozhnostey pri izgotovlenii otvetstvennykh izdeliy [Bainitic cast iron of rolled steel: Limits of possibilities in the manufacture of critical products]. *Inzhener-mehanik = Mechanical Engineer*, 2016, no. 1 (70), pp. 9–21.
13. **Pokrovskiy A.I.** Perspektivy ispol'zovaniya austenito-beynitnogo chuguna (ADI) v Belarusi [Prospects for the use of austenitic-bainitic cast iron (ADI) in Belarus]. *Inzhener-mehanik = Mechanical Engineer*, 2016, no. 4 (73), pp. 16–29.
14. **Pokrovskii Artur.** Development and Application of Austempered Ductile Iron (ADI) in Belarus. Saarbrücken: Lambert Academic Publishing GmbH, 2018, 63 pp.
15. **Pokrovskii A.I., Chaus A.S., Kunovskii E.B.** Effect of the shape of graphite inclusions on acoustic characteristics of articles from cast and deformed iron. *Metal Science and Heat Treatment (Springer)*, 2011, Vol. 53, no. 7–8, pp. 311–317.
16. **Dudetskaya L.R., Pokrovsky A.I., Danil'chik I.K.** *Chugun* [Cast iron]. Patent of the Republic of Belarus, No. 4427, 2002.
17. **Pokrovsky A.I., Sen'ko S.F.** *Bejnitnyy chugun* [Bainitic cast iron]. Patent of the Republic of Belarus, No. 22823, 2002.
18. **Pokrovsky A.I.** *Bejnitnyy chugun* [Bainitic cast iron]. Patent of the Republic of Belarus, No. 23331, 2021.
19. **Pokrovsky A.I.** *Ausferritnyy chugun* [Ausferritic cast iron]. Patent of the Republic of Belarus, No. 23389, 2021.
20. **Pokrovsky A.I.** *Ausferritnyy chugun* [Ausferritic cast iron]. Patent of the Republic of Belarus, No. 23393, 2021.
21. **Gorev K.V., Shevchuk L.A.** Vliyanie ul'trazvuka na strukturu magnievogo chuguna [Effect of ultrasound on the structure of magnesium cast iron]. *Doklady AN BSSR = Reports Acad. Sci. BSSR*, 1959, vol. 3, no. 7, pp. 298–299.
22. **Severdenko V.P., Klubovich V.V., Stepanenko A.V.** *Prokatka i volochenie s ul'trazvukom* [Rolling and drawing with ultrasound]. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1970, 288 p.
23. **Dudetskaya L.R., Pokrovsky A.I., Gauhshtein I.S.** *Sposob izgotovleniya zubchatykh koles iz deformirovannogo chuguna* [Method for manufacturing gear wheels from deformed cast iron]. Patent of the Republic of Belarus, No. 6552, 2004.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-38-40>
УДК 621.74

Поступила 18.10.2022
Received 18.10.2022

К ВОПРОСУ ПРОИЗВОДСТВА ХУДОЖЕСТВЕННОГО ЛИТЬЯ В ПРОМЫШЛЕННЫХ МАСШТАБАХ

В. А. ЕМЕЛЬЯНОВ, О. В. МИХАЙЛОВ, К. В. МАРТЫНОВ, С. С. ТКАЧЕНКО,

Филиал Российской Академии художеств «Творческая мастерская «Литейный двор», г. С.-Петербург,
Россия, Расстанный проезд, 1. E-mail: spblenal@mail.ru

В статье представлен анализ параметров формирования макрорельефа художественного литья. показано направление для решения частных вопросов улучшения качества отливок с высокими требованиями по точности рельефа поверхности.

Ключевые слова. Художественное литье, поверхностные явления, кабинетные отливки, макрорельеф отливки.

Для цитирования. Емельянов, В. А. К вопросу производства художественного литья в промышленных масштабах /

В. А. Емельянов, О. В. Михайлов, К. В. Мартынов, С. С. Ткаченко // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 38–40. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-38-40>.

ON THE ISSUE OF THE ARTISTIC CASTING PRODUCTION ON AN INDUSTRIAL SCALE

V. A. EMEL'YANOV, O. V. MIKHAILOV, K. V. MARTYNOV, S. S. TKACHENKO,

Branch of the Russian Academy of Arts "Creative Workshop "Foundry Yard", Saint Petersburg, Russia, 1,
Rasstanny proezd. E-mail: spblenal@mail.ru

The article presents an analysis of the formation parameters of the microrelief of artistic casting. The direction for solving particular issues of improving the castings quality with high requirements for the accuracy of the surface relief is shown.

Keywords. Artistic casting, surface phenomena, cabinet castings, macro-relief castings.

For citation. Emelyanov V. A., Mikhailov O. V., Martynov K. V., Tkachenko S. S. On the issue of the artistic casting production on an industrial scale. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 38–40. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-38-40>.

Производство литых заготовок для художественных изделий массой от 0,1 до 10 кг основывается на опыте производства машиностроительного литья. Отсутствие комплексного подхода к теории формирования художественных отливок, учитывающего все технологические этапы литья по выплавляемым моделям, вынуждает руководствоваться опытом конкретного производства или интуицией рабочего. Как следствие, происходит только частичная реализация возможностей литейной технологии, восполняемой в дальнейшем чеканкой изделий. Выявление резервов технологии литья по выплавляемым моделям применительно к заготовкам художественных изделий является актуальной задачей для развивающейся в наши дни отрасли художественного литья. Опыт машиностроения в данном случае мало пригоден в силу особых требований к качеству заготовок. Для художественных изделий большое значение придается шероховатости отливки и качеству отпечатка с формирующей оснастки, причем воспроизведению подлежит декоративный макрорельеф, образованный выступами над телом отливки с радиусом кривизны 0,2–1,0 мм и размерами основного сечения: высота – 0,5–2,0 мм, основание – 0,8–2,0 мм. При виде сверху макрорельеф имеет протяженную или округленную форму. Подобные элементы используют также на кромках стенок отливок и на пересечении плоскостей, образующих пластику изделия.

Современная отечественная технология получения художественного литья предполагает очистку от оксидов литой заготовки с последующей слесарной обработкой до готового изделия с заданным макрорельефом.

Получение литого макрорельефа в силу сложившихся традиций считается невозможным. Однако литературные источники констатируют, что подавляющее количество художественного литья в Западной

Европе получают на сегодняшний день методом литья по выплавляемым моделям (ЛВМ) без последующей механической обработки с шероховатостью $R_z = 6,3\text{--}25$ мкм.

Одной из причин отставания отечественной промышленности от европейских производителей является отсутствие научных основ художественного литья, которые позволяют применять в полной мере возможности современных технологий получения литых заготовок.

Производство камерного и прикладного литья в мелкосерийном и единичном производстве более рентабельно осуществлять по технологии ЛВМ. Вакуумно-пленочная формовка, несмотря на широкую рекламу, обладает узкой областью применения [1].

Современная технология получения заготовок художественных изделий методом ЛВМ базируется на научных положениях теории формирования машиностроительных заготовок и интуиции рабочего, что, по сути, сводит ее к области ремесла. Получение точнолитой заготовки художественного изделия с чистой поверхностью является достоянием отдельных производств и не освещено в отечественной литературе.

В пресс-форме или керамической оболочке макрорельеф мастер-модели в ходе технологического процесса зеркально образует глухие полости 0,5–2,0 мм в основании, сходящиеся на радиус около 0,05–0,05 мм, отстоящий от основания на 0,5–3,0 мм. В машиностроении подобные элементы выполняются лишь обработкой резанием. Для литых заготовок, полученных методом ЛВМ, наиболее характерная шероховатость находится в пределах от $R_z = 20$ мкм до $R_a = 1,25$ мкм, наименьшая толщина стенок – 0,5–2,0 мм, толщина стенки выступа над телом отливки 1,0–1,5 толщины стенки заготовки [2].

Потребность в получении выступов над телом отливки с толщиной менее 0,5 мм и высотой 0,5–2,0 мм имеет место в заготовках из инструментальных сталей [3], турбинных лопатках [4], волноводах [5], художественных отливках с развитым макрорельефом [6]. Заготовки художественных изделий имеют несколько другие требования по качеству, чем машиностроительное литье. Дефекты поверхности в виде повышенной шероховатости для художественной отливки не допустимы, а рассеянная пористость без выхода на поверхность не является дефектом [1]. Для отливок массой до 25 кг, если они призваны выполнять декоративные функции, основой качества является максимально точное воспроизведение конфигурации мастер-модели, механические свойства регламентируются не столь жестко, как в машиностроении. Основная отличительная особенность художественных заготовок – наличие декоративного макрорельефа на поверхности отливки, выполняемого в литье, который в машиностроении практически отсутствует.

Требуется отметить, что заполнение особо тонких элементов отливки толщиной менее 5 мм связано со специфическими условиями, требующими преодоления поверхностного натяжения сплава [7].

Необходимый для преодоления поверхностного натяжения σ и заполнения элемента толщиной $2R$ гидростатический напор определяется соотношением:

$$H = \frac{2\sigma \cos \Theta}{Rg\rho}, \quad (1)$$

где Θ – угол смачивания металлом материала формы; ρ – плотность жидкого металла; g – ускорение свободного падения; R – половина толщины элемента отливки.

Основоположником теории поверхностных явлений признан Дж. У. Гиббс. Его воззрения, выраженные языком математики, и по сей день служат фундаментом в прикладных исследованиях применительно к литейному производству.

Проблема получения развитого макрорельефа художественных отливок в свете поверхностных явлений при определенных тепловых и гидравлических параметрах в настоящее время остается открытой. Эту проблему необходимо решать с одновременным учетом гидравлических, теплофизических, литейных характеристик и контактных явлений [5, 7, 8]. В работе [8] автор приводит аналитическое выражение, дающее количественную оценку потери профиля макрорельефа, имеющего треугольное сечение:

$$j = L - \sigma / \Delta\rho (1 + \cos \Theta / \sin \varphi), \quad (2)$$

где L – полная глубина рельефа; σ – поверхностное натяжение расплава; ρ – перепад между плотностью в расплаве и газовой фазе; Θ – угол смачивания; j – угол профиля.

Там же отмечается, что минимальную потерю профиля следует ожидать при равенстве краевого угла смачивания и угла профиля. Данное выражение мало пригодно для кабинетных отливок, где профиль макрорельефа чаще всего имеет сложную геометрическую форму. В выражении также отсутствует жидкотекучесть расплава. По мнению автора, в данном случае она не является определяющей.

Процессам взаимодействия жидкости с наклонной стенкой посвящена работа А. В. Лапшина [9], где отмечается сильная зависимость сопротивления движению расплава от угла наклона стенки Ψ . Автором

экспериментально установлено, что при значениях Ψ , близких или превосходящих краевой угол смачивания, резко падает сопротивление подъему расплава.

Из опыта машиностроения представляют интерес результаты исследований образования пригара на стальном литье [10, 11]. В указанных работах отмечают, что глубина проникновения металла в поры формы определяется помимо размеров пор и высоты столба расплава также временем движения расплава в порах, поверхностным натяжением расплава и статическим краевым углом смачивания жидкого металла на материале формы.

При решении задачи о глубине проникновения помимо перечисленных выше параметров необходимо учитывать тепловые потери [11]. При этом считается, что глубина проникновения металла в поры формы определяется потерей жидкотекучести струйкой расплава.

Аналитическое описание процесса заполнения пор литейной формы расплавом сильно затруднено неопределенностью формы заполняемых каналов. В связи с этим вводится усредненный коэффициент формы пор, мало отражающий конкретный канал, заполняемый расплавом, но позволяющий судить о состоянии некоторой поверхности модели или формы, имеющей площадь значительно большую, чем площадь одной поры.

Подобный метод оценки заполняемости тонких сечений применим в случае макрорельефа заготовок художественной изделий из сплавов меди, он позволяет предположить, что макрорельеф отливки формируется под воздействием комплекса параметров: формы капилляра, капиллярного сопротивления, температур фронта потока, гидростатического напора.

ЛИТЕРАТУРА

1. Магницкий О. Н., Пирайнен В. Ю. Художественное литье. СПб.: Политехника., 1996.
2. Шкленник Я. И., Озеров В. А. Литье по выплавляемым моделям. М.: Машиностроение. 1984.
3. Затуловский С. С. Суспензионная разливка. Киев.: Наукова думка, 1981.
4. Арсеньев Л. В., Бедчер Ф. С., Богов И. А. и др. Газотурбинные установки. Конструкция и расчет: Справ. пособ. Л.: Машиностроение, 1978.
5. Иванова Л. А. Процессы формирования отливок с тонкорельефной поверхностью повышенного качества: дисс. ... д-ра техн. наук. Одесса, 1983.
6. Урвачев В. П., Кочетков В. В., Горина Н. Б. Ювелирное и художественное литье по выплавляемым моделям сплавов меди. Челябинск.: Металлургия, 1991.
7. Гуляев Б. Б. Теория литейных процессов. Л.: Машиностроение, 1976.
8. Оболенцев Ф. Д. К вопросу о технологии художественного литья // Литейное производство. 1981. № 3. С. 28.
9. Лапшин А. В. Развитие теории и практического использования пристеночной кристаллизации: автореф. дисс. ... д-ра техн. наук. СПб. 1996.
10. Берг П. П. Качество литейной формы. М.: Машиностроение., 1971.
11. Иткис З. Я., Васин Ю. П. Аналитическое решение задачи проникновения жидкого металла в поры формы // Прогрессивные методы изготовления литейных форм. Челябинск. ЧПИ, 1968.

REFERENCES

1. Magnickij O. N., Pirajnen V. Ju. *Hudozhestvennoe lit'e* [Art casting]. St. Petersburg, Politehnika Publ., 1996.
2. Shklennik Ja. I., Ozerov V. A. *Lit'e po vyplavljaemym modeljam* [Investment casting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984.
3. Zatulovskij S. S. *Suspenzionnaja razlivka* [Suspension casting]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1981.
4. Arsen'ev L. V., Bedcher F. S., Bogov I. A. et. al. *Gazoturbinnye ustanovki. Konstrukcija i raschet* [Gas turbine installations. Design and calculation]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1978.
5. Ivanova L. A. *Processy formirovanija otlivok s tonkorel'efnoj poverhnost'ju povyshennogo kachestva* [Processes for forming castings with a fine-relief surface of increased quality]. Odessa, 1983.
6. Urvachev V. P., Kochetkov V. V., Gorina N. B. *Juvelirnoe i hudozhestvennoe lit'e po vyplavljaemym modeljam splavov medi* [Jewelry and art investment casting of copper alloys]. Cheljabinsk, Metallurgija Publ., 1991.
7. Guljaev B. B. *Teorija litejnyh processov* [Theory of foundry processes]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1976.
8. Obolencev F. D. K voprosu o tehnologii hudozhestvennogo lit'ja [To the question of the technology of artistic casting]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1981, no. 3, 28 p.
9. Lapshin A. V. *Razvitie teorii i prakticheskogo ispol'zovanija pristenochnoj kristallizacii* [Development of the theory and practical use of near-wall crystallization]. St. Petersburg, 1996.
10. Berg P. P. *Kachestvo litejnoj formy* [Mold quality]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1971.
11. Itkis Z. Ja., Vasin Ju. P. *Analiticheskoe reshenie zadachi proniknovenija zhidkogo metalla v pory formy* [Analytical solution of the problem of liquid metal penetration into mold pores]. Cheljabinsk, ChPI Publ., 1968.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-41-46>
УДК 621.745.35

Поступила 08.06.2022
Received 08.06.2022

О МОДИФИЦИРОВАНИИ СИЛУМИНОВ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов,

г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

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

Показано, что элементарные кристаллические ячейки основных продуктов модифицирования силуминов, алюминия и кремния не соответствуют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского. Модифицирующие элементы В, Sr, Р существенно повышают поверхностную энергию жидких силуминов, а Zr и Ti на нее практически не влияют. Модифицирование силуминов является наноструктурным процессом. Ti, Zr, В образуют интерметаллиды, которые рафинируют нанокристаллы алюминия от демодифицирующих адсорбированных атомов водорода. Фосфор, атомарно растворяясь в силумине, рафинирует нанокристаллы кремния от адсорбированного кислорода. Na и Sr образуют в жидком силумине эмульсию и коллоид, которые защищают эвтектические микрокристаллы α - и β_{Si} -фазы от демодифицирующего молекулярного водорода. Все эти процессы увеличивают концентрации центров кристаллизации дендритных микрокристаллов α -и β_{Si} -фазы, делают их более разветвленными и компактными.

Ключевые слова. Модифицирование, силумин, нанокристаллы, адсорбция, рафинирование, кислород, водород, дендриты, алюминий, кремний.

Для цитирования. Марукович, Е.И. О модифицировании силуминов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 41–46. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-41-46>.

ON MODIFICATION OF SILUMINS

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgist of Belarus,

Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

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

It has been shown that the elementary crystal cells of the basic products of modification of silumins, aluminum and silicon do not correspond to the principle of structural and dimensional correspondence of Dankov – Konobeevsky. Modifying elements B, Sr, P significantly increase the surface energy of liquid silumins, and Zr and Ti practically do not affect it. Modification of silumins is a nanostructured process. Ti, Zr, B form intermetallides that refine aluminum nanocrystals from demodifying adsorbed hydrogen atoms. Phosphorus, atomically dissolving in silumin, refiners silicon nanocrystals from adsorbed oxygen. Na and Sr form an emulsion and colloid in liquid silumin, which protect eutectic microcrystals of α - and β_{Si} -phases from demodifying molecular hydrogen. All these processes increase the concentration of crystallization centers of dendritic microcrystals α - and β_{Si} -phase, make them more branched and compact.

Keywords. Modification, silumin, nanocrystals, adsorption, refining, oxygen, hydrogen, dendrites, aluminum, silicon.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. On modification of silumins. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 41–46. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-41-46>.

Основными модификаторами силуминов являются Ti, Zr, В, Na, Sr, Р и сплавы, содержащие эти элементы. Принято считать, что они служат поверхностно-активными элементами (ПАЭ) или образуют центры кристаллизации (ЦК), которыми являются интерметаллиды [1, 2].

Экспериментально установлено, что В, Sr, Р существенно повышают поверхностную энергию жидких силуминов, Zr и Ti практически на нее не влияют [3, 4]. Поэтому эти элементы не могут быть ПАЭ при кристаллизации силуминов. Чтобы интерметаллиды, содержащие Ti, Zr, В, Na, Sr, Р, были ЦК микрокристаллов α -фазы (Al) и β_{Si} -фазы (Si), их элементарные кристаллические решетки должны удовлетворять принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского [5]. Согласно этому принципу, подложка может стать ЦК фазы, если они имеют однотипные элементарные кристаллические решетки, а их периоды отличаются не более чем на 8 % [6].

Алюминий и кремний имеют кубические элементарные кристаллические решетки [7]. Параметры элементарных кристаллических решеток основных интерметаллидов модифицирования силуминов представлены в таблице. В ней периоды элементарных кристаллических решеток интерметаллидов

обозначены символом a , а периоды элементарных кристаллических решеток алюминия и кремния – соответственно a_A и a_K .

Параметры элементарных кристаллических решеток алюминия, кремния и основных интерметаллидов модифицирования силуминов [7, 8]

Фазы	Тип элементарной кристаллической решетки	a , нм	$\frac{\Delta a}{a_A}$, %	$\frac{\Delta a}{a_K}$, %
Al	Кубическая	0,405	–	–
Si	Кубическая	0,543	–	–
TiAl ₃	Тетрагональная	0,384	5	29
ZrAl ₃	Тетрагональная	0,401	1	26
AlB ₂	Гексагональная	0,300	26	45
TiB ₂	Гексагональная	0,302	25	44
ZrB ₂	Гексагональная	0,315	21	42
TiSi ₂	Ромбическая	0,825	104	52
ZrSi ₂	Ромбическая	0,372	8	32
NaSi ₂	Тетрагональная	0,498	23	8
NaAlSi ₄	Кубическая	0,738	82	34
SrSi ₂	Кубическая	0,654	62	20
SrAl ₄	Тетрагональная	0,446	10	18
B ₃ Si	Тетрагональная	0,446	10	18
AlP	Кубическая	0,542	34	0,2

Из таблицы следует, что только элементарные кристаллические решетки AlP и Si соответствуют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского. Но известно, что при модифицировании заэвтектического силумина лигатурой Al – Cu – P при оптимальной концентрации фосфора 0,01–0,04% в расплаве интерметаллид AlP не образуется [6]. Следовательно, основные интерметаллиды модифицирования силуминов не могут быть ЦК микрокристаллов α -и β_{Si} -фазы при затвердевании силуминов.

Исходя из изложенного выше, возникает вопрос: какова роль Ti, Zr, B, Na, Sr и P при модифицировании силуминов? Чтобы ответить на этот вопрос, необходимо исследовать процессы взаимодействия основных модификаторов силуминов с расплавом и при его кристаллизации.

В эвтектическом силумине содержится 12 ат. % кремния [9]. В таком, но жидком силумине находятся 86 ат. % элементарных нанокристаллов алюминия ($Al_{эн}$) и 11 ат. % элементарных нанокристаллов кремния [10]. Поэтому расплав силумина в основном состоит из $Al_{эн}$ и $Si_{эн}$.

Установлено, что при 973 К увеличение в алюминии концентрации кремния с 1 до 11% приводит к возрастанию в сплаве содержания Al_2O_3 с 0,0012 до 0,023% и повышению в расплаве концентрации водорода с 1,2 до 1,48 см³/100 г [11]. Это означает, что кремний в жидком алюминии в основном увеличивает содержание кислорода, который поступает в расплав из атмосферного воздуха. Это происходит благодаря диссоциации молекул кислорода и адсорбции его атомов на элементарных нанокристаллах кремния. Для диссоциации (атомизации) молекул кислорода необходима стандартная теплота, равная 500 кДж/моль, т. е. 250 кДж/моль на атомарный кислород [12]. Но стандартная теплота его адсорбции на $Si_{эн}$ составляет 880 кДж/моль, что также превышает стандартную теплоту адсорбции атомов кислорода на $Al_{эн}$, которая равна 838 кДж/моль [13]. Поэтому атомы кислорода преимущественно будут адсорбироваться на элементарных нанокристаллах кремния, понижая поверхностную энергию расплавов силуминов. Она значительно ниже, чем у жидкого алюминия [3].

Алюминий может взаимодействовать с адсорбированными атомами кислорода по следующей реакции:



где $\{O\}_K$ – атомы кислорода, адсорбированные на элементарных нанокристаллах кремния.

Стандартная энтальпия этой реакции (ΔH_1) будет определяться уравнением Гесса [14]:

$$\Delta H_1 = \Delta H(Al_2O_3) - 2\Delta H(Al) - 3\Delta H(\{O\}_K), \quad (2)$$

где $\Delta H(Al_2O_3)$, $\Delta H(Al)$ – стандартные энтальпии образования Al_2O_3 и Al; $\Delta H(\{O\}_K)$ – стандартная энтальпия адсорбции атомов кислорода на $Si_{эн}$.

$\Delta H(Al_2O_3) = -1676$ кДж/моль [15]. $\Delta H(Al) = 0$ [14]. $\Delta H(\{O\}_K) = -880$ кДж/моль [13]. Подставляя численные значения стандартных энтальпий в уравнение (2), получаем: $\Delta H_1 = 964$ кДж/моль. $\Delta H_1 > 0$,

поэтому элементарные нанокристаллы алюминия не будут взаимодействовать с адсорбированными атомами кислорода.

Кремний может реагировать с адсорбированными атомами кислорода по следующей реакции:



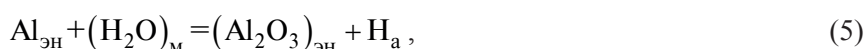
Стандартная энтальпия этой реакции (ΔH_2) будет определяться уравнением Гесса [14]:

$$\Delta H_2 = \Delta H(\text{SiO}_2) - \Delta H(\text{Si}) - 2\Delta H(\{\text{O}\}_{\text{к}}), \quad (4)$$

где $\Delta H(\text{SiO}_2)$ и $\Delta H(\text{Si})$ – стандартные энтальпии образования SiO_2 и Si .

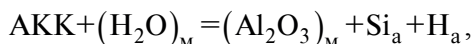
$\Delta H(\text{SiO}_2) = -880$ кДж/моль [15]. $\Delta H(\text{Si}) = 0$ [14]. $\Delta H(\{\text{O}\}_{\text{к}}) = -880$ кДж/моль [13]. Подставляя численные значения стандартных энтальпий в уравнение (4), получаем: $\Delta H_2 = 880$ кДж/моль. $\Delta H_2 > 0$, поэтому элементарные нанокристаллы кремния не будут взаимодействовать с адсорбированными на них атомами кислорода. Следовательно, они будут термодинамически устойчивы в расплаве силуминов.

Жидкий силумин активно реагирует с атмосферным воздухом, содержащим пары (молекулы) воды. Они взаимодействуют с $\text{Al}_{\text{эн}}$ с образованием атомарного водорода по следующей реакции:



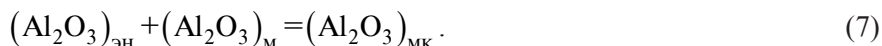
где $(\text{H}_2\text{O})_{\text{м}}$ – молекулы воды; $(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{эн}}$ – элементарные нанокристаллы оксида алюминия; $\text{H}_{\text{а}}$ – атомы водорода.

Кроме $\text{Al}_{\text{эн}}$ и $\text{Si}_{\text{эн}}$, в жидком силумине существуют свободные атомы алюминия ($\text{Al}_{\text{а}}$) и алюминиево-кремниевые комплексы (АКК) на основе Al_2Si [10]. Они также реагируют с молекулами воды по следующим реакциям:



где $(\text{Al}_2\text{O}_3)_{\text{м}}$ – молекулы оксида алюминия; $\text{Si}_{\text{а}}$ – свободные атомы кремния.

После (5) и (6) происходит реакция с образованием микрокристаллов оксида алюминия:



Атомарный водород, диффундируя в жидкий силумин, не образует гидридов, но будет адсорбироваться на $\text{Al}_{\text{эн}}$ и находиться в свободном (растворенном) состоянии. Водород, как ПАЭ, снижает поверхностную энергию расплава.

Стандартная теплота диссоциации (атомизации) молекул атмосферного азота относительно велика и составляет 947 кДж/моль [13]. Поэтому маловероятно, что будет происходить атомизация азота и он в атомарном виде сможет попасть в жидкий силумин. Но с его компонентами азот образует нитриды в виде нанокристаллов и молекул, которые могут встраиваться в формирующиеся микрокристаллы α -фазы, образуя так называемые «растворы внедрения».

При охлаждении жидкого доэвтектического силумина концентрация растворенного водорода снижается вследствие протекания реакции:



Соответственно будет уменьшаться концентрация адсорбированного водорода, который препятствует объединению нанокристаллов в ЦК первичных микрокристаллов α -фазы. В результате увеличивается их концентрация и структура отливок доэвтектического силумина становится мелкокристаллической. При этом реакции дегазации и десорбции водорода протекают достаточно медленно. Наибольший эффект достигается при длительном выстаивании силумина вблизи температуры ликвидуса.

В реальных условиях литья охлаждение жидкого силумина происходит достаточно быстро. Поэтому существенно уменьшить концентрации растворенного и адсорбированного водорода до начала затвердевания не удастся. В результате в процессе первичной кристаллизации участвует небольшое количество ЦК α -фазы. Это приводит к укрупнению первичных микрокристаллов (зерен) α -фазы доэвтектического силумина. Поэтому для модифицирования его первичной структуры в перегретый до определенной температуры расплав добавляют лигатуры $\text{Al} - \text{Ti}$, $\text{Al} - \text{Zr}$, $\text{Al} - \text{Ti} - \text{B}$. В них содержатся интерметаллиды: TiAl_3 , ZrAl_3 , TiB_2 . Их модифицирующее действие объясняется большой способностью поглощать и адсорбировать водород [16]. Именно он является основным демодифицирующим элементом для первичных микрокристаллов (зерен) α -фазы. Это подтверждается тем, что при пропускании через жидкий доэвтектический

силумин АК9 постоянного электрического тока концентрация водорода в расплаве уменьшалась с 1,5 до 0,2 см³/100 г, что приводило к модифицированию (измельчению) зеренной структуры сплава [17].

Газопоглощающая эффективность модифицирующих интерметаллидов, содержащих Ti, Zr и В, будет пропорциональна их дисперсности. Интерметаллиды TiB₂ более дисперсны, чем TiAl₃, поэтому модифицирующая лигатура Al – Ti – В более эффективна, чем Al – Ti, что подтверждается экспериментально и на практике модифицирования доэвтектического силумина [1, 18]. Таким образом, модифицирующее действие интерметаллидов TiAl₃, ZrAl₃, TiB₂ сводится к снижению концентрации адсорбированного водорода, который препятствует образованию ЦК первичных микрокристаллов α-фазы при кристаллизации доэвтектического силумина.

При кристаллизации эвтектического силумина происходит газозвтектическая реакция, связанная со значительным выделением молекулярного водорода:



Это приводит к тому, что при кристаллизации эвтектики на ее межфазных границах непрерывно зарождаются, растут и удаляются пузырьки молекулярного водорода. Этот процесс тормозит образование, рост и разветвление дендритных микрокристаллов эвтектики. В результате она становится немодифицированной.

Основными модификаторами силуминовой эвтектики являются натрий- и стронцийсодержащие флюсы. При их взаимодействии с расплавом силумина происходит восстановление металлических Na и Sr. Они атомарно не растворяются в жидком силумине, но диспергируются в нем, имея относительно низкую межфазную поверхностную энергию. При этом натрий образует эмульсию, а стронций – коллоид. Это подтверждается тем, что после растворения натрийсодержащего флюса в жидком эвтектическом силумине его вязкость возрастает примерно в 15 раз [19]. Если силуминовый расплав с натриевой эмульсией подвергнуть фильтрации, то исчезает модифицирующий эффект при кристаллизации эвтектики [20].

Чтобы значительно уменьшить выделение молекулярного водорода при газозвтектической реакции на микрокристаллах α- и β_{Si}-фазы, необходимо создать для этого дополнительные подложки. Ими являются натриевая эмульсия и стронциевый коллоид. На их жидких и твердых микрочастицах не только адсорбируются атомы водорода, но и происходит образование и удаление пузырьков молекулярного водорода при газозвтектической реакции. Это подтверждается тем, что Na и Sr увеличивают количество пор в отливках силумина [20]. Таким образом, натрий и стронций способствуют дегазации расплава силумина при газозвтектической реакции, существенно ускоряя процесс формирования и разветвления дендритных микрокристаллов α- и β_{Si}-фазы при эвтектической кристаллизации силумина. Это приводит к модифицированию эвтектики отливок.

Фосфор является самым эффективным модифицирующим элементом для первичных микрокристаллов заэвтектического силумина. Поверхностная энергия его расплава существенно повышается, если в него добавить фосфорсодержащую лигатуру [4]. Это происходит потому, что фосфор в жидком заэвтектическом силумине вступает в реакцию с адсорбированным кислородом, связывая его в газообразный оксид. Высокая реакционная способность фосфора объясняется его большим сродством к кислороду и атомарным состоянием в расплаве.

При модифицирующей обработке жидкого заэвтектического силумина фосфорсодержащей лигатурой атомы фосфора рафинируют нанокристаллы кремния от адсорбированного кислорода. Это интенсифицирует процесс кристаллизации первичных микрокристаллов β_{Si}-фазы, повышается концентрация их ЦК. Известно, что эти микрокристаллы формируются в виде пластинчатых дендритов [5, 21]. На степень их компактности большое влияние будут оказывать ПАЭ и интенсивность теплоотвода. Связывая такой активный ПАЭ, как адсорбированный кислород, фосфор увеличивает компактность дендритов β_{Si}-фазы при первичной кристаллизации заэвтектического силумина. Рафинирующее действие атомарного фосфора экспериментально подтверждается тем, что в модифицированных первичных кристаллах β_{Si}-фазы содержание кислорода значительно ниже, чем в немодифицированных [21].

Повышенная интенсивность теплоотвода увеличивает скорость затвердевания отливок. Она уменьшает демодифицирующее действие адсорбированного кислорода, повышает концентрацию ЦК первичных микрокристаллов β_{Si}-фазы, делая их более мелкими и компактными. Они получают при использовании фосфора, который является самым сильным модифицирующим элементом при первичной кристаллизации заэвтектического силумина.

ЛИТЕРАТУРА

1. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005. 476 с.
2. Бродова И.Г., Попель П.С., Барбин Н.М. и др. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УРО РАН, 2005. 370 с.
3. Ефименко В.П., Баранов А.А., Кисунько В.З. и др. О модифицирующем влиянии некоторых добавок на кристаллизацию силумина // Изв. выс. учеб. завед. Цветная металлургия. 1982. № 6. С. 86–89.
4. Кимстач Г.М., Муховецкий Ю.П., Борщов В.Д. и др. Исследование процессов модифицирования Al-Si сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1984. № 8. С. 57–59.
5. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.
6. Стеценко В.Ю. Теоретические и технологические основы получения заготовок повышенной износостойкости из силуминов с высокодисперсной инвертированной структурой: автореф. дис. ... д-ра. техн. наук. Минск, 2021. 60 с.
7. Справочник химика. Т. 1. Л.: Химия, 1971. 1072 с.
8. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения: справ. М.: Металлургия, 1976. 560 с.
9. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977. 272 с.
10. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. Наноструктурная кристаллизация силуминов // Литье и металлургия. 2022. № 1. С. 40–42.
11. Макаров Г.С. Рафинирование алюминиевых сплавов газами. М.: Металлургия, 1983. 120 с.
12. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
13. Константы взаимодействия металлов с газами: справ. / Под ред. Б.А. Колачева и Ю.В. Левинского. М.: Металлургия, 1987. 368 с.
14. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. Физическая химия. М.: Металлургия, 1987. 688 с.
15. Голубцов В.А., Лунев В.В. Модифицирование стали для отливок и слитков. Челябинск – Запорожье: ЗНТУ, 2009. 356 с.
16. Добаткин В.И., Габидуллин Р.М., Колачев Б.А. и др. Газы и окислы в алюминиевых формируемых сплавах. М.: Металлургия, 1976. 264 с.
17. Килин А.Б. Влияние электрического тока на дегазацию и модифицирование алюминиевых сплавов // Литейное производство. 2002. № 8. С. 21–22.
18. Напалков В.И., Махов С.В., Поздняков А.В. Модифицирование алюминиевых сплавов. М.: Издательский дом МИ-СиС, 2017. 348 с.
19. Боом Е.А. Природа модифицирования сплава типа силумин. М.: Металлургия, 1972. 72 с.
20. Задруцкий С.П., Немененок Б.М., Королев С.П. и др. О рафинировании и модифицировании алюминиевых сплавов // Литейное производство. 2004. № 3. С. 17–22.
21. Бараненко О.А., Кузнецов А.А. Влияние кислорода на форму роста кристаллов твердого раствора на основе кремния // Вест. Донбасской гос. машиностроительной академии. 2007. № 2Е (10). С. 201–204.

REFERENCES

1. Nikitin V.I., Nikitin K.V. *Nasledstvennost' v lityh splavah* [Heredity in cast alloys]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2005, 476 p.
2. Brodova I.G., Popel' P.S., Barbin N.M. et al. *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv alyuminievykh splavov* [Initial melts as the basis for the formation of the structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, URO RAN Publ., 2005, 370 p.
3. Efimenko V.P., Baranov A.A., Kisun'ko V.Z. et al. O modificiruyushchem vliyaniy nekotorykh dobavok na kristallizatsiyu silumina [On the modifying effect of some additives on silumin crystallization]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenij. Cvetnaya metallurgiya = Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenij. Non-Ferrous Metallurgy*, 1982, no. 6, pp. 86–89.
4. Kimstach G.M., Muhoveckij YU.P., Borshchov V.D. et al. Issledovanie processov modifitsirovaniya Al-Si splavov [Study of Al-Si Alloy Modification Processes]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1984, no. 8, pp. 57–59.
5. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu. *Modifitsirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009, 192 p.
6. Stetsenko V.Yu. *Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy polucheniya zagotovok povyshennoj iznosostojkosti iz siluminov s vysokodispersnoy invertirovannoy strukturoj. Avtoref. dis. dokt. tekhn. nauk* [Theoretical and technological bases for production of blanks of increased wear resistance from silumins with highly dispersed inverted structure]. Autoref. diss. Dr. technical sciences. BNTU Publ., Minsk, 2021, 60 p.
7. *Spravochnik himika* [Chemist's Handbook]. Leningrad, Himiya Publ., 1971, vol. 1, 1072 p.
8. Samsonov G.V., Vinnickij I.M. *Tugoplavkie soedineniya (spravochnik)* [Refractory compounds (reference)]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 560 p.
9. Stroganov G.B., Rotenberg V.A., Gershman G.B. *Splavy alyuminiya s kremniem* [Aluminium-silicon alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977, 272 p.
10. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. Nanostrukturnaya kristallizatsiya siluminov [Nanostructured crystallization of silumins]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 1, pp. 40–42.
11. Makarov G.S. *Rafinirovanie alyuminievykh splavov gazami* [Refining of aluminium alloys with gases]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983, 120 p.
12. *Svoystva elementov. CH. 1. Fizicheskie svoystva: spravochnik* [Properties of elements. Part 1. Physical Properties: Reference]. Pod red. G. V. Samsonova. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 600 p.
13. *Konstanty vzaimodeystviya metallov s gazami: spravochnik* [Metal-Gas Interaction Constants: Reference]. Pod red. B.A. Kolacheva i YU.V. Levinskogo. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 368 p.
14. Zhuhovickij A.A., Shvareman L.A. *Fizicheskaya himiya* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 688 p.

15. **Golubcov V.A., Lunev V.V.** *Modificirovanie stali dlya otlivok i slitkov* [Steel modification for castings and ingots]. Chelyabinsk – Zaporozhye, ZNTU Publ., 2009, 356 p.
16. **Dobatkin V.I., Gabidullin R.M., Kolachev B.A. et al.** *Gazy i okisly v alyuminievykh formiruemykh splavakh* [Gases and oxides in aluminum formed alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 264 p.
17. **Kilin A.B.** Vliyanie elektricheskogo toka na degazaciyu i modificirovanie alyuminievykh splavov [Influence of electric current on degassing and modification of aluminium alloys]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2002, no. 8, pp. 21–22.
18. **Napalkov V.I., Mahov S.V., Pozdnyakov A.V.** *Modificirovanie alyuminievykh splavov* [Modification of aluminium alloys]. Moscow, Izdatel'skij dom MISiS Publ., 2017, 348 p.
19. **Boom E.A.** *Priroda modificirovaniya splava tipa silumin* [Nature of modification of silumin alloy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972, 72 p.
20. **Zadruckij S.P., Nemenenok B.M., Korolev S.P. et al.** O rafinirovanii i modificirovanii alyuminievykh splavov [On Refining and Modification of Aluminum Alloys]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2004, no. 3, pp. 17–22.
21. **Baranenko O.A., Kuznecov A.A.** Vliyanie kisloroda na formu rosta kristallov tverdogo rastvora na osnove kremniya [Effect of Oxygen on Crystal Growth Form of Silicon-Based Solid Solution]. *Vestnik DGMA = Vestnik DGMA*, 2007, no. 2E (10), pp. 201–204.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-47-50>
УДК 669.21

Поступила 14.11.2022
Received 14.11.2022

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН РАЗРЫВА ЗВЕНЬЕВ В ИЗДЕЛИИ «ЦЕПЬ КРУГЛАЯ ПЛОСКОЗВЕННАЯ» ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ У ПОТРЕБИТЕЛЯ

И. А. КОВАЛЕВА, Н. А. ХОДОСОВСКАЯ, И. А. ГУЗОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: nl.icm@bmz.gomel.by, тел.: + 375-2334-54903

В статье описаны проведенные исследования изделия «цепь круглая плоскозвенная» с разрывом трех звеньев после термической обработки и механических испытаний у потребителя. Целью проведения исследований явилось определение причины разрушения звеньев цепи. При визуальном осмотре цепи выявлены разрывы трех звеньев из девяти. Разрыв произошел в зоне заводского клеймения. Проведено металлографическое исследование двух образцов, вырезанных из звена цепи с разрывом и звена без разрыва. В ходе исследования был обнаружен поверхностный слой, отличный от основной микроструктуры. Наличие обнаруженного поверхностного слоя обусловлено проведением поверхностной закалки. Упрочненная зона поверхности звена с разрывом практически в 2 раза меньше, чем в звене без разрыва. Количество остаточного аустенита больше и крупнее в звене с разрывом. В результате исследований установлено, что разрушение звеньев цепи произошло по причине нарушения режима термообработки поверхностного слоя.

Ключевые слова. Эксплуатация цепей, термическая обработка, цепь круглая плоскозвенная, излом, волокнистое строение, металлографический анализ, поперечное сечение исследуемых образцов, мартенсит, остаточный аустенит.

Для цитирования. Ковалева, И. А. Определение причин разрыва звеньев в изделии «цепь круглая плоскозвенная» после механических испытаний на усталостную прочность у потребителя / И. А. Ковалева, Н. А. Ходосовская, И. А. Гузова // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 47–50. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-47-50>.

DETERMINATION OF THE REASONS FOR THE RUPTURE OF LINKS IN THE PRODUCT “ROUND FLAT-LINK CHAIN” AFTER MECHANICAL TESTS FOR FATIGUE STRENGTH AT THE CONSUMER

I. A. KOVALEVA, N. A. HODOSOVSKAYA, I. A. GUZOVA, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel region, Belarus 37, Promyshlennaya str. E-mail: nl.icm@bmz.gomel.by, Tel.: + 375-2334-54903

The article describes the conducted research of the product “round flat-link chain”, with the rupture of three links after heat treatment and mechanical tests at the consumer. The purpose of the research was to determine the cause of the destruction of the chain links. Visual inspection of the chain revealed breaks in three of the nine links. The rupture occurred in the area of factory branding. A metallographic study of two samples cut from a chain link with a break and a link without a break was carried out. During the study, a surface layer was found that was distinguishable from the main microstructure. The presence of the detected surface layer is due to surface hardening. The hardened area of the surface of the link with a break is almost two times smaller than in the link without a break. The amount of residual austenite is larger and larger in the link with the gap. As a result of the conducted studies, it was found that the destruction of the chain links occurred due to a violation of the heat treatment regime of the surface layer.

Keywords. Operation of chains, heat treatment, round flat-link chain, fracture, fibrous structure, metallographic analysis, cross-section of the studied samples, martensite, residual austenite.

For citation. Kovaleva I. A., Hodosovskaya N. A., Guzova I. A. Determination of the reasons for the rupture of links in the product “round flat-link chain” after mechanical tests for fatigue strength at the consumer. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 47–50. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-47-50>.

Круглозвенные цепи предназначены для использования в забойных и штрековых конвейерах, а также в качестве тягового органа в струговых установках. Учитывая жесткие условия эксплуатации цепей, к ним предъявляют повышенные требования по механическим характеристикам, износостойкости, равномерности структуры, твердости [1]. После проведения термической обработки и механических испытаний у потребителя произошел разрыв звеньев цепи.

Целью данной работы является исследование причины разрушения (разрыва) плосковзвонной цепи. Объект исследования – «цепь круглая плосковзвонная» с разрывом трех звеньев после проведения термической обработки и механических испытаний у потребителя. Материалом для изготовления данного изделия служил металл производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», выплавленный, разлитый и прокатанный по требованиям потребителя. Состояние поставки – катанка диаметром 9,0 мм, марка стали 20Г2Р. Химический состав металла приведен в таблице.

Химический состав металла

Марка стали	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	B	Al	Sn	N2
20Г2Р	0,20	0,23	1,06	0,009	0,006	0,04	0,08	0,14	0,002	0,030	0,010	0,009

Из таблицы видно, что данная марка стали борсодержащая. Имеется незначительное количество бора, что позволяет сохранить наилучшие механические свойства готовых изделий и обеспечить получение мелкозернистой структуры после горячей прокатки в высокотемпературном режиме, т.е. выше температуры начала рекристаллизации аустенита [2].

При визуальном осмотре цепи выявлены разрывы трех звеньев из девяти. Разрыв произошел в зоне заводского клеймения (рис. 1).

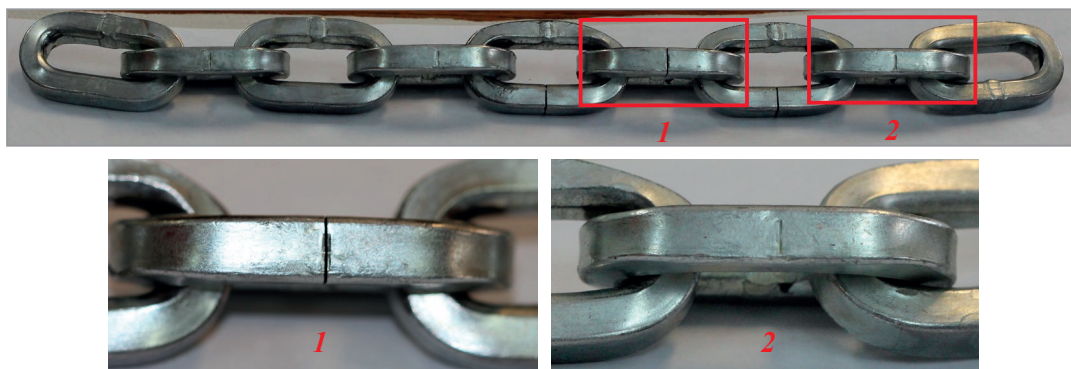


Рис. 1. Внешний вид представленных образцов

С целью определения причины разрыва был проведен анализ состояния разрушения по излому звеньев. Поверхность разрушения матовая (без металлического блеска) темно-серого цвета. По всему периметру поперечного сечения звена цепи наблюдается поверхностный мелкозернистый слой, отличный от структуры основного металла. Излом представляет собой однородную поверхность вязкого, внутризеренного разрушения и классифицируется как волокнистый (рис. 2).

Волокнистое строение – название условное. При больших увеличениях в волокнистом изломе выявляется ямочный микрорельеф.

Получение волокнистого излома обеспечивается характером легирования стали и ее термической обработкой – закалкой и отпуском. Режимы обработки должны обеспечивать равномерное распределение вторичных фаз; получение аустенитного зерна минимальных размеров; скорость охлаждения при закалке, обеспечивающую получение минимального количества немартенситных продуктов превращения



Рис. 2. Внешний вид излома звена цепи

и остаточного аустенита; скорость охлаждения при отпуске, препятствующую развитию обратимой отпускной хрупкости; заданный уровень прочности и ударной вязкости стали при минимальной критической температуре хрупкости [3].

Для проведения металлографического анализа образцы замаркировали: № 1 с разрывом звена и № 2 без разрыва. Были вырезаны поперечные микрошлифы. Исследование микрошлифов проводили в не травленном состоянии и после травления в 4% -ном растворе азотной кислоты [4], в светлом поле зрения с помощью инвертированного металлографического микроскопа отраженного света «OLYMPUS GX-51» с цифровой системой изображений.

Анализ показал отсутствие грубых неметаллических включений в подповерхностном слое всех исследуемых образцов. После травления поперечных микрошлифов в 4%-ном растворе азотной кислоты выявлено, что структура представляет собой мелкокристаллический мартенсит. В ходе исследования обнаружен поверхностный слой, отличный от основной микроструктуры. Наличие обнаруженного слоя обусловлено проведением поверхностной закалки.

Сущность поверхностной закалки состоит в том, что поверхностные слои детали быстро нагревают выше температуры закалки, а затем охлаждают со скоростью выше критической. Основное назначение поверхностной закалки: повышение твердости, износостойкости и предела выносливости поверхности при сохранении вязкой сердцевины. Нагрев в принципе может быть осуществлен разными способами. В промышленности самым распространенным способом поверхностного упрочнения является индукционная закалка с нагревом токами высокой частоты. При микроструктурном анализе (рис. 3) видно, что упрочненная зона состоит из двух слоев: светлый у самой поверхности и далее более темный. Верхний светлый слой имеет структуру мартенсита закалки. Мартенсит образовался при быстром охлаждении поверхности. Более темный слой – мартенсит отпуска. Это тот мартенсит, который тоже образовался при ускоренном охлаждении, но дольше находился при повышенной температуре, чего оказалось достаточно, для того чтобы произошел отпуск [5].

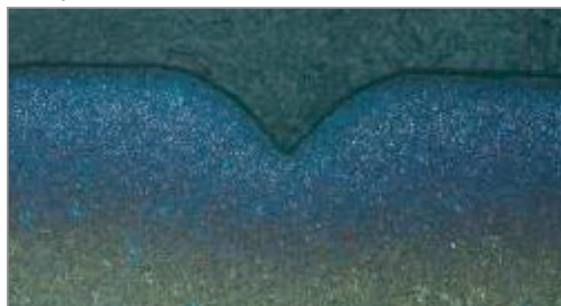


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения звена цепи

Одним из параметров, характеризующим прочность цепей, является разрушающая нагрузка цепи в целом (и пластин звеньев цепи в частности), зависящая от выбранного способа упрочняющей обработки.

Необходимо обратить внимание, что упрочненная зона поверхности в образце № 1 (звено с разрывом) практически в 2 раза меньше, чем в образце № 2 (звено без разрыва.)

Также следует отметить, что в образце, вырезанном от звена с разрывом, количество остаточного аустенита (белые участки) больше и его зерна крупнее, чем в образце, вырезанном от звена цепи без разрыва (рис. 4).

Изучение различного рода информации показывает, что присутствие остаточного аустенита в структуре закаленной стали – явление в большинстве случаев отрицательное: так как твердость аустенита значительно меньше твердости мартенсита (200 и 700 HB соответственно), то и твердость закаленной стали, в структуре которой присутствует остаточный аустенит, получается меньше; остаточный аустенит при распаде вызывает постепенное самопроизвольное изменение размеров деталей, а это недопустимо для деталей, которые должны иметь постоянные размеры.

Наличие остаточного аустенита в деталях, работающих в условиях циклических контактных напряжений, особенно нежелательно. Остаточный аустенит негативно влияет не только потому, что, распадаясь и превращаясь в мартенсит, он приводит к короблению деталей и изменению их размеров, но главным образом потому, что он снижает контактную прочность, способствуя зарождению первичных трещин усталости [6].

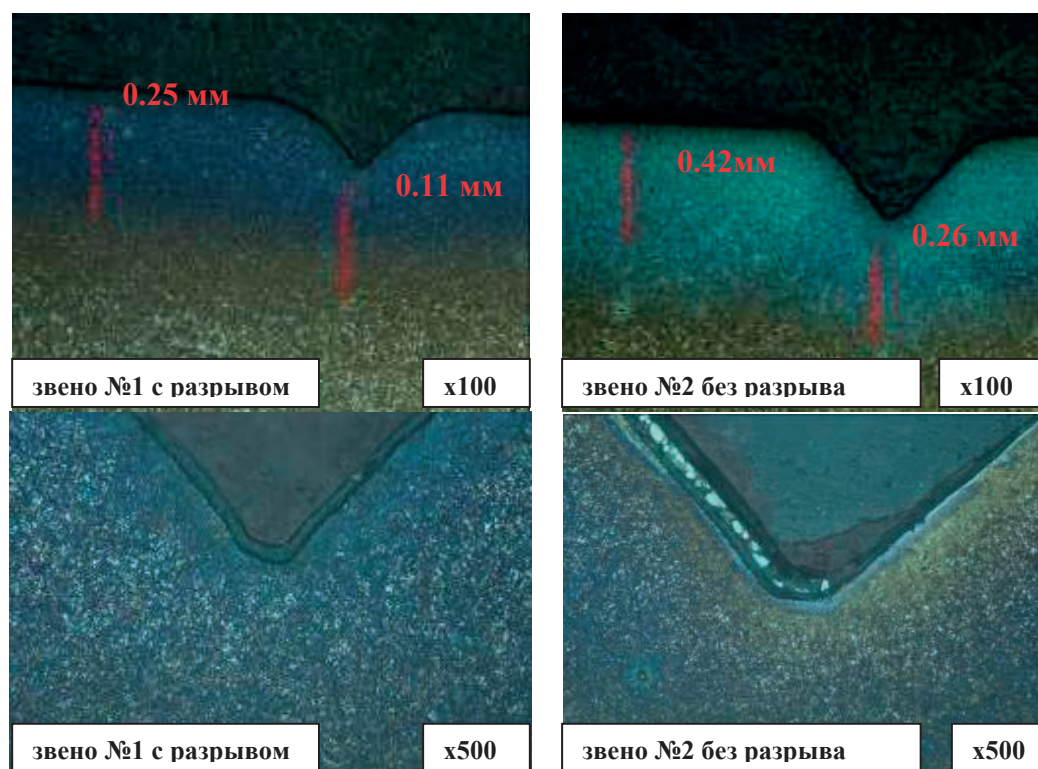


Рис. 4. Микроструктура в поперечном сечении исследуемых образцов

Выводы

В результате проведенной работы исследовано изделие «цепь круглая плоскозвенная» с разрывом трех звеньев после проведения термической обработки и механических испытаний у потребителя. Металлографические испытания показали неравномерную закаленную упрочненную зону поверхности и наличие остаточного аустенита в звене с разрывом, количество которого больше и крупнее, чем в звене без разрыва. В ходе исследования определено, что существенной причиной разрушения звеньев цепи явилось нарушение режимов термообработки, связанных, во-первых, с неравномерностью нагрева и охлаждения, во-вторых, с увеличением объема стали при образовании мартенсита.

ЛИТЕРАТУРА

1. Продукция для горной промышленности [Электронный ресурс]. Режим доступа: https://www.thiele.de/download/kataloge/bergbau/THIELE_Mining_catalog_2015_russian.pdf.
2. Парусов В. В., Парусов О. В., Сычков А. Б. Прокат из борсодержащих сталей для высокопрочных крепежных изделий. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2010. 155 с.
3. Герасимова Л. П., Ежов А. А., Маресев М. И. Изломы конструкционных сталей: справ. М.: Metallurgiya, 1987. 272 с.
4. Баранова Л. В., Демина Э. Л. Металлографическое травление металлов и сплавов: справ. М.: Metallurgiya, 1986. 255 с.
5. Поверхностное упрочнение [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://structure.by/index.php/studentam/o-laboratorykh-rabotakh/80-poverkhnostnoe-uprochnenie>.
6. Присутствие-остаточный аустенит [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://www.ngpedia.ru/id322324p1.html>.

REFERENCES

1. https://www.thiele.de/download/kataloge/bergbau/THIELE_Mining_catalog_2015_russian.pdf
2. Parusov V. V., Parusov O. V., Sychkov A. B. *Prokat iz borsoderzhashhih stalej dlja vysokoprochnyh krepezhnykh izdelij* [Rolled products from boron steels for high-strength fasteners]. Dnepropetrovsk, ART-PRESS Publ., 2010, 155 p.
3. Gerasimova L. P., Ezhov A. A., Maresev M. I. *Izlomy konstrukcionnyh stalej* [Structural steel fractures]. Moscow, Metallurgija Publ., 1987, 272 p.
4. Baranova L. V., Demina Je. L. *Metallograficheskoe travlenie metallov i splavov* [Metallographic etching of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 255 p.
5. <http://structure.by/index.php/studentam/o-laboratorykh-rabotakh/80-poverkhnostnoe-uprochnenie>.
6. <https://www.ngpedia.ru/id322324p1.html>.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-51-54>
УДК 669

Поступила 10.11.2022
Received 10.11.2022

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

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

При контроле длины площадки текучести рассмотрено влияние размера зерна феррита, количества перлита, температуры, скорости и схемы деформирования на локализацию пластической деформации низкоуглеродистой стали, снижающую способность металла к деформационному упрочнению.

Ключевые слова. Длина площадки текучести, деформация в приграничных областях зерен, внутризеренная деформация, локализация пластической деформации, способность к деформационному упрочнению.

Для цитирования. Фетисов В. П. Локализация пластической деформации при деформировании низкоуглеродистой стали / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 51-54. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-51-54>.

LOCALIZATION OF PLASTIC DEFORMATION DURING DEFORMATION OF LOW-CARBON STEEL

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

When controlling the length of the yield site, the influence of the ferrite grain size, the amount of perlite, temperature, speed and deformation scheme on the localization of low-carbon steel plastic deformation, which reduces the ability of the metal to deformation hardening, is considered.

Keywords. The length of the yield point, deformation in the boundary areas of grains, intragrain deformation, localization of plastic deformation, the ability to strain hardening.

For citation. Fetisov V. P. Localization of plastic deformation during deformation of low-carbon steel. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 51-54. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-51-54>.

Характерной особенностью деформирования поликристаллических металлов является неоднородность пластической деформации как в пределах одного зерна, так и для макрообъемов при одновременном деформировании всех зерен в начальной стадии и на различную величину при последующей одновременной деформации. Внешним проявлением локализации пластической деформации в начальной стадии является образование площадки текучести на диаграммах деформации, длина которой отражает общий уровень неоднородности деформации [1].

Наиболее ярко локализация пластической деформации проявляется при низкотемпературном деформировании [2]. Для заданных условий деформирования (скорость и температура) существует определенной величины средняя критическая деформация, равная длине площадки текучести, на которую локально удлиняются отдельные макрообъемы, нарушая сплошность металла. При этом понижение температуры деформации ниже комнатной и повышение скорости деформирования существенно увеличивают длину площадки текучести.

Влияние повышенных температур деформации на длину площадки текучести представлено в работе [3]. Для нормализованных углеродистых сталей 10 и 45 в области температур динамического деформационного старения наблюдается увеличение параметра локализации пластической деформации. Аналогичное изменение длины площадки текучести обнаружено при уменьшении содержания углерода в стали. Однако для выявления общих закономерностей локализации пластической деформации указанные исследования необходимо дополнить влиянием структурного фактора.

В работе [4] установлена зависимость деформируемости горячекатаной и ускоренно охлажденной низкоуглеродистой катанки при однократном волочении и со сверхбольшими суммарными обжатиями от локализации пластической деформации при контроле длины площадки текучести.

Общими недостатками работ [2–4] являются отсутствие учета роли сжимающих напряжений в формировании локализации пластической деформации низкоуглеродистой стали; оценки зависимости способности металла к деформационному упрочнению от локализации пластической деформации.

Целью настоящей работы являются исследования: влияния размера зерна феррита, количества перлита, температуры, скорости и схемы деформации на изменение длины площадки текучести низкоуглеродистой стали; взаимосвязи параметра локализации пластической деформации с показателем деформационного упрочнения.

Проведенные эксперименты на сталях 15кп и 35 показали, что длина площадки текучести уменьшается при увеличении размера зерна феррита, повышении количества перлита в стали и при переходе от деформации растяжением к сжатию (рис. 1). Рост температуры деформации приводит к уменьшению длины площадки текучести. Однако для температур развития динамического деформационного старения [5] отмечается повышение длины площадки текучести, причем в большой степени для крупнозернистой стали, но при этом уровень значений при комнатной температуре не достигается (рис. 2). Повышение скорости деформации обеспечивает увеличение длины площадки текучести независимо от температуры деформирования, но более интенсивно для мелкозернистой стали (рис. 2).

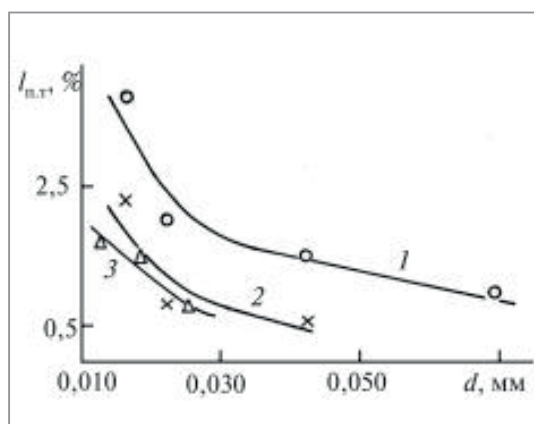


Рис. 1. Влияние размера зерна феррита (d) на длину площадки текучести ($l_{пл.}$) стали 15кп (1, 2) и стали 35 (3) при деформации растяжением (1, 3) и сжатием (2) со скоростью 10^{-3} с^{-1} при температуре 20°C

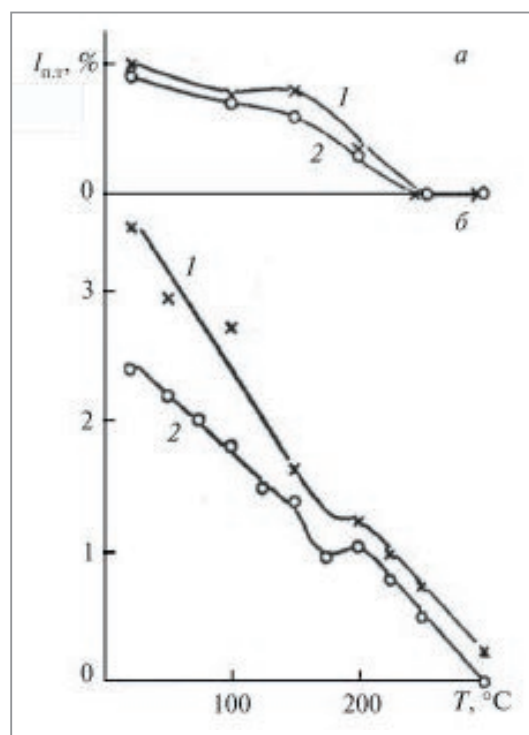


Рис. 2. Влияние температуры деформации (T) на длину площадки текучести ($l_{пл.}$) стали 15кп в зависимости от скорости деформации ($1 - 10^{-3} \text{ с}^{-1}$; $2 - 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) и размера зерна феррита ($a - 0,11 \text{ мм}$; $b - 0,016 \text{ мм}$)

Выполненный в работе [1] анализ дислокационной структуры железа при деформировании в области площадки текучести позволил определить особенности распределения дислокаций и остаточных деформаций, ответственных за локализацию пластической деформации: преимущественная остаточная деформация в приграничных областях зерен усиливает неоднородность пластической деформации (увеличение длины площадки текучести), а внутризеренная деформация уменьшает локализацию пластической деформации (снижение длины площадки текучести).

Контроль дислокационной структуры стали с содержанием углерода 0,15% показал [6], что при деформировании до верхнего предела текучести имеет место более интенсивное генерирование свежих дислокаций в приграничных областях ферритных зерен. В результате плотность дислокаций в границах зерен больше, чем в объеме зерна. Следовательно, увеличение общей протяженности границ в мелкозернистой стали должно приводить к усилению локализации пластической деформации с уменьшением размера зерна феррита и соответственно к повышению длины площадки текучести, что подтверждается экспериментальными данными (см. рис. 1). При этом увеличение сопротивления движению дислокаций

с ростом скорости деформирования способствует дальнейшему усилению локализации пластической деформации и повышению длины площадки текучести (рис. 2).

Активизация источников дислокаций внутри зерна в стали 15кп для сжимающих напряжений усиливает внутризеренную деформацию, обеспечивая снижение локализации пластической деформации и уменьшение длины площадки текучести при деформировании сжатием (см. рис. 1).

Исследования дислокационной структуры сталей 15кп и 35 с сопоставимыми размерами зерна феррита, деформированных на длину площадки текучести [5], выявили более высокую плотность дислокаций в ферритных участках, примыкающих к перлиту, по сравнению с зернами, не контактирующими со второй фазой. Кроме того, пластическая деформация распространяется также на феррит в перлите. Указанный характер дислокационной структуры обеспечивает увеличение доли внутризеренной деформации в стали 35 и, тем самым, снижение длины площадки текучести с увеличением количества перлита в стали (см. рис. 1).

Влияние размера зерна феррита в сталях 15кп и 35 на длину площадки текучести ($\ell_{пт}$) и показатель деформационного упрочнения (n) при деформации растяжением со скоростью 10^{-4} с^{-1} и температуре 20°C

Показатель	Размер зерна феррита d , мкм							
	Сталь 15 кп					Сталь 35		
	0,016	0,022	0,042	0,069	0,11	0,012	0,018	0,025
$\sigma_{\text{в}}, \text{ Н/мм}^2$	406,7	386,1	365,5	345,0	329,3	527,2	489,0	480,2
$\ell_{пт}, \%$	2,40	1,49	1,30	1,0	0,91	1,53	1,38	0,63
$Y\ell_{пт} = \frac{1}{\ell_{пт}}$	0,42	0,67	0,77	1,0	1,10	0,65	0,72	1,59
n	0,20	0,33	0,34	0,35	0,37	0,28	0,32	0,33

Приведенные в таблице результаты исследований отражают для различного структурного состояния взаимосвязь длины площадки текучести и показателя деформационного упрочнения n в известном уравнении $\sigma = K\varepsilon^n$ (σ и ε – истинные напряжение и деформация; K – коэффициент упрочнения). Обратно пропорциональная зависимость $\ell_{пт}$ и n от размера зерна феррита свидетельствует, что уменьшение локализации пластической деформации способствует росту склонности низкоуглеродистой стали к деформационному упрочнению.

Увеличение в начальной стадии деформирования крупнозернистой стали плотности дислокаций в теле зерна при внутризеренной деформации обеспечивает по мере повышения степени деформации снижение плотности подвижных дислокаций при взаимодействии движущихся дислокаций с лесом дислокаций, что наряду с усилением блокировки дислокаций атомами внедрения при увеличении размера зерна феррита [7] приводит к росту показателя деформационного упрочнения (см. таблицу).

Повышение способности к деформационному упрочнению низкоуглеродистой стали характерно также для деформации сжатием по сравнению с растяжением [7].

Применение обратной величины длины площадки текучести (показатель $Y\ell_{пт}$) в качестве параметра локализации пластической деформации позволяет сопоставить структурную чувствительность показателей $Y\ell_{пт}$ и n : отношение $Y\ell_{пт}$ для экстремальных размеров зерна феррита составляет 2,62 против 1,85 для n (сталь 15кп) и 2,45 против 1,18 для стали 35.

Таким образом, уменьшение локализации пластической деформации с ростом размера зерна феррита и для сжимающих напряжений способствует повышению склонности низкоуглеродистой стали к деформационному упрочнению, а контроль показателя $Y\ell_{пт}$ может служить дополнительным критерием способности металла к деформационному упрочнению. В свою очередь, при волочении низкоуглеродистой катанки увеличение способности металла к деформационному упрочнению и уменьшение локализации пластической деформации, повышая коэффициент запаса прочности и однородность процесса деформирования, обеспечивают рост максимально допустимых единичных обжатий при сверхбольших суммарных деформациях [4].

Выводы

1. Уменьшение размера зерна феррита и количества перлита, повышение скорости деформирования, развитие процессов динамического деформационного старения и растягивающие напряжения усиливают локализацию пластической деформации при деформировании низкоуглеродистой стали.

2. Сжимающие напряжения в схеме деформирования снижают локализацию пластической деформации.
3. Уменьшение локализации пластической деформации способствует повышению склонности металла к деформационному упрочнению и росту деформируемости при волочении низкоуглеродистой стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Иванова, В. С.** Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов / В. С. Иванова, Л. К. Гордиенко, В. Н. Геминов и др. М.: Наука, 1965, 180 с.
2. **Попов, К. В.** Низкотемпературная хрупкость стали и деталей машин / К. В. Попов, В. Г. Савицкий. М.: Машиностроение, 1969, 192 с.
3. **Бабич, В. К.** Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. М.: Металлургия, 1972, 320 с.
4. **Фетисов, В. П.** Контроль деформируемости при волочении низкоуглеродистой катанки / В. П. Фетисов // *Литье и металлургия*. 2022. № 3. С. 61–63.
5. **Фетисов, В. П.** Деформационное старение стали при волочении проволоки / В. П. Фетисов. Минск: Белоргстанкинпромиздат, 1996. 120 с.
6. **Терентьев, В. Ф.** Особенности протекания пластической деформации ОЦК металлов в области микротекучести / В. Ф. Терентьев, Л. Г. Орлов, В. Г. Пойда // *Проблемы прочности*. 1972. № 9. С. 34–37.
7. **Фетисов, В. П.** Деформационное упрочнение углеродистой стали / В. П. Фетисов. М.: Мир, 2005, 200 с.

REFERENCES

1. **Ivanova V.S., Gordienko L.K., Geminov V.N.** *Rol' dislokacij v uprochnenii i razrushenii metallov* [The Role of Dislocations in hardening and fracture of metals]. Moscow, Nauka Publ., 1965, 180 p.
2. **Popov K.V., Savickij V.G.** *Nizkotemperaturnaya hrupkost' stali i detalej mashin* [Low-temperature brittleness of steel and machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1969, 192 p.
3. **Babich V.K., Gul' Yu. P., Dolzhenkov I. E.** *Deformacionnoe starenie stali* [Strain aging of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972, 320 p.
4. **Fetisov V.P.** Kontrol' deformiruемости pri volochenii nizkouglerodistoj katanki [Deformability control when drawing low-carbon wire rod]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 61–63.
5. **Fetisov V.P.** *Deformacionnoe starenie stali pri volochenii provoloki* [Deformational aging of steel during wire drawing]. Minsk, Belorgstankinpromizdat Publ., 1996, 120 p.
6. **Terent'ev V.F., Orlov L.G., Pojda V.G.** Osobennosti protekaniya plasticheskoy deformacii OCK metallov v oblasti mikrotekuchesti [Features of the flow of plastic deformation of bcc metals in the region of microfluidity]. *Problemy prochnosti = Strength issues*, 1972, no. 9, pp. 34–37.
7. **Fetisov V.P.** *Deformacionnoe uprochnenie uglerodistoj stali* [Carbon steel strain hardening]. Moscow, Mir Publ., 2005, 200 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-55-57>
УДК 669

Поступила 10.11.2022
Received 10.11.2022

ОПЫТ ПРОИЗВОДСТВА КАТАНКИ ИЗ СТАЛИ МАРКИ Св-08Г2С ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕГО ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ

С. В. АДДЕЕВ, В. В. САВИНКОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: techb.spc2@bmz.gomel.by

Сварочная проволока, применяемая для сварки металлоконструкций, должна обладать высокими технологическими и механическими свойствами, так как она является основным материалом, обеспечивающим требуемые химический состав и свойства металла сварного шва конструкций. В данной статье описан опыт производства катанки из стали марки Св-08Г2С для последующего производства сварочной проволоки в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». Разработана технология производства сварочной проволоки в условиях стана 150 с проведением термической обработки произведенной катанки для придания ей требуемой пластичности и последующей переработкой в метизном производстве в сварочную проволоку. Со строительством нового современного мелкосортно проволочного стана 370/150 усовершенствована разработанная технология производства сварочной проволоки с получением максимальной пластичности исходной катанки с целью исключения всех видов дополнительной термической обработки на метизном переделе за счет выбора рационального химического состава стали и формирования благоприятной микроструктуры металла. Полученная катанка прошла успешную переработку в метизном производстве в омедненную сварочную проволоку без проведения дополнительной термообработки.

Ключевые слова. Сварочная проволока, сталь Св-08Г2С, бейнитно-мартенситные участки, термостатирование, линия «Стелмор», теплоизолирующие крышки.

Для цитирования. Авдеев, С. В. Опыт производства катанки из стали марки Св-08Г2С для последующего изготовления сварочной проволоки / С. В. Авдеев, В. В. Савинков // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 55–57. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-55-57>.

EXPERIENCE IN THE PRODUCTION OF WIRE RODS MADE OF STEEL GRADE SV-08G2S FOR THE SUBSEQUENT MANUFACTURE OF WELDING WIRE

S. V. AUDZEYEV, V. V. SAVINKOV, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”,
Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: techb.spc2@bmz.gomel.by

Welding wire used for welding metal structures must have high technological and mechanical properties, since it is the main material that provides the required chemical composition and properties of the metal of the welded seam of structures. This article describes the experience of producing wire rods made of steel grade Sv-08G2S for the subsequent production of welding wire in the conditions of OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”. The technology of welding wire production in the conditions of mill 150 has been developed with heat treatment of the produced wire rod to give it the required plasticity and subsequent processing in hardware production into welding wire. With the construction of a new modern small-grade wire mill 370/150, the developed technology of welding wire production has been improved to obtain maximum plasticity of the initial wire rod in order to exclude all types of additional heat treatment at the hardware conversion due to the choice of a rational chemical composition of steel and the formation of a favorable microstructure of metal. The wire rod obtained as a result of the work has been successfully processed in hardware production into copper-plated welding wire without additional heat treatment.

Keywords. Welding wire, steel Sv-08G2S, bainite-martensitic sections, thermostating, “Stelmor” line, heat-insulating covers.

For citation. Audzeyev S. V., Savinkov V. V. Experience in the production of wire rods made of steel grade Sv-08G2S for the subsequent manufacture of welding wire. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 55–57. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-55-57>.

В настоящее время около 98% стальных конструкций выполняются сварными. Высокое качество и долговечность сварных металлических конструкций зависит от качества сварочных работ и эффективности сварочных материалов. Одним из главных условий сварки металлоконструкций, влияющим на их качество и работоспособность, является правильный выбор применяемой сварочной проволоки, которая должна обладать высокими технологическими и механическими свойствами, так как она служит

основным материалом, обеспечивающим требуемые химический состав и свойства металла сварного шва конструкций. При этом наиболее широко используется сварочная электродная проволока из кремнемарганцевой стали марки типа Св-08Г2С. Основной нормативно-технический документ, регламентирующий требования к сварочной проволоке, – это ГОСТ 2246, в котором указаны требования к 77 маркам стальной сварочной проволоки различного химического состава. В строительстве и производстве широко используются всего несколько марок стали, остальные стали являются специальными и применяются в машиностроении, энергетике, атомной промышленности и специальном строительстве. Наиболее применяемой сварочной проволокой для полуавтомата при работе с низколегированными сталями (к которым относятся 90 % производимого металлопроката) является проволока марки Св-08Г2С и ее аналоги по международным классификациям. Сварочная проволока для полуавтоматов марки Св-08Г2С выпускается как в омедненном варианте (для защиты от коррозии), так и без защитного покрытия. Такая популярность объясняется широким спектром применения и высокой универсальностью, хорошими качествами сварного соединения и дешевизной производства Св-08Г2С [1–3].

Основной особенностью кремнемарганцевых сталей, относящихся к ферритно-мартенситному классу, является наличие в структуре катанки бейнитно-мартенситных участков, которое снижает технологическую пластичность катанки, поэтому возможности последующей переработки в метизном производстве посредством волочения значительно ограничиваются. В катанке из стали марки Св-08Г2С формируется многокомпонентная структура, содержащая ферритную, перлитную, бейнитную и мартенситную составляющие. Образование бейнитно-мартенситных участков в структуре, связанное со стабилизирующим действием на аустенит легирующих элементов и неоднородностью их распределения из-за ликвационных процессов, требует проведения на метизном переделе одной-двух операций рекристаллизационного отжига катанки и/или проволоки для снятия наклепа и безобрывного волочения. Дополнительная термическая обработка в значительной степени увеличивает себестоимость производства сварочной проволоки, что приводит к снижению конкурентоспособности этой металлопродукции на рынке [4].

В ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» с 2013 г. ведется освоение производства катанки из стали марки Св-08Г2С в условиях прокатного стана 150. В результате проведенной работы в условиях стана 150 был разработан опытный режим прокатки катанки марки Св-08Г2С, позволяющий осуществлять термостатирование производимой катанки на линии «Стелмор» в течение не менее 7 мин с плотностью укладки витков 235 витков на метр.

Было установлено, что катанка, термически обработанная в линии «Стелмор» стана 150, имеет высокий предел прочности ($675\text{--}695\text{ Н/мм}^2$) и неудовлетворительную микроструктуру с бейнито-мартенситными участками (не менее 30 %). Данный комплекс свойств обусловил низкую технологичность последующей переработки катанки в одном из метизных цехов предприятия. Для достижения высокой деформируемости катанки марки Св-08Г2С необходимо снижение скорости охлаждения витков катанки под теплоизолирующими крышками, что ввиду короткой линии «Стелмор» стана 150 не представлялось возможным. Кроме того, проведенная работа показала необходимость выработки подходящего химического состава стали для получения оптимального уровня физико-механических свойств катанки в горячекатаном состоянии.

При проектировании нового прокатного стана 370/150 были учтены все технические требования для медленного охлаждения, которое производится до $0,3\text{ }^{\circ}\text{C/с}$. Медленная скорость охлаждения обеспечивается путем накопления на роликовом транспортере массивного пакета спирали витков с целью увеличения эффекта тепловой массы, ведущего к сокращению скорости охлаждения. Предусмотрены теплоизоляционные покрытия, нанесенные сверху на сектор рольганга, на котором необходимо выполнить вышеупомянутый режим медленного охлаждения. Протяженность роликового транспортера составляет 120 м. В связи с этим работа по освоению производства катанки из стали марки Св-08Г2С была выполнена в условиях нового стана 370/150.

Экспериментально опробовано множество режимов прокатки катанки с изменением скоростей прокатки, температур различных стадий процесса, скоростей и условий работы вентиляторов линии «Стелмор», выработаны целевые значения содержания некоторых элементов (С, Мп и др.) в химическом составе плавок стали марки Св-08Г2С. Проведенная работа решила возникающие технологические проблемы с производством данной продукции, такие, как:

- неудовлетворительная укладка бухт катанки в виду значительного увеличения плотности витков катанки при соответствующем увеличении времени термостатирования катанки на линии «Стелмор»;

- получение большой массы, образующейся на поверхности катанки окалины и последующие сложности ее удаления при переработке в метизном производстве;
- наличие бейнито-мартенситных участков в микроструктуре производимой катанки;
- получение повышенного предела прочности производимой катанки.

Были выработаны технологические режимы производства катанки стали марки Св-08Г2С, позволяющие производить катанку, успешно подвергаемую переработке в метизном производстве на омедненную сварочную проволоку без проведения дополнительной термообработки.

В настоящее время продолжается работа по выработке технологических режимов катанки из стали марки Св-08Г2С, способной успешно проходить переработку в метизном производстве на неомедненную сварочную проволоку без проведения дополнительной термообработки.

В дальнейшем в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» запланировано проведение работ по освоению технологии производства катанки из стали марок Св-08Г2С, Св-08Г2СР, Св-08ГС, Св-08ГСР, Св-10НМА, Св-08ГНМ и Св-08ГА со специальными физико-механическими свойствами и характеристиками.

ЛИТЕРАТУРА

1. Колпак В.П., Суходольская Т.Ю. Влияние термо- и механоциклического воздействия на уровень свойств проволоки из стали 08Г2С // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 1985. № 3. 49 с.
2. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. М.: *Металлургия*, 1986. 207 с.
3. Парусов В.В., Чуйко И.Н., Парусов О.В. и др. Структурообразование в катанке из легированных сталей сварочного назначения // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2008. № 6. С. 47–49.
4. Парусов В.В., Сычков А.Б., Чуйко И.Н. и др. Влияние химического состава на структуру, свойства и технологическую пластичность катанки сварочного назначения из стали Св-08ГНМ // *Теория и практика металлургии*. 2009. № 1–2. С. 98–102.

REFERENCES

1. Kolpak V.P., Suhodol'skaja T. Ju. Vlijanie termo- i mehanociklicheskogo vozdejstviya na uroven' svojstv provoloki iz stali 08G2S [Influence of thermal and mechanocyclic effects on the level of properties of wire from steel 08G2S]. *Metallurgicheskaja i gornorudnaja promyshlennost' = Metallurgical and mining industry*, 1985, no. 3, 49 p.
2. Golovanenko S.A., Fonshtejn N.M. Dvuhfaznye nizkolegированные stali [Duplex low alloy steels]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 207 p.
3. Parusov V.V., Chujko I.N., Parusov O.V. et. al. Strukturoobrazovanie v katanke iz legirovannyh stalej svarochnogo naznachenija [Structure formation in wire rod from alloyed steels for welding purposes]. *Metallurgicheskaja i gornorudnaja promyshlennost' = Metallurgical and mining industry*, 2008, no. 6, pp. 47–49.
4. Parusov V.V., Sychkov A.B., Chujko I.N. et. al. Vlijanie himicheskogo sostava na strukturu, svojstva i tehnologicheskiju plastichnost' katanki svarochnogo naznachenija iz stali Sv-08GNM [Influence of the chemical composition on the structure, properties and technological plasticity of wire rod for welding purposes from steel Sv-08GNM]. *Teorija i praktika metallurgii = Theory and practice of metallurgy*, 2009, no. 1–2, pp. 98–102.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-58-62>
УДК 669

Поступила 18.11.2022
Received 18.11.2022

ИЗУЧЕНИЕ И РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОНКОЙ ПРОВОЛОКИ И МЕТАЛЛОКОРДА

Е. С. ЕЛЬЦОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: imp.icm@bmz.gomel.by
Ю. Л. БОБАРИКИН, Ю. В. МАРТЬЯНОВ, Гомельский государственный технический университет
им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: bobarikin@tut.by

Прогнозирование физико-механических свойств тонкой проволоки и металлокорда обеспечит повышение качества латунированной тонкой проволоки, снижение количества и времени технологических пауз, повысит технологичность свивки металлокорда. Учитывая, что при деформации проявляется анизотропия свойств тонкой проволоки, прогнозирование физико-механических свойств и степени неравномерности деформации становится актуальной задачей.

В работе показано, что увеличение скорости волочения тонкой проволоки ведет к приобретению более равномерной и мелкозернистой структуры. Разработаны зависимости физико-механических свойств тонкой латунированной проволоки после свивки металлокорда от скорости тонкого волочения. Исследовано влияние скорости деформации на микротвердость тонкой стальной проволоки. Определено, что для повышения производительности свивки металлокорда требуется привести зависимость роста твердости и эквивалентных напряжений в проволоках металлокорда к линейному виду путем изменения скорости свивки на отдельных ее этапах. Для практического использования выведены зависимости механических свойств тонкой проволоки класса прочности НТ от скорости волочения.

В ходе проведения анализа были получены результаты, которые применимы при проектировании новых или доработки существующих маршрутов волочения тонкой проволоки, а также при проектировании новых конструкций металлокорда.

Ключевые слова. Металлокord, тонкая латунированная проволока, вдвоенная волока, микротвердость, микроструктура, свивка металлокорда, механические свойства, волочение.

Для цитирования. Ельцова, Е. С. Изучение и разработка способов прогнозирования физико-механических свойств тонкой проволоки и металлокорда / Е. С. Ельцова, Ю. Л. Бобарикин, Ю. В. Мартьянов // Литье и металлургия. 2022. № 4 С. 58–62. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-58-62>.

STUDY AND DEVELOPMENT OF METHODS FOR PREDICTING THE PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF THIN WIRE AND METAL CORD

E. S. ELTSOVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»,
Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: imp.icm@bmz.gomel.by
Yu. L. BOBARIKIN, Yu. V. MARTYANOV, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoi,
Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: bobarikin@tut.by

Predicting the physical and mechanical properties of thin wire and metal cord will ensure an increase in the quality of latuned thin wire, a reduction in the number and time of technological pauses, and increase the manufacturability of metal cord twisting. Considering that the deformation manifests anisotropy of the properties of thin wire, the prediction of physical and mechanical properties and the degree of unevenness of deformation becomes an urgent task.

The paper studies that an increase in the drawing speed of a thin wire leads to the acquisition of a more uniform and fine-grained structure. The dependences of the physico-mechanical properties of thin latuned wire after the metal cord is twisted on the speed of fine drawing are developed. The effect of the deformation rate on the microhardness of a thin steel wire is investigated. It is determined that in order to increase the productivity of metal cord twisting, it is necessary to bring the dependence of the increase in hardness and equivalent stresses in metal cord wires to a linear form by changing the speed of the twisting at its individual stages. For practical use, the dependences of the mechanical properties of a thin wire of strength class HT on the drawing speed are derived.

During the analysis, the results were obtained, which are applicable in the design of new or modification of existing routes for drawing thin wire, as well as in the design of new metal cord structures.

Keywords. Metal cord, thin latuned wire, double drawing, microhardness, microstructure, metal cord binding, mechanical properties, drawing.

For citation. Eltsova E. S., Bobarikin Yu. L., Martyanov Yu. V. Study and development of methods for predicting the physical and mechanical properties of thin wire and metal cord. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 58–62. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-58-62>.

Введение

Большинство моделей технологических процессов, создаваемых в компьютерных системах инженерного моделирования, таких, как MSC.Nastran, MSC.Marc, MSC.SuperForm, рассматривают обрабатываемый материал изотропным, без учета его структурных составляющих и анизотропии, в итоге снижается точность определения значений напряженно-деформированного состояния (НДС) обрабатываемой заготовки и инструмента, а также основных технологических параметров процессов.

Моделированию подлежит конкретный материал, для этого в программе должны быть вводные данные об этом материале. Сбор данных проводят на миниобразцах исследуемого материала. Результатом физического моделирования является серия кривых «напряжение-деформация» при различных скоростях и температурах деформации, которые загружаются в программу, работающую по алгоритму метода конечных элементов.

Постановка эксперимента

Исследование изменения микроструктуры тонкой проволоки в зависимости от скорости волочения

Для определения микроструктуры тонкой проволоки, изготовленной на различных скоростях волочения (1, 4, 6, 8 и 10 м/с), были отобраны образцы проволоки из стали 80. Образцы одинакового диаметра (0,35 мм) и класс прочности (НТ). Для анализа микроструктуры изготовленных микрошлифов из выбранных образцов использовали метод выявления и определения величины зерна, установленный ГОСТ 5639-82. Анализ микрошлифов проводили с помощью микроскопа ЛОМО МЕТАМ РВ-21-2 при увеличении 800 крат. Сталь 80 является эвтектоидной и состоит преимущественно из перлита, поэтому для выявления и определения величины зерна сталей выбран метод травления сетки перлита.

Полученные средние численные значения площади зерна, количество зерен на площади 1 мм², а также другие параметры приведены в таблице.

Параметры микроструктуры образцов

Скорость волочения, м/с	Балл зерна G	Средняя площадь сечения зерна a , мм ²	Число зерен на площади 1 мм ²			Среднее число зерен в 1 мм ³	Средний диаметр зерна d_m , мм	Средний условный диаметр зерна d_u , мм
			минимальное	среднее	максимальное			
1	11	0,000 061	12 288	16 384	24 576	2 097 152	0,0079	0,0069
4	11	0,000 061	12 288	16 384	24 576	2 097 152	0,0079	0,0069
6	12	0,000 030	24 576	32 768	49 152	5 931 008	0,0056	0,0049
8	12	0,000 030	24 576	32 768	49 152	5 931 008	0,0056	0,0049
10	13	0,000 015	49 152	65 536	98 304	16 777 216	0,0039	0,0032

Из таблицы видно, что при повышении скорости волочения балл зерна увеличивается, структура становится более равномерной и мелкозернистой. Мелкозернистая структура позволяет повысить качество производимой тонкой проволоки, она более пластична и, следовательно, менее подвержена трещинам [1]. С увеличением скорости волочения неметаллические включения распределяются ближе к центру сечения проволоки. Это происходит предположительно из-за увеличения интенсивности деформации. Осевые слои металла, которые при волочении вытягиваются наиболее сильно, из-за дробления зерна стягивают все включения в зону наиболее интенсивной деформации.

Исследование изменения свойств проволоки после свивки металлокорда

Образцы проволоки были свиты на лабораторном стенде в металлокорд конструкции 2х0,35НТ, количество витков равно 21, шаг свивки равен 14 мм. Свивка происходила с дополнительным перекручиванием в пять оборотов. Итого финальная схема свивки равна 21±5 оборотов.

Для изучения влияния процесса свивки проведены механические испытания на разрыв тонкой проволоки до свивки, тонкой проволоки после свивки (выплетена из металлокорда) и цельной конструкции металлокорда.

По завершению проверки всех значений, полученных в экспериментальных измерениях проволоки и металлокорда, были исключены грубые ошибки согласно правилу трех сигм. На основе полученных данных были построены диаграммы зависимости средних значений предела прочности проволоки и металлокорда от скорости волочения проволоки (рис. 1).

Согласно рисунку, наблюдается небольшое снижение предела прочности металлокорда, обусловленное наличием касательных напряжений и крутящих деформаций в проволоке. Изменение предела прочности по скоростям волочения проволоки может быть вызвано изменением свойств смазки и условиями трения при увеличении скорости тонкого волочения, а также изменением сопротивления пластической деформации при увеличении скорости волочения. Так как зависимость квадратичная, можно сделать вывод о том, что наибольшее влияние вызывает изменение условий трения в волоке.

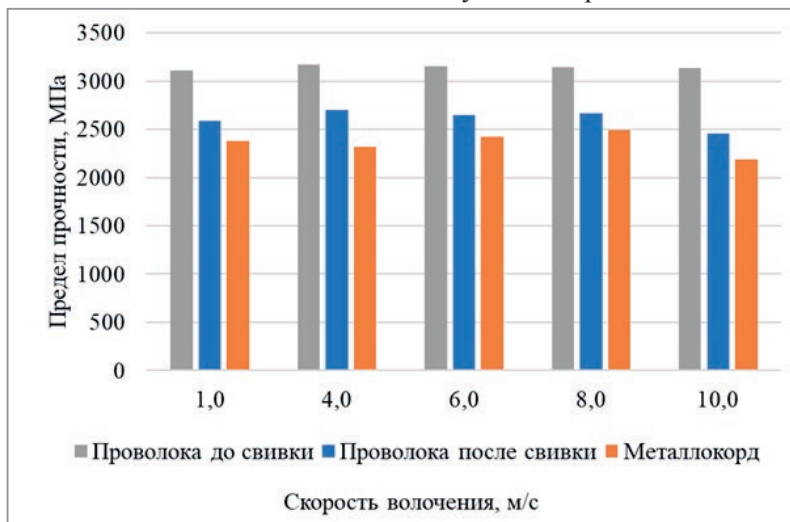


Рис. 1. Средние показатели предела прочности проволоки до свивки, проволоки после свивки и металлокорда от скорости волочения проволоки

Для практического использования выведены зависимости механических свойств тонкой проволоки класса прочности НТ от скорости волочения.

Предел прочности тонкой проволоки:

$$\sigma_B = -8,6429\vartheta^2 + 53,157\vartheta + 3076,2, \quad (1)$$

где ϑ – скорость волочения, м/с.

Относительное удлинение тонкой проволоки:

$$\delta = 0,1143\vartheta^2 - 0,8057\vartheta + 3,92. \quad (2)$$

Предел прочности металлокорда:

$$\sigma_B = 38,084\vartheta^2 + 207,63\vartheta + 2158,8. \quad (3)$$

Относительное удлинение металлокорда:

$$\delta = 0,0161\vartheta^2 - 0,0947\vartheta + 1,8138. \quad (4)$$

Влияние скорости деформации на микротвердость тонкой стальной проволоки

Процесс волочения характеризуется неравномерностью деформаций по сечению проволоки. Избыточные растягивающие напряжения на поверхности проволоки приводят к снижению пластических свойств проволоки в целом. Неравномерность деформации является также источником возникновения остаточных напряжений, ухудшающих прямолинейность проволоки и металлокорда. В идеальном случае неравномерность деформации должна отсутствовать, а в реальном – должна быть минимизирована. Распределение деформации в проволоке в очаге деформации в каждой волоке различно. По мере продвижения проволоки к последней волоке неравномерность деформации повышается. Формирование в проволоке высокого градиента неравномерной деформации негативно сказывается на пластических свойствах проволоки и является причиной появления остаточных напряжений, которые снижают технологичность свивки проволоки в металлокорд.

В качестве исходных образцов для исследования применяется тонкая проволока диаметром 0,35 мм, класс прочности НТ, материал – сталь 80, количество переходов волочения – 21, диаметр проволоочной заготовки – 1,97 мм.

С целью экспериментального анализа неравномерности деформации по сечению проволоки и скорости при волочении использовали метод определения микротвердости металла в разных точках

поперечного сечения тонкой проволоки. Микротвердость по поперечному сечению проволоки определяли проведением испытаний на микротвердомере ПМТ-3 по вдавливанию микроиндентора в поперечное сечение проволоки согласно ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. На рис. 2, *а* показана схема контрольных точек для измерения микротвердости проволоки, а на рис. 2, *б* – образец тонкой проволоки с отпечатками после внедрения микроиндентора для определения распределения микротвердости в поперечном сечении проволоки.

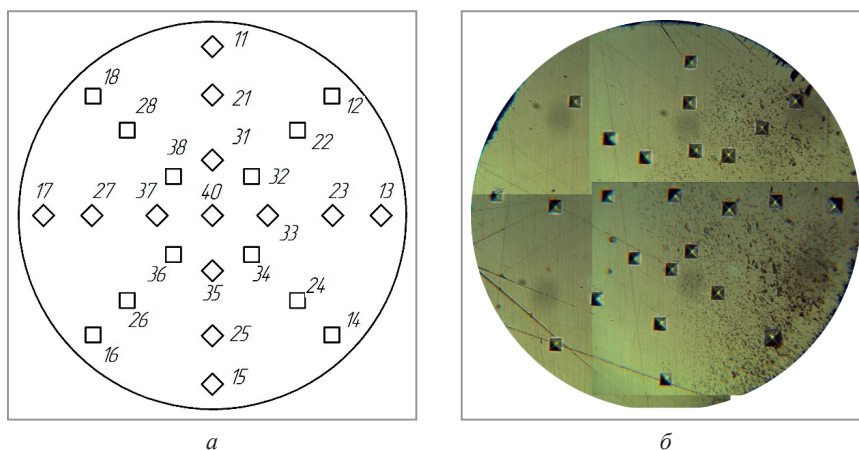


Рис. 2. Определение микротвердости в поперечном сечении проволоки диаметром 0,35 мм:

а – схема внедрения микроиндентора в образец проволоки; *б* – сечение образца проволоки после измерения микротвердости

На основании полученных данных были построены диаграммы зависимости распределения прочности и пластичности по сечению от скорости волочения (рис. 3).

Определено, что при увеличении скорости волочения наблюдается рост среднего значения микротвердости проволоки по следующей зависимости:

$$HV = 359^2 - 151,89 + 484,14, \quad (5)$$

где HV – твердость по Виккерсу, ед.; ϑ – скорость волочения, м/с.

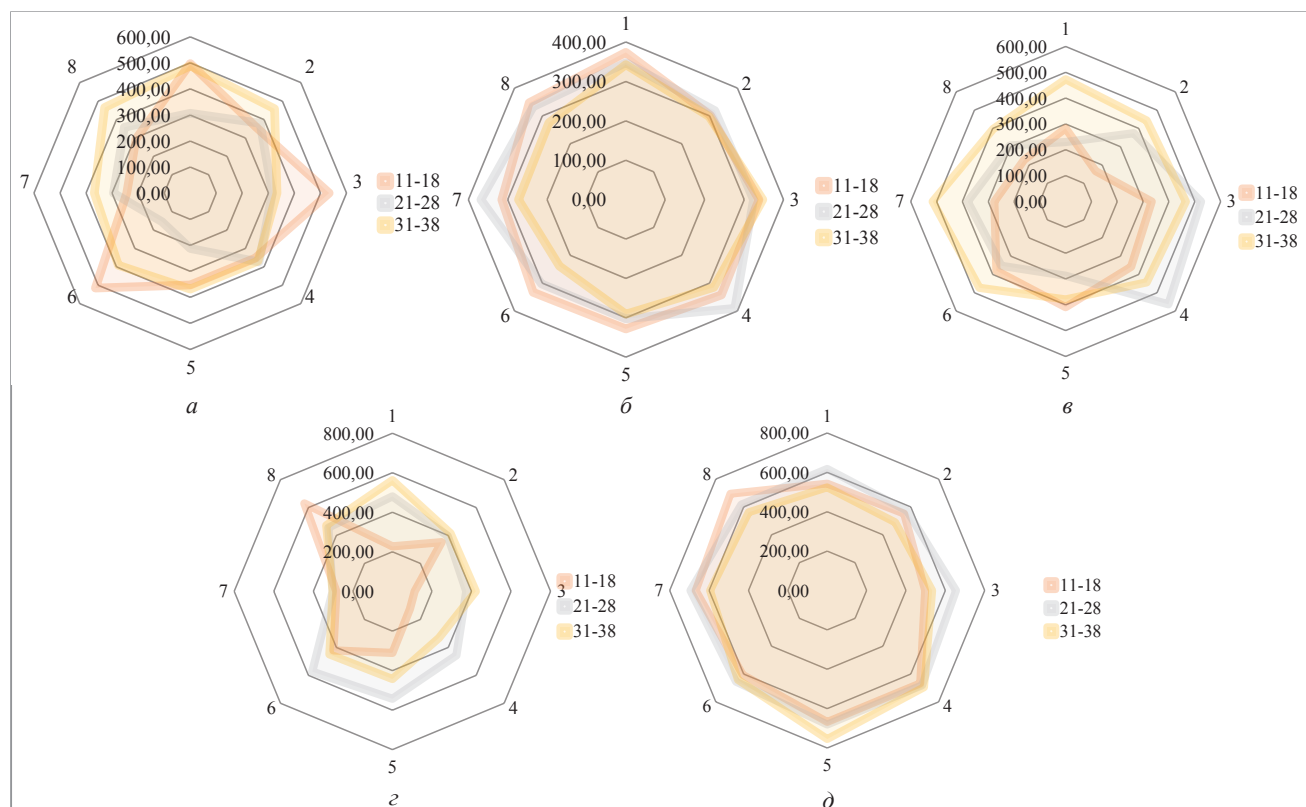


Рис. 3. Диаграмма зависимости твердости проволоки от скорости волочения:

а – 1 м/с; *б* – 4; *в* – 6; *г* – 10 м/с

Увеличение микротвердости в зависимости от увеличения скорости волочения может быть связано с увеличением скорости деформации при волочении, с изменением температурных и контактных условий деформации, а также с изменением сопротивления пластической деформации тонкой проволоки в процессе волочения.

По результатам определено, что наибольшей равномерностью распределения микротвердости обладают образцы проволоки, изготовленные со скоростью волочения 4 и 10 м/с. Среднеквадратичное отклонение значений для этих скоростей составляет 35 и 74 HV. Наибольшей твердостью обладает проволока, изготовленная со скоростью волочения 10 м/с (средняя твердость по сечению 614 HV), наименьшей твердостью – со скоростью волочения 4 м/с (средняя твердость по сечению 321 HV).

Выводы

Полученные результаты могут быть использованы для обеспечения улучшения технологичности свивки металлокорда с учетом влияния скорости тонкого волочения. Свойства тонкой проволоки отразятся на величине обрывности металлокорда при свивке, отбраковке металлокорда по прямолинейности и кручению.

Выведенные зависимости механических свойств тонкой проволоки класса прочности НТ от скорости волочения могут быть использованы на практике и при математическом моделировании процессов волочения и свивки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Константинов, И.Л.** Основы технологических процессов обработки металлов давлением / И.Л. Константинов, С.Б. Сидельников. Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2015. 488 с.

REFERENCES

1. **Konstantinov I.L., Sidel'nikov S.B.** *Osnovy tehnologicheskikh processov obrabotki metallov davleniem* [Fundamentals of technological processes of metal forming]. Krasnojarsk, Sibirskij Federal'nyj universitet Publ., 2015, 488 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-63-69>
УДК 669.187.25

Поступила 26.09.2022
Received 26.09.2022

«ЗЕЛЕННЫЕ» ТЕХНОЛОГИИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОИЗВОДСТВЕ – МЕЧТА ИЛИ РЕАЛЬНОСТЬ?

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

Проведен анализ существующих технологий металлургического производства, отличающихся минимальным вредным воздействием на окружающую среду. Выбросы в атмосферу углекислого газа можно исключить при использовании водорода в качестве восстановителя оксидом железа. Лучшие результаты обеспечиваются при получении водорода электролизом воды, но такие технологии требуют серьезных инвестиций. Более реальным в плане создания «зеленых» технологий в металлургическом производстве является снижение потребления природного газа, улавливание отходящих газов металлургического производства и использование их для производства электроэнергии и новых видов продукции: метанола, синтетического спирта, удобрений и полимеров. Составной частью «зеленых» технологий является также реализация концепции NoWASTE, направленной на минимизацию отходов, подлежащих захоронению. Приведены примеры безотходных технологий переработки отходов алюминия на ООО «НПФ «Металлон».

Ключевые слова. «Зеленые» технологии, безотходное производство, новые виды продукции.

Для цитирования. Румянцова, Г. А. «Зеленые» технологии в металлургическом производстве – мечта или реальность? / Г. А. Румянцова, Б. М. Немененок, А. В. Арабей, Л. В. Трибушевский // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 63–69. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-63-69>.

“GREEN” TECHNOLOGIES IN METALLURGICAL PRODUCTION – A DREAM OR REALITY?

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

The paper analyzes the existing technologies of metallurgical production with minimal harmful effects on the environment. Emissions of carbon dioxide into the atmosphere can be eliminated using hydrogen as a reducing agent with iron oxide. The best results are realized when hydrogen is produced by electrolysis of water, but such technologies require serious investments. More realistic in terms of creating “green” technologies in metallurgical production is to reduce the consumption of natural gas, capture waste gases of metallurgical production and use them to produce electricity and new types of products: methanol, synthetic alcohol, fertilizers and polymers. An integral part of “green” technologies is also the implementation of the NoWASTE concept, aimed at minimizing waste to be disposed of. Examples of non-waste technologies for the processing of aluminum waste at ООО NPF Metallon are given.

Keywords. “Green” technologies, non-waste production, new types of products.

For citation. Rumiantseva G. A., Nemenenok B. M., Arabey A. V., Tribushevskiy L. V. “Green” technologies in metallurgical production – a dream or reality? Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 63–69. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-63-69>.

Для металлургического производства характерно образование больших объемов техногенных отходов, которые оказывают негативное воздействие на окружающую среду. При этом загрязнение атмосферы пылегазовыми выбросами от агрегатов металлургического производства вызывает изменение климата и является глобальной экологической проблемой [1].

Разработка «зеленых» технологий в металлургическом производстве сводится к исключению выбросов оксидов углерода в атмосферу и минимизации отходов, подлежащих захоронению.

Преобладающий в мире способ производства стали включает выплавку чугуна в доменных печах с последующим его переделом в сталь в кислородных конвертерах. Значительно меньшие объемы стали получают на основе твердого губчатого железа, известного как железо прямого восстановления (Direct Reduced Iron, DRI), с последующей его переработкой в электродуговой печи (ЭДП). При этом способе

в качестве металлошихты используется железная руда, восстанавливаемая монооксидом углерода и водородом [2].

Известные способы внедоменного (прямого) получения железа Midrex (США), HyL (Мексика), COREX (Фест Альпине), агрегат Круппа (Германия), ROMELT (Россия) позволяют получать губчатое железо или чугун без предварительной подготовки железной руды при использовании в качестве восстановителей конвертированного природного газа или газифицированного каменного угля [3].

Конверсия природного газа может быть кислородной (воздушной): $\text{CH}_4 + \frac{1}{2}\text{O}_2 = \text{CO} + 2\text{H}_2 + Q$, паровой: $\text{CH}_4 + \text{H}_2\text{O} = \text{CO} + 3\text{H}_2 - Q$, уголекислотной: $\text{CH}_4 + \text{CO}_2 = 2\text{CO} + 2\text{H}_2 - Q$.

В случае паровой и уголекислотной конверсии для протекания реакции требуются затраты тепла. Установки прямого восстановления работают преимущественно в странах, располагающих дешевым сырьем (Индия, Мексика, Венесуэла, ЮАР). Наибольшее распространение получили способы MIDREX, Hy L. Способом MIDREX получают примерно $\frac{2}{3}$ всего мирового производства железа прямого получения, а способом HyL – примерно $\frac{1}{4}$ [3]. При этом следует отметить, что в составе отходящих газов также содержатся оксиды углерода.

Отходящие газы коксовых батарей, доменных печей и кислородных конвертеров, работающих на металлургических комбинатах полного цикла, эффективно используются на различных стадиях производства и при получении электроэнергии для собственных нужд.

Выделяющийся коксовый газ частично сжигается под сводом печи и коксование угля происходит при непосредственном контакте с горячим коксовым газом. Горячие отходящие продукты горения в дальнейшем используются для производства пара и электроэнергии (65 % энергии коксового газа) и подвергаются десульфурации перед сбросом их в атмосферу [4]. В США и Бразилии в последние годы по этой технологии построены пять экологически чистых заводов общей производительностью 6 млн. т высококачественного кокса в год.

Многолетний опыт производства собственной электроэнергии на промышленных предприятиях Российской Федерации (ОАО ММК, ОАО НОСТА, СПАК «Тулачермет», АОА «Северсталь», ОАО НЛМК и др.) огромен. Например, на крупнейшем металлургическом комбинате ОАО ММК уже десятки лет вырабатывается более 80 % электроэнергии, используемой у них в производстве [5].

При этом неизбежно регенерируются выбросы CO_2 . За последние десятилетия структурные изменения в производстве стали, модернизация и инновации в энергетике, технологии и машиностроении, наглядным примером которых служит сталелитейная отрасль Германии, привели к резкому снижению удельного потребления энергии из первичных источников и удельных выбросов уголекислого газа. Только за период с 1990 г. расход энергии из первичных источников сократился на 13 %, а количество выбросов CO_2 – 12,4 млн. т/год, что эквивалентно выбросам 4,9 млн. автомобилей среднего класса. Вместе с тем, следует отметить, что на сталелитейную отрасль приходится лишь 6 % общемирового объема выбросов и по сравнению со всеми производимыми материалами сталь отличается самым низким объемом выбросов CO_2 на протяжении всего жизненного цикла. Например, удельные выбросы от производства молока превышают выбросы от стали на 50 % [2].

Сталь является важнейшим материалом современного общества и по мере роста населения в мире и развития урбанизации ожидается дальнейший рост ее производства. Если основной схеме получения стали не будет найдена альтернативная замена, то выбросы CO_2 от металлургической промышленности к 2025 г. увеличатся на 25 % [6].

Если сравнивать объемы выбросов CO_2 в доменно-конвертерном производстве стали с вариантом «установка прямого восстановления железа – электродуговая печь» с шахтной печью и подачей горячего DRI в ЭДП, применяемая углеродную нагрузку электроэнергии, равной 200 г/(кВт·ч), то второй вариант дает выигрыш порядка 35 %. Выбросы CO_2 при производстве DRI связаны с углеродом, содержащимся в природном газе. В случае замены водородом природного газа при производстве DRI и использовании экологически чистой электроэнергии можно было бы производить сталь без выбросов CO_2 [2]. В связи с этим тема сокращения объемов выбросов CO_2 и использования водорода в качестве восстановителя приобретает все большее значение из-за стремления к декарбонизации. Согласно «Дорожной карте по климату» Еврокомиссии, к 2050 г. выбросы CO_2 должны снизиться более чем на 80 % по сравнению с 1990 г.

Над технологиями сокращения выбросов CO_2 при производстве стали ведется постоянная работа. Среди примеров можно отметить следующие [2]:

- проект HYBRIT;

- процесс жидкофазного восстановления HIsarna;
- разработка процесса прямого восстановления чистым водородом;
- развитие технологий энергосбережения;
- исключение углерода и его монооксида из состава восстановителей, применяемых при восстановлении оксидов железа.

Значительное снижение выбросов CO_2 в атмосферу ожидается от реализации проекта пилотного завода HYBRIT для производства стали без использования природного топлива [6]. Внедрение новой технологии позволит уменьшить общие выбросы CO_2 в Швеции на 10% и Финляндии – на 7%.

Технология HYBRIT предполагает использование водорода, который вырабатывают с помощью электричества, получаемого на энергетических установках, не использующих природное топливо, а в качестве отходов производства образуется чистая вода.

На рис. 1 приведены данные по расходу материалов, электроэнергии и выбросам CO_2 на 1 т литой стальной заготовки на предприятиях черной металлургии Швеции в настоящее время и при реализации проекта HYBRIT [6]. Из рисунка видно, что объемы выделяющегося диоксида углерода снижаются с 1600 до 25 кг, где 20 кг CO_2 образуется при обжиге известняка.

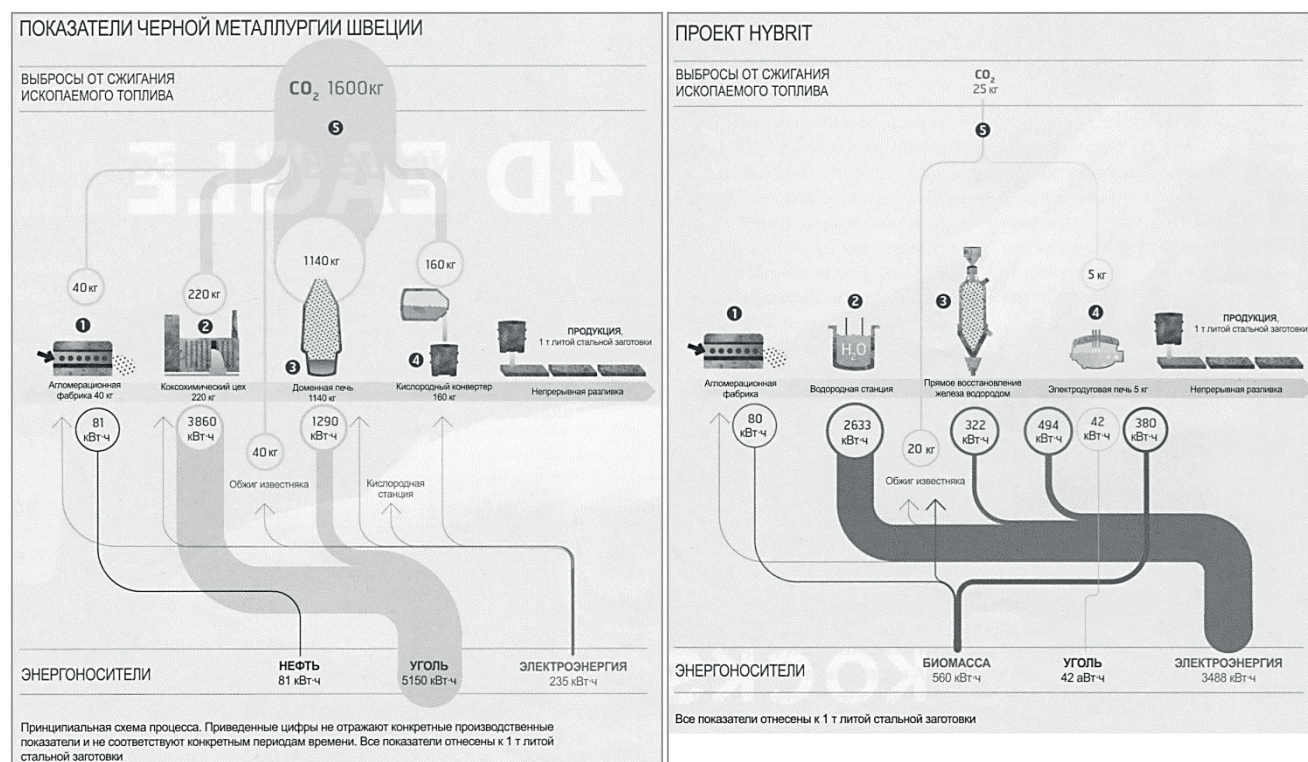


Рис. 1. Расход материалов, электроэнергии и выбросы CO_2 на 1 т литой стальной заготовки на предприятиях черной металлургии Швеции и при реализации проекта HYBRIT [6]

По мнению президентов шведских компаний SSAB AB, LKAB и Vattenfall, электрификация металлургической промышленности и использование водорода, не причиняющего ущерб климату, сыграют решающую роль в обществе будущего, основанном на отсутствии выбросов и отказа от использования природного топлива.

Также заслуживает внимания технология, разработанная компанией Tata Steel, которая позволит в будущем сократить выбросы CO_2 металлургическими предприятиями как минимум на 20% [7]. Компанией предложена установка HIsarna для производства чугуна, основанная на использовании реактора, загружаемого сверху железной рудой. В высокотемпературном циклонном конвертере температура во всем объеме выше температуры плавления железа, поэтому вдуваемая в реактор железная руда мгновенно расплавляется с образованием жидкого чугуна. В верхней части реактора (циклона) происходит дальнейшее повышение температуры после добавления чистого кислорода, который вступает в реакцию с присутствующим монооксидом углерода. В результате продолжительного контакта газов с расплавленной рудой она быстро плавится, и жидкая фаза стекает на дно реактора, где в расплав вдувается порошкообразный уголь для окончательного восстановления.

На рис. 2 приведена схема процесса HIsarna. Он более эффективен, чем широко применяемая плавка в доменных печах, поскольку процесс не требует предварительной подготовки руды и кокса. Из традиционного технологического процесса можно исключить коксовые батареи, фабрики по производству агломерата и окатышей, что позволяет сэкономить большое количество энергии, улучшить экологическую ситуацию и сократить производственные расходы. Технология HIsarna позволяет расширить требования к качеству железной руды и угля, что дает возможность металлургическим компаниям производить сталь того же качества, используя более доступные шихтовые материалы. Поскольку отходящие из установки газы почти на 100% состоят из CO_2 , то появляется возможность их немедленного сбора и использования без дорогостоящих операций очистки.

Проект HIsarna входит в число тех технических решений, которые помогут компании Tata Steel в достижении амбициозной цели по превращению сталеплавильного производства в нейтральное по выбросам оксида углерода к 2050 г. Для решения задачи по созданию в Европе крупнейшего зеленого водородного кластера к реализации проекта привлечена ведущая химическая компания Novycon и амстердамский порт. Совместно партнеры будут изучать возможность и осваивать производственные мощности по электролизу воды для получения кислорода и водорода на металлургическом заводе компании Tata Steel. Используя электроэнергию из возобновляемых источников, завод планирует уменьшить выбросы CO_2 на 350 тыс. т/год, что эквивалентно выбросам более 40 тыс. жилых домов [7].

Планируется совместно с компанией Dow Chemical реализовать пилотный проект по преобразованию монооксида углерода в жидкую углеводородную смесь, которая может быть использована в качестве сырья при производстве химической продукции, что будет служить примером безотходной технологии.

Следует отметить, что полный отказ от углеродсодержащих восстановителей требует привлечения серьезных инвестиций, что в ряде случаев ставит под сомнение возможность реализации таких технологий. Поэтому более реалистичным вариантом ослабления негативного влияния металлургического производства на окружающую среду следует считать мероприятия по экономному использованию природного газа и более эффективному вовлечению отходящих газов в производство новых видов продукции.

Сжигание 1 м^3 метана при коэффициенте избытка воздуха, равном единице, сопровождается образованием $1 \text{ м}^3 \text{ CO}_2$, $2 \text{ м}^3 \text{ H}_2\text{O}$ и $7,524 \text{ м}^3$ азота. При этом доля CO_2 в продуктах сгорания составляет 9,5%; H_2O – 19,0 и азота – 71,5% [8]. Поэтому любые технологии, направленные на экономное использование природного газа, обеспечивают получение не только экономического, но и экологического эффекта за счет сокращения выбросов CO_2 .

Было бы ошибкой полагать и заявлять, что CO_2 является отходом. Это весьма ценное сырье для производства новых видов продукции. Отходящие газы металлургического комбината в среднем содержат 43% N_2 , 25% CO , 21% CO_2 , 8% H_2 и небольшое количество метана [2]. Они могут использоваться для выработки тепла и электроэнергии, что в настоящее время уже является обычной практикой. При этом неизбежно образуется CO_2 , попадающий в атмосферу. Однако отходящие газы можно использовать в качестве сырья для нужд металлургической, химической и энергетической отраслей. При этом требуется дополнительное количество водорода, получаемого путем электролиза воды. Необходимая электроэнергия должна быть экологически чистой. В противном случае «углеродный след» полученного водорода окажется столь велик, что нельзя будет говорить ни о каком сокращении CO_2 [2].

Наряду с выработкой тепла и электроэнергии из отходящих газов, сопровождаемой выделением CO_2 , можно получать метанол, синтетический спирт, удобрения и полимеры с помощью процесса Carbon2Chem, где выбросы CO_2 отсутствуют [2].

Газы металлургического производства представляют собой смеси, которые необходимо очищать и подвергать дальнейшему разложению с использованием катализаторов. Известна технология CCUS, обеспечивающая улавливание, утилизацию и хранение диоксида углерода.

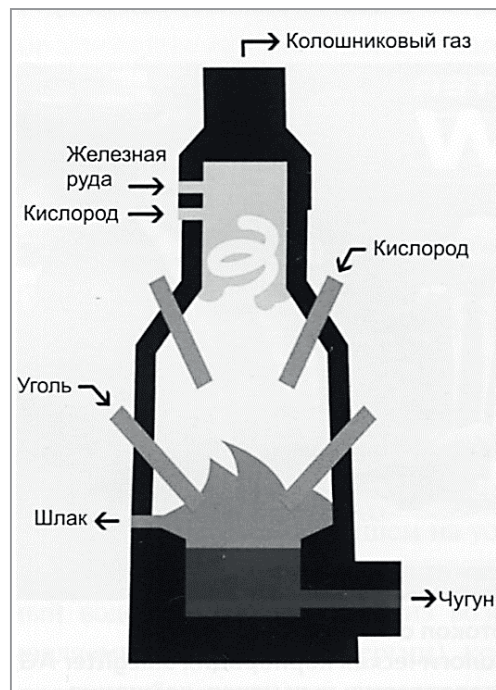


Рис. 2. Схема процесса HIsarna [7]

Группа ArcelorMittal совместно с компанией Lanzatech успешно продемонстрировала возможность ферментации доменного газа при помощи микробов с получением этанола. Из объема 100 тыс. м³ в час (при нормальных условиях) из доменного газа (из которого вымывается CO₂), содержащего монооксид углерода, микробы и воду, получается 8 т/ч этанола, что эквивалентно 80 млн. л/год. Доменный газ не нуждается в очистке и микробы способны к выживанию в его атмосфере. Недостатком биотехнологии являются расходы на водоподготовку, поскольку микробы обитают в воде при температуре 37 °С [2].

«Зеленые» технологии металлургического производства предполагают также исключение образования отходов, подлежащих захоронению. В Германии, например, была разработана концепция NoWASTE, согласно которой за пределы предприятия можно вывозить только реально ценные материалы и, таким образом, использовать как можно меньше места для захоронения отходов в виде металлургических шлаков. Придерживаясь данной концепции, в настоящее время большая часть шлаков внепечной обработки используется в качестве шлакообразующих добавок в ЭДП [2]. При этом не требуются площади для их захоронения, улучшится экологическая ситуация из-за исключения распространения на большую территорию экотоксичных материалов, экономится первичное сырье в виде извести и бокситов.

Ряд безотходных технологий, реализуемых на ООО «НПФ «Металлон» по переработке окисленных отходов алюминия и отходов алюминия 4-го сорта класса Г, также можно отнести к «зеленым» технологиям в металлургическом производстве (рис. 3, 4).

При переработке алюминиевой стружки и шлака металлическая составляющая используется для получения раскислителей в виде чушки, пирамидок и гранул, а вторичный шлак, пыль газоочистки и отсеб стружки и шлака являются сырьем для производства алюминиевой раскислительной смеси, используемой при раскислении рафинировочного шлака при внепечной обработке, стали. Такая схема переработки исключает образование отходов, подлежащих захоронению.

Переработка отходов алюминия 4-го сорта класса Г обеспечивает получение алюминиевых гранул по «сухой» технологии, раскислителя марки АВ87 в чушках, боя стекла, поставляемого на стеклозавод, и выделение пластика, который после переработки реализуется потребителям.

Таким образом, «зеленые» технологии в металлургическом производстве имеют право на жизнь и степень их реализации зависит от объемов инвестиций и видов получаемой продукции.

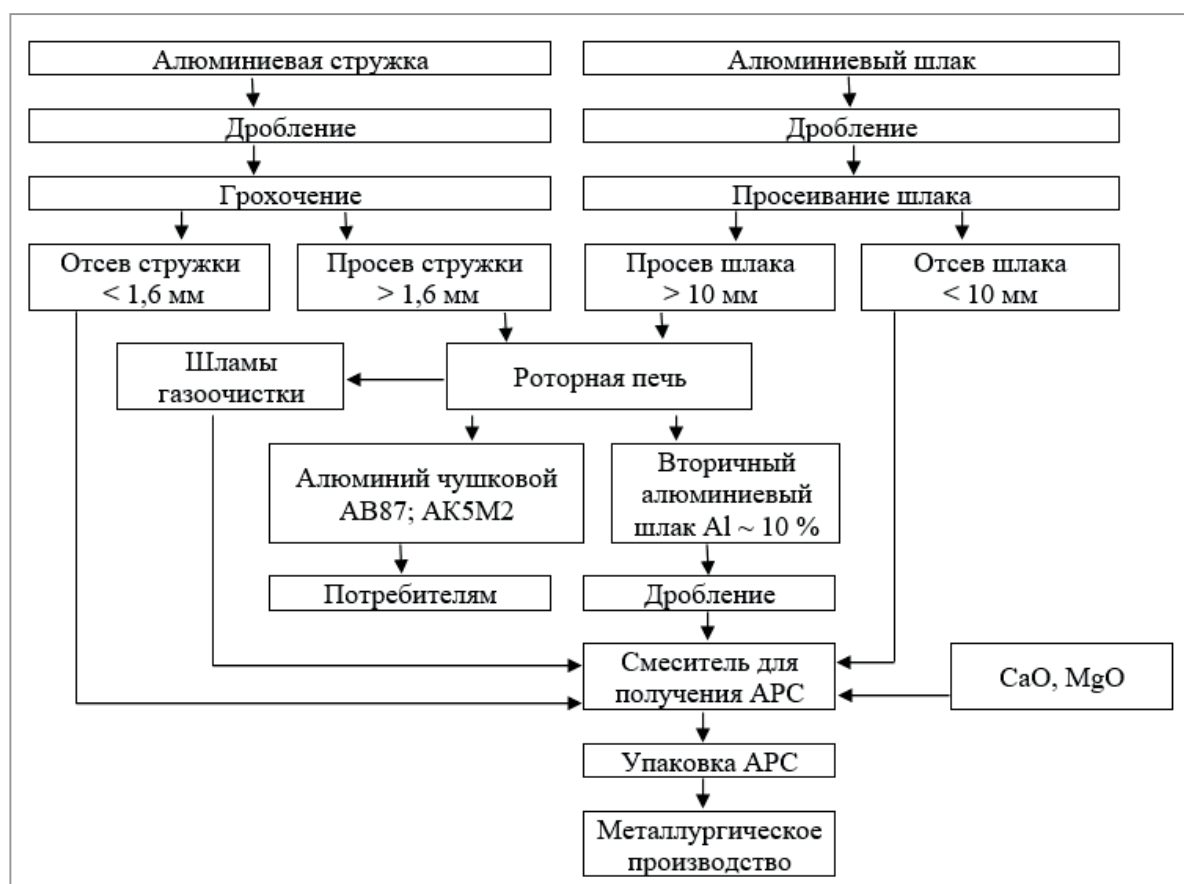


Рис. 3. Схема безотходной технологии переработки окисленных отходов алюминия в виде стружки и шлака

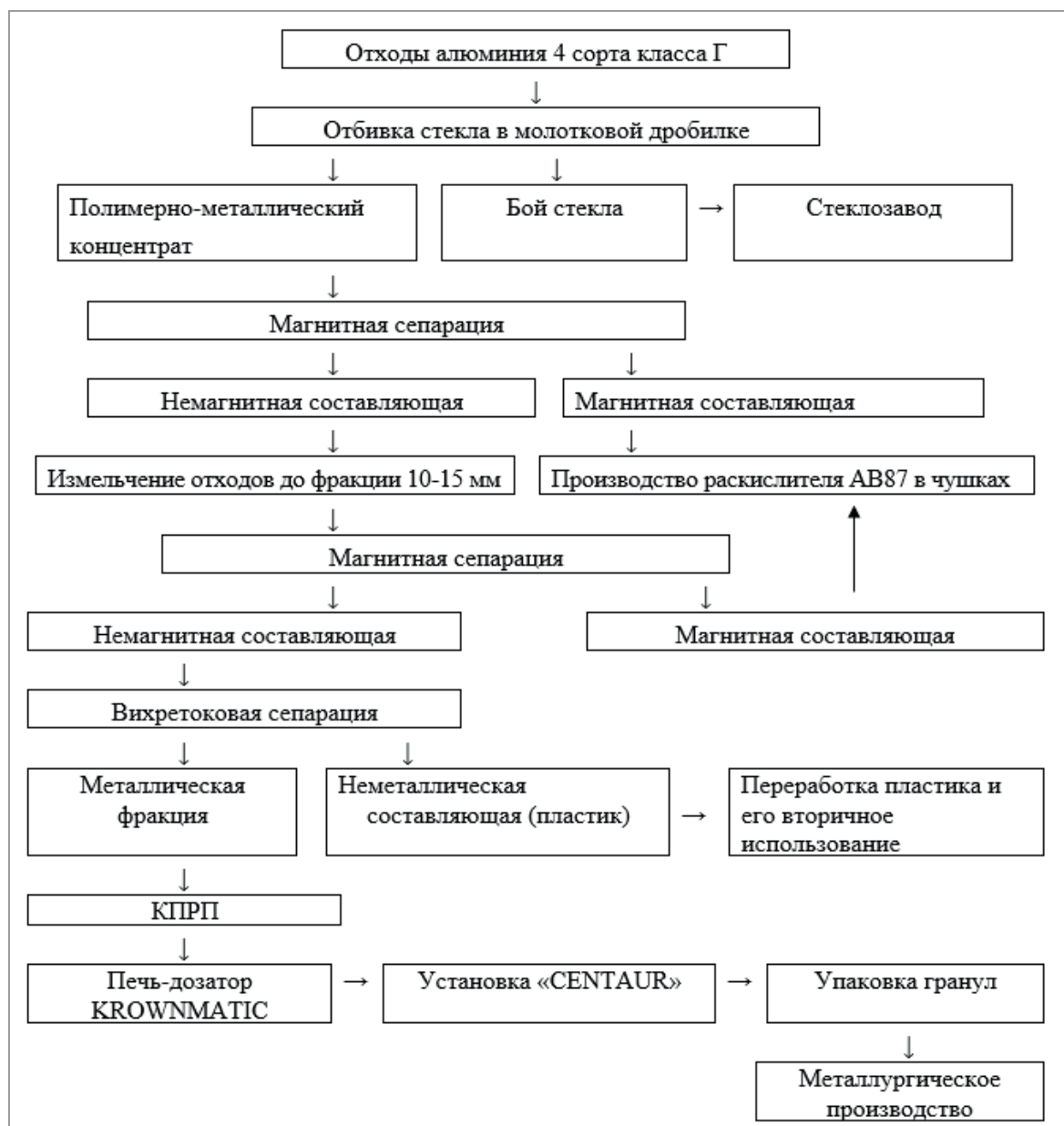


Рис. 4. Схема подготовки и переработки отходов алюминия 4-го сорта класса Г

ЛИТЕРАТУРА

1. Белый, О.А. Экология промышленного производства / О.А. Белый, Б.М. Немененок. Минск: БНТУ, 2016. 345 с.
2. Кудрин, В.А. Теория и технология производства стали / В.А. Кудрин. М.: Мир, 2003. 528 с.
3. Люнген, Х.Б. Гибкие решения в сталелитейной отрасли для сокращения выбросов CO₂ и повышения эффективности производства / Х.Б. Люнген, М. Шпрехер // Черные металлы. 2017. С. 64–71.
4. Шульц, Л.А. Наилучшие доступные технологии как основа повышения энергоэкологической эффективности производства стали на металлургических заводах / Л.А. Шульц, А.Г. Юдин // Экология и промышленность России. 2013. С. 52–57.
5. Подгородецкий, Г.С. Современные направления развития и повышения энергоэкологической эффективности черной металлургии / Г.С. Подгородецкий, Л.А. Шульц // Экология и промышленность России, 2016. Т. 20. № 4. С. 46–52.
6. HYBRIT: металлургическое производство без использования природного топлива в Швеции // Металлургическое производство и технология. 2018. № 2. С. 8–11.
7. Новая технология HIsarna компании Tata Steel повышает надежды на более экологичное металлургическое производство // Металлургическое производство и технология. 2019. С. 36–39.
8. Кривандин, В.А. Теория, конструкции и расчеты металлургических печей / В.А. Кривандин, Ю.П. Филимонов. М.: Металлургия, 1986. Т. 1. 479 с.

REFERENCES

1. Bely O.A., Nemenenok B.M. *Ekologiya promyshlennogo proizvodstva* [Ecology of industrial production], Minsk, BNTU Publ. 2016, 345 p.

2. **Kudrin V.A.** *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva stali* [Theory and technology of steel production]. Moscow, Mir Publ. 2003, 528 p.
3. **Lyngen Kh.B., Shprekher M.** Gibkiye resheniya v staleliteynoy otrasli dlya sokrashcheniya vybrosov CO₂ i povysheniya effektivnosti proizvodstva. [Flexible solutions in the steel industry to reduce CO₂ emissions and increase production efficiency]. *Chernye metally = Black metals*, 2017, no. 11, pp. 64–71.
4. **Shulz L.A., Ydin A.G.** Nailuchshie dostupnye tekhnologii kak osnova povysheniya energo-ekologicheskoy effektivnosti proizvodstva stali na metallurgicheskikh zavodakh [Best available technologies as a basis for improving the energy and environmental efficiency of steel production at metallurgical plants]. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii = Ecology and Industry of Russia*, 2013, march, pp. 52–57.
5. **Podgorodezky G.S., Shulz L.A.** Sovremennye napravleniya razvitiya i povycheniya energo-ekologicheskoy effektivnosti chernoy metallurgii [Modern directions of development and improvement of energy and environment of the steel industry]. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii = Ecology and Industry of Russia*, 2016, vol. 20, no. 4, pp. 46–52.
6. HYBRIT: metallurgicheskoe proizvodstvo bez ispol'zovaniya prirodnogo topliva v Chvezii [Metallurgical production without the use of fossil fuels in Sweden]. *Metallurgicheskoe proizvodstvo i tekhnologiya = Metallurgical production and technology*, 2018, no. 2, pp. 8–11.
7. Novaya tekhnologiya HIsarna Kompanii Tata Steel povychaet nadezhdy na bolee ekologichnoe metallurgicheskoe proizvodstvo [Tata steel's new HIsarna technology raises hopes for greener steel production]. *Metallurgicheskoe proizvodstvo i tekhnologiya = Metallurgical production and technology*, 2019, pp. 36–39.
8. **Krivandin V.A., Filimonov Yu. P.** *Teoriya, konstruktii i raschety metallurgicheskikh pechey* [Theory, design and calculations of metallurgical furnaces]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, vol. 1, 479 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-70-78>
УДК 621.771.063; 621.982.45

Поступила 10.11.2022
Received 10.11.2022

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ВАЛКОВОЙ ПРАВКИ ЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА

В. А. ТОМИЛО, Белорусский национальный технический университет,

г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: stamila@rambler.ru

И. И. ВЕГЕРА, В. В. ЛЕВКОВИЧ, А. В. ВЕТОШКИН, Физико-технический институт НАН Беларуси,

г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: anton.vetoshkin.99@gmail.com

Представлены особенности технологии правки, возможные дефекты листового металла и штучных заготовок сложной конфигурации. Рассмотрены основные схемы и конструкции листопрямильных машин, а также выделены основные направления совершенствования конструкций ЛПМ и технологий правки. Представлен анализ процесса валковой правки с учетом явлений, протекающих в металле, подвергающемся знакопеременному нагружению с уменьшающейся амплитудой (взаимодействие упругой и пластической деформации, эффект Баушингера и пр.). Отмечена параболическая зависимость остаточной кривизны от предела текучести. Полученные данные использовали при проектировании комплекса валковой правки и технологии правки листовых заготовок сложной конфигурации.

Ключевые слова. Листопрямильная машина, валковая правка, рабочие ролики, пластическая деформация.

Для цитирования. Томило, В. А. Технология и оборудование валковой правки листового металла / В. А. Томило, И. И. Вегера, В. В. Левкович, А. В. Ветошкин // *Литье и металлургия*. 2022. № 4. С. 70–78. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-70-78>.

TECHNOLOGY AND EQUIPMENT OF ROLL STRAIGHTENING OF SHEET METAL

V. A. TAMILA, Belarusian National Technical University,

Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: stamila@rambler.ru

I. I. VEGERA, V. V. LIAUKOVICH, A. V. VETOSHKIN, Physical-Technical Institute

of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str.

E-mail: anton.vetoshkin.99@gmail.com

The features of the editing technology, possible defects of sheet metal and piece blanks of complex configuration are presented. The main schemes and designs of sheet-straightening machines are considered, as well as the main directions of improvement of LSM designs and editing technologies are highlighted. The analysis of the process of roll straightening is presented taking into account the phenomena occurring in a metal undergoing alternating loading with decreasing amplitude (interaction of elastic and plastic deformation, Bauschinger effect, etc.). The parabolic dependence of the residual curvature on the yield strength is noted. The obtained data were used in the design of the roll straightening complex and the technology of straightening sheet blanks of complex configuration.

Keywords. Sheet-straightening machine, roller straightening, working rollers, plastic deformation.

For citation. Tamila V. A., Vegera I. I., Liaukovich V. V., Vetoshkin A. V. Technology and equipment of roll straightening of sheet metal. *Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 70–78. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-70-78>.

Правка относится к числу отделочных операций основного производства. Она является необходимо-стью, так как предупредить искривления, нарушение требуемой формы изделия в процессе изготовле-ния не всегда возможно. В тех случаях, когда способ предупреждения искривлений оказывается прин-ципиально возможным, он может оказаться неэффективным по технико-экономическим соображениям. Все это делает процесс правки одной из ответственных операций в технологии изготовления изделий.

В прокатных цехах металлургических заводов правка является одной из основных отделочных опе-раций, значительно улучшающей качество поверхности и правильность геометрической формы готового проката – листов, сортового проката, различных профилей, рельсов, балок, труб.

В кузнечных, прессовых и листоштамповочных цехах машиностроительных заводов правка является отделочной операцией перед отправкой заготовок в механические цехи. Правку применяют также и для

исправления искривлений, короблений и поволоков, появляющихся при термической обработке проката, поковок (заготовок) и деталей.

В процессе обработки резанием некоторых деталей, особенно фасонных и длинномерных сплошного и полого сечения также могут возникать искривления. Во всех случаях правка обеспечивает получение изделий более высокой точности, благодаря чему уменьшаются припуски и допуски, объем последующей обработки резанием, трудоемкость и себестоимость изготовления.

Технологические процессы правки в большинстве случаев осуществляют посредством пластического изгиба и растяжения или сжатия. Правка, являясь одной из операций обработки металлов давлением, может оказывать влияние на изменение структуры и свойств металла, что в ряде случаев учитывают при проектировании и изготовлении деталей, так как такие изменения могут влиять на их прочностные и другие свойства.

По характеру приложения нагрузки процессы правки могут быть непрерывными, например при пропуске полосы или штанги между вальцами правильной машины, и прерывистыми, когда изогнутые участки изделия выправляют поочередно, например, при каждом нажатии бойком или штампом прессы, или при ударе молота.

Правка может выполняться как в холодном, так и в горячем состоянии. Правка в горячем состоянии применяется обычно для крупногабаритных изделий, имеющих большие массу и поперечное сечение, в целях снижения необходимого усилия правки.

Возможные дефекты листового металла и штучных заготовок сложной конфигурации

Листовой прокат, поступающий с металлургических заводов, требует правки. Кроме того, при транспортировке, резке, сварке и других технологических операциях по изготовлению сварных конструкций в заготовках и элементах могут возникать различные виды остаточных деформаций (рис. 1):

- волнистость – характеризуется радиусом кривизны или отношением высоты волны к ее длине, обычно на базе в 1 м;
- коробоватость – кривизна как в продольном, так и в поперечном направлениях;
- саблевидность – определяется величиной зазора между продольной кромкой и натянутой струной;
- бухтиноватость – (хлопуны, местные выпучины), наличие на листе местных вмятин небольшой глубины (в диаметре менее 1 м);

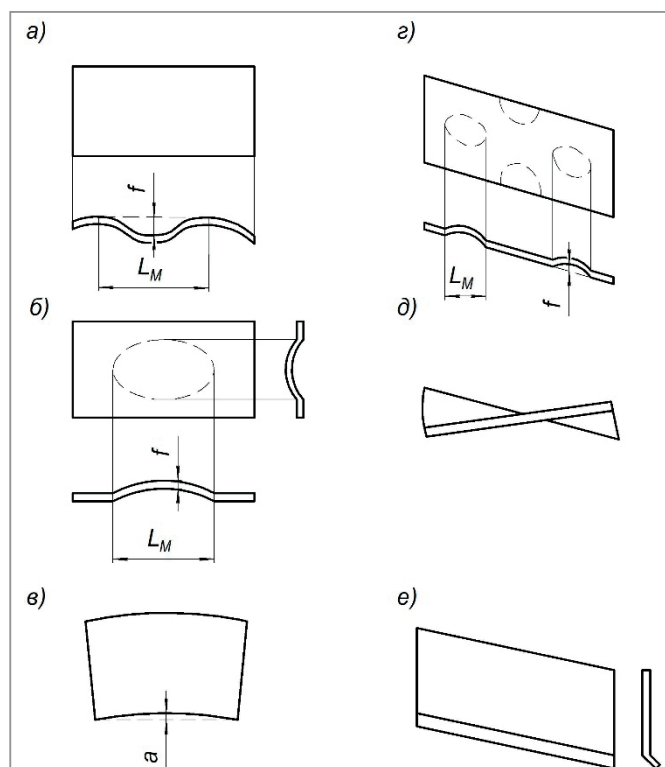


Рис. 1. Остаточные деформации листового, полосового и широкополосной универсальной стали:

а – волнистость; б – коробоватость; в – саблевидность; г – бухтиноватость;
д – пропеллерность; е – заломленная продольная кромка листа

- винтообразность — уклон противоположных продольных кромок листа в различных направлениях;
- заломленные кромки листа, появляющиеся при резке контура листов, при погрузочно-разгрузочных работах;
- выгиб или местная погнутость листов;
- грибовидность полок.

При наличии в заготовке или элементе двух или более видов остаточных деформаций их необходимо устранять последовательно¹.

Основные схемы и конструкции листопрямильных машин

Обзор основных схем и конструкций роликовых машин для правки листов необходимо начать с машин [1], изготовленных ОАО «Уралмаш». Такие машины позволяют править в горячем или холодном состоянии нетермообработанные или термообработанные листы толщиной от 4 до 50 мм и шириной до 3 м. В таблице приведены основные технические параметры листопрямильных машин (ЛПМ) Уралмашзавода.

Основная принципиальная схема ЛПМ ОАО «Уралмашзавода» показана на рис. 2 (здесь и далее цифрами 1, 2, 3 обозначены соответственно рабочие, опорные и направляющие ролики) [2, с. 381, 3]. Машина колонного закрытого типа имеет стационарные нижние ролики. Верхние ролики смонтированы в подвижной траверсе, причем крайние ролики могут индивидуально смещаться относительно нее, обеспечивая захват и выправление листа. Рабочие ролики, кроме крайних, опираются по длине на 2, 3, реже 4 опорных ролика. Привод обычно групповой, а приводные ролики — рабочие.

Оригинальная машина была поставлена Уралмашзаводом на станы 2800, работающие в ОАО «Северсталь», ОАО «НОСТА» и на Коммунарском (Алчевском) металлургическом заводе (рис. 3) [2, с. 383, 3]. В ней два средних верхних рабочих ролика опираются на один стационарный опорный ролик

Основные технические параметры ЛПМ, поставленных ОАО «Уралмашзавод»

Рабочие ролики ЛПМ			Сортамент листов			Тип	Скорость, м/с	Суммарная мощность, кВт	Место установки	Масса, т
шаг	D	n	h , мм	макс.	σ_s , МПа					
220/300	210/235	9	4–10	2000	max 550	ХП	0,2–0,4	256	«Амурсталь»	72
300	250/300	9	4–20	2600	120–480	ГП	0,5–0,95	68	Алчевский Аньшань Ухань «Северсталь» «НОСТА» Алчевский Аньшань Ухань «НОСТА» «Северсталь»	138 138 138 138 138 82 82 82 82 82
300		9	4–25	2200	120–480	ГП	0,5–0,95	60	«Стомана»	80
420/500	400/415	7	10–25	2000	550	ХП	0,2	267	«Амурсталь»	152
450/475	538/ 445/ 368/ 483	7	12–32	2600	650	ХП	0,1–0,4	250/100	Алчевский Аньшань Ухань «НОСТА» «Северсталь»	250
500	400/450	7	12–50	2600	120–650	ХП, ГП	0,13–0,6	210	Аньшань «Северсталь»	166
600		7	12–50	3200	120–480	ГП	0,2	95	«НТМК»	185
600	400/450	7	15–50	2600	120–480	ГП	0,4–0,8	100	Алчевский Алчевский «НОСТА»	168

Примечание: n — число рабочих роликов в машине; h — толщина выправляемых листов;

b — ширина выправляемых листов; ХП, ГП — соответственно холодная и горячая правка листов.

¹ ЦНИИС Минтрансстроя, ЦНИИпроектстальконструкция. Руководство по проектированию заводов металлоконструкций. Правка листовых элементов стальных конструкций, режимы и выбор оборудования. М., 1981.

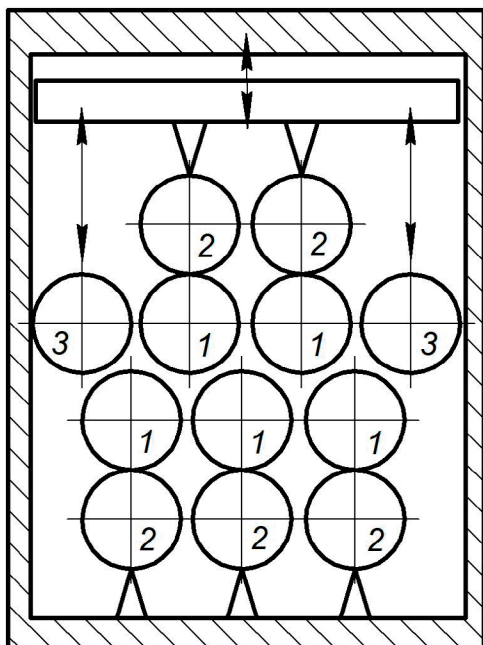


Рис. 2. Схема ЛПМ

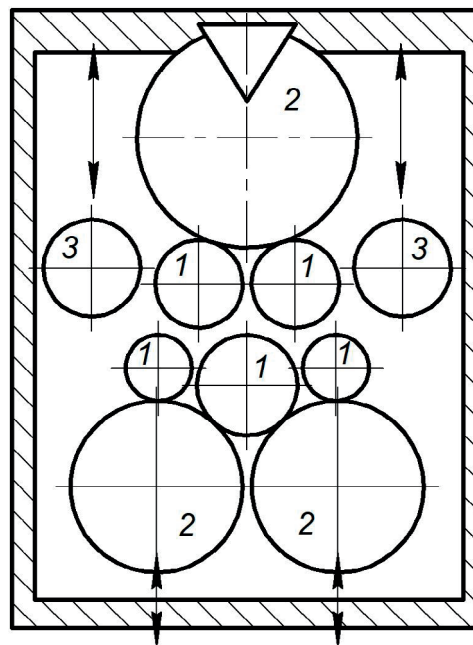


Рис. 3. Схема ЛПМ с большими роликами

большого диаметра. Три нижних ролика опираются на два опорных, которые могут индивидуально перемещаться в вертикальном направлении. Крайние верхние рабочие ролики не имеют опорных, но оснащены индивидуальными нажимными устройствами. Все рабочие ролики приводные, кроме среднего нижнего. Машина отличается большей компактностью и жесткостью, но в связи с приводом непосредственно рабочих роликов требует точного поддержания заложенных соотношений диаметров всех рабочих роликов.

На рис. 4, *а–и* показаны другие известные принципиальные схемы расположения роликов в ЛПМ, которые применяются различными другими машиностроительными компаниями [4, 5, с. 825–827].

Листоправильные машины отличаются не только схемой расположения рабочих роликов вдоль направления правки, их регулируемостью, но и схемой валкового узла. В разных машинах применяются различные схемы валковых систем, которые должны обеспечивать достаточную жесткость рабочего вала и за счет этого равномерную деформацию листа по его ширине во время правки. Для этой цели рабочие ролики стараются опирать на опорные. Не имеют опорных роликов либо наиболее простые машины (рис. 4), либо первый/последний рабочие ролики (см. рис. 2, 3, 4, *в, д, ж–и*).

На рис. 5, *а, б* показаны две основные применяемые схемы валкового узла среднего рабочего ролика 1. В первой схеме число опорных роликов 2 варьируется от 2 до 4, во второй схеме применяется от 9 до 32 опорных роликов. Каждый опорный ролик имеет устройство ручной подрегулировки его высотного положения для того, чтобы во время ремонта или профилактики можно было достичь идеально прямолинейного рабочего ролика или требуемого технологией правки прогиба по его ширине. Отличие схем заключается в расположении опорных подшипников 3. Если число опорных роликов больше двух, часто применяется схема со смещением опорных роликов (см. рис. 4, *ж–и*), что позволяет уменьшить прогиб рабочего ролика вдоль направления правки.

Применяются и другие схемы валкового узла. Наиболее интересным представляется решение ОАО «Уралмашзавод» [6], которое показано на рис. 5, *в* и позволяет выровнять нагрузки на все опорные подшипники независимо от выработки опорных и рабочего роликов, ширины выправляемого листа и его расположения вдоль оси симметрии машины.

На сегодняшний день наиболее простые конструкции машин имеют параллельную регулировку средних роликов (см. рис. 2, 4, *а, б, з*). Более сложные машины позволяют реализовать наклонную настройку роликов, причем наклон ряда роликов может осуществляться за счет перемещения верхних (см. рис. 4, *в, ж, и*), нижних (см. рис. 3, 4, *д*) или обоих рядов (см. рис. 4, *з*) роликов [5, с. 825].

Многие конструкции ЛПМ позволяют осуществлять регулируемый перекося по ширине каждого верхнего рабочего ролика, с помощью чего можно повысить эффективность правки серповидности, некоторых дефектов коробоватости и волнистости листового проката [5, с. 826].

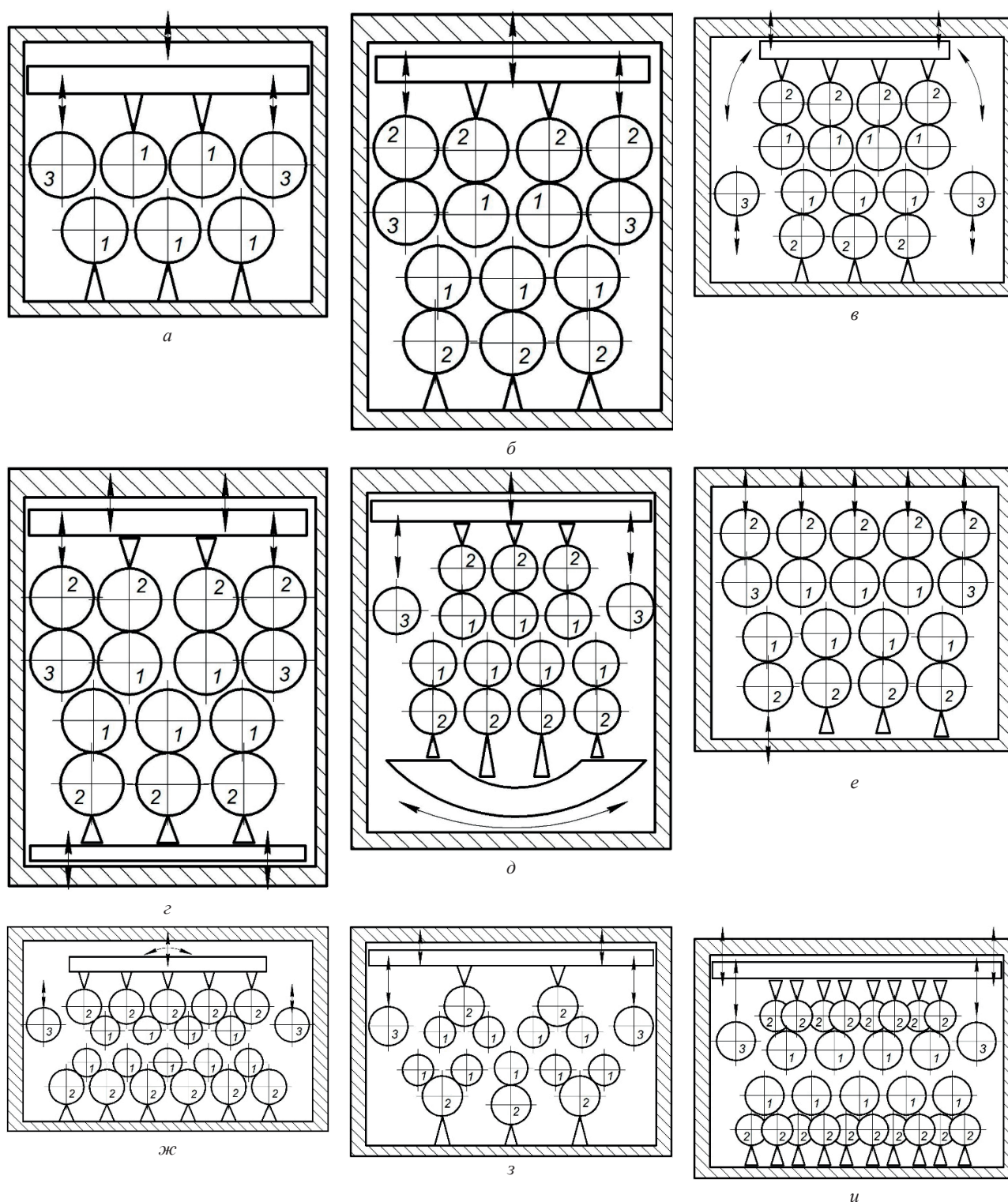


Рис. 4. Схема ЛПМ

Рабочие ролики ЛПМ, как правило, соединены между собой общей траверсой и имеют взаимозависимое перемещение. Машины с индивидуальной настройкой роликов начали появляться только в последнее время у фирмы «SMS-Demag, AG».

Направляющие ролики на входе и выходе почти у всех машин имеют индивидуальную настройку для обеспечения захода листа в ЛПМ и получения необходимой остаточной кривизны на выходе из ЛПМ. Они выполнены, как правило, несколько большего диаметра, чем рабочие ролики, и имеют увеличенный шаг.

Привод практически всех рассматриваемых ЛПМ групповой: от одного, реже от двух электродвигателей через систему редукторов и общую шестеренную клеть. Приводными являются все рабочие, а в некоторых случаях и направляющие ролики.

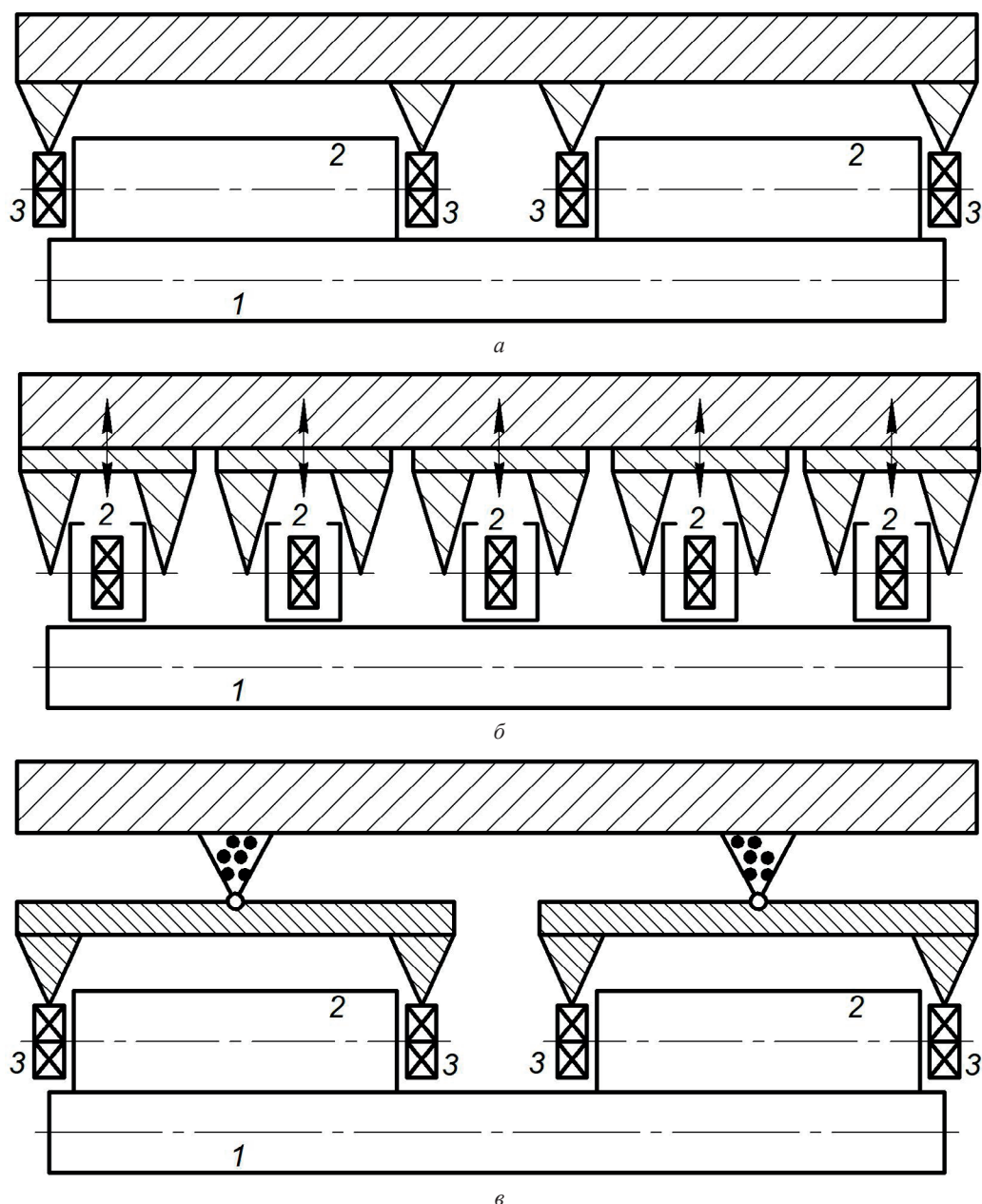


Рис. 5. Схема расположения роликов

В последнее время происходит постепенный переход к машинам с индивидуальным приводом роликов. Такая конструкция привода позволяет предохранить отдельные ролики от перегрузок, которые возникают при групповом приводе, т. е. при замкнутой схеме передачи крутящего момента от общего электропривода через редуктор – шестеренную клеть на все ролики, контактирующие с листом.

Листопрямляющие машины [1] можно разделить на два больших класса: на установленные в потоке и отдельно стоящие. В первом случае правка производится за один пропуск листа, и наиболее важными параметрами являются высокая производительность машины, достижение качественной правки за один проход, быстрая перенастраиваемость на другой сортament, быстрая замена роликовых кассет и т. д. Во втором случае возможен многократный реверсивный пропуск и производительность машины не является ограничением.

Характерной особенностью современных зарубежных машин является автоматическое регулирование положения роликов и крутящих нагрузок с помощью цифровой счетно-решающей системы по показаниям толщиномера, а также применение различных средств автоматического контроля за качеством правки листов. При этом весьма желательной является установка предохранительных устройств для предупреждения перегрузок машины при правке. Практически все последние машины оснащаются автоматическими системами управления процессом правки.

Другая особенность современных зарубежных машин – применение гидравлических устройств настройки роликов вместо электрических. Гидравлические устройства обладают более высоким быстродействием и коэффициентом полезного действия, позволяют регулировать ролики машины в процессе правки. К таким машинам относятся ЛПМ типа UBR, фирм «MDS» и «SMS» (Германия), фирмы НКМЗ (Украина). Некоторые машины начинают оснащаться устройствами противоизгиба рабочих валков.

В то же время эти дорогие системы требуют более высокого уровня обслуживания и применяются в основном для перемещения общей траверсы роликов.

Важным является стремление обеспечить наибольшее количество независимых регулировок машины для расширения технологических возможностей оборудования и обеспечения различных режимов правки разнообразного сортамента. В то же время это стремление ограничивается сложностью систем перемещения валков и валковых систем опорных роликов, которые должны обеспечивать надлежащую жесткость.

В целом можно выделить следующие основные направления совершенствования конструкций ЛПМ и технологий правки:

- создание возможности осуществления правки за один проход при использовании ЛПМ в потоке производства;
- увеличение скорости правки;
- увеличение жесткости машин;
- переход на 4- и 6-рядные конструкции, где рабочие ролики опираются на промежуточные ролики с длинной бочкой, которые, в свою очередь, опираются на опорные ролики с короткой бочкой;
- применение в машинах гидравлических устройств настройки роликов вместо электрических;
- использование устройств противоизгиба и перегиба рабочих роликов по ширине листа;
- автоматизация управления и обслуживания машин;
- автоматическое регулирование нагрузок на ролики с помощью ЭВМ по показаниям датчиков;
- применение различных средств автоматического контроля за качеством правки листов;
- создание и использование математических моделей для выбора оптимальных технологических параметров правки;
- установка предохранительных устройств для предупреждения перегрузок машины по усилиям и крутящим моментам.

Особенности технологий правки

Рассмотрим возможность достижения наиболее высокого качества правки листов с точки зрения оптимального распределения кривизны изгиба проката по рабочим роликам машины. Имеющийся опыт ОАО «Уралмашзавод» свидетельствует о целесообразности реализации шести зон правки (рис. 6). Такую технологию можно назвать «идеальным» способом правки листов. Для каждой из этих зон характерны свои технологические функции.

Первая зона (зона захода) должна обеспечивать небольшой угол входа листа в машину, уверенный захват и заход листа на первые ролики ЛПМ, задачу его в последующие зоны. Это достигается небольшими изгибами листа, которые постепенно увеличиваются.

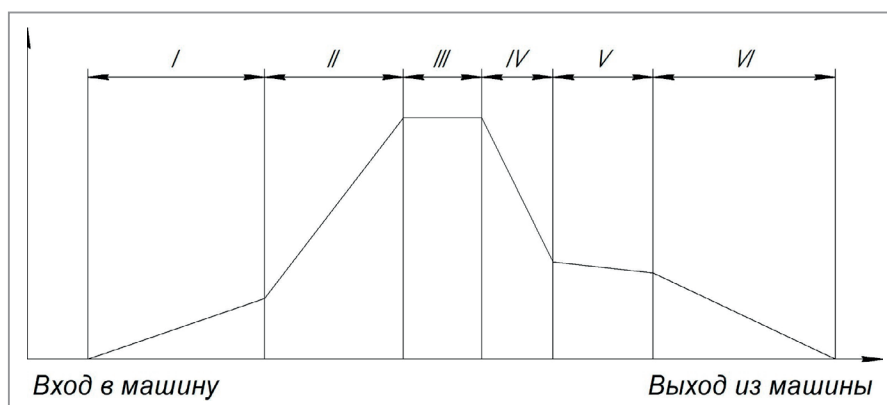


Рис. 6. Рекомендуемое изменение кривизны изгиба проката вдоль ЛПМ при «идеальном» способе правки:

I – зона захода; *II* – переходная зона; *III* – зона наибольших деформаций;
IV – переходная зона; *V* – зона стабилизации; *VI* – зона выправления и выдачи

Вторая зона является промежуточной и обеспечивает быстрое увеличение кривизны изгиба до максимальных.

Третья зона – основная и создает в прокате максимальные пластические деформации (зона наибольших деформаций). Для обеспечения эффективной правки необходимо, чтобы пластические деформации в этой зоне достигали 75–80 % от площади поперечного сечения листа (коэффициент пластической обработки сечения $K_{\text{пс}} = 75\text{--}80\%$) [4, 7]. При правке только продольной волны достаточно одного наибольшего изгиба, а для правки продольной волны, любого типа коробоватости листов и любых сочетаний таких дефектов следует иметь не менее двух наибольших изгибов разных знаков.

Четвертая зона является промежуточной и обеспечивает быстрое снижение кривизны до необходимых значений в зоне стабилизации.

Пятая зона состоит из постепенно уменьшающихся изгибов проката с целью обеспечить стабильность режима правки по двум показателям. Во-первых, пятая зона призвана обеспечить стабильность правки листов при имеющихся разбросах исходной не прямолинейности, механических свойств и геометрических размеров поперечного сечения листа. Причем здесь имеется ввиду разброс этих параметров как по всей площади одного листа, так и во всей партии одного сортамента. Стабильный режим правки обеспечивает плоскостность в требуемых допусках выправленных листов одного сортамента при минимальных перенастройках последнего ролика (в идеале – за один проход без перенастройки последнего ролика). Во-вторых, здесь следует обеспечить прямолинейность предконцевых участков некачественной правки, которые расположены на расстоянии $0,7t - 2,0t$ от переднего и заднего торца листа (t – опорный шаг роликов). Как правило, условия правки этих переходных участков отличаются от условий правки средней части листа и условий изгиба концевых участков, где пластические деформации отсутствуют.

Последняя, шестая зона правки, обеспечивает выправление и достижение нулевой кривизны в любом месте средней части листов, имеющих средние значения исходных параметров. Кроме того, лист должен выдаваться практически горизонтально. Отметим, что последние три зоны должны способствовать получению оптимальной эпюры остаточных напряжений в готовом листе (раздробление и снижение напряжений около поверхности листа [7, с. 96]).

Таким образом, в каждой зоне необходимо иметь не менее одного изгиба, а в зоне III – не менее двух. Следовательно, минимальное количество изгибов при «идеальном» способе равно 7, а минимальное количество роликов – 9. Обычно на практике многие зоны не разделяются по роликам, а плавно переходят друг в друга.

На процесс правки и его стабильность влияет не только разброс исходной плоскостности листов до правки. Существуют два параметра, которые оказывают серьезное влияние на процесс правки: предел текучести и толщина листа, точнее разброс этих параметров по площади одного конкретного листа и внутри выправляемой партии. Ширина листов влияет практически линейно на усилия и момент правки, при этом кривизны изгиба и коэффициент проникновения пластической деформации $K_{\text{п}}$ не изменяются при постоянной настройке роликов.

Согласно результатам экспериментальных измерений, предел текучести изменялся на исследованной партии от 405 до 465 МПа. Поэтому для расчета изменение предела текучести принято от 405 до 505 МПа (455 ± 50 МПа или $\pm 10\%$). При технологических расчетах необходимо учитывать влияние на процесс всех трех рассмотренных свойств листов: исходной кривизны, предела текучести и толщины. Причем учет допусков по толщине и проведение расчета при наибольшей толщине обязателен, так как в последнем случае реализуются наибольшие энергосиловые параметры и остаточная кривизна может сильно измениться из-за увеличения $K_{\text{п}}$.

Выводы

Изучение теории правки отстает от изучения других процессов ОМД, например, прокатки, что вызвано необходимостью учета множества явлений, протекающих в металле, подвергающемся знакопеременному нагружению с уменьшающейся амплитудой (взаимодействие упругой и пластической деформации, эффект Баушингера и др.). В данном процессе присутствуют условия как затрудняющие правку (упрочнение), так и облегчающие (эффект Баушингера). Все это может давать довольно большие отличия в результатах расчетов, выполненных по различным методикам.

Была также отмечена параболическая зависимость остаточной кривизны от предела текучести и более сложная зависимость от толщины. Причина заключается в том, что при увеличении предела текучести и при уменьшении толщины последний изгиб под роликом становится упругим, и поэтому

выправляющий изгиб (тот, который формирует остаточную кривизну листа) перемещается под предыдущие ролики. При увеличении предела текучести видно, что выправляющим становится предпоследний ролик, а под последним роликом остаточная кривизна уже не меняется. Полученные данные использовали при проектировании комплекса валковой правки и технологии правки листовых заготовок сложной конфигурации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Недорезов И. В. Моделирование процессов правки проката на роликовых машинах. Екатеринбург: «АКВА-ПРЕСС», 2003. 256с.
2. Целиков А. И. и др. Машины и агрегаты для производства и отделки проката. Т. 3. Машины и агрегаты металлургических заводов. М.: Металлургия, 1981. 576 с.
3. Недорезов И. В., Орлов Б. Я., Винокурский А. Х. Роликовые правильные машины АО «Уралмаш» и пути их совершенствования // Тр. первого Конгресса прокатчиков. Магнитогорск, 23–27 октября, 1995. М., 1996. С. 38–42.
4. Слоним А. З., Сонин А. Л. Правка листового и сортового металла (технология и оборудование). М.: Металлургия, 1981. 232 с.
5. Пасечник Н. В., Синицкий В. М., Дрозд В. Г. и др. Машины и агрегаты металлургического производства. Т. IV – 5 / Под общ. ред. В. М. Синицкого, Н. В. Пасечника. М.: Машиностроение, 2000. 912 с.
6. Пат. 2070454 Россия. 6B21D1/02. Листоправильная машина / В. А. Быков (Россия). № 93020018/08; Заявлено 16.04.93; Оpubл. 20.12.96. Бюл. № 35.
7. Kaden V., Konig A. Усовершенствованная машина для горячей и холодной правки толстых листов // MPT. 1997. № 2. С. 92–94, 96, 98–100.

REFERENCES

1. Nedorezov I. V. *Modelirovanie processov pravki prokata na rolikovyh mashinah* [Modeling of the processes of editing rolled products on roller machines]. Ekaterinburg, AKVA-PRESS Publ., 2003, 256 p.
2. Celikov A. I. *Mashiny i agregaty dlja proizvodstva i otdelki prokata* [Machines and units for the production and finishing of rolled products]. Vol. 3. *Mashiny i agregaty metallurgicheskikh zavodov* [Machines and units of metallurgical plants]. Moscow, Metallurgija Publ., 1981, 576 p.
3. Nedorezov I. V., Orlov B. Ja., Vinokurskij A. H. Rolikovyje pravil'nye mashiny AO «Uralmash» i puti ih sovershenstvovaniya [The right machines of Uralmash JSC and ways to improve them]. *Trudy pervogo Kongressa prokatchikov, Magnitogorsk, 23–27 oktjabrja, 1995 = Proceedings of the First Congress of Rollers, Magnitogorsk, October 23–27, 1995*. Moscow, 1996, pp. 38–42.
4. Slonim A. Z., Sonin A. L. *Pravka listovogo i sortovogo metalla (tehnologija i oborudovanie)* [Straightening of sheet and section metal (technology and equipment)]. Moscow, Metallurgija Publ., 1981, 232 p.
5. Pasechnik N. V., Sinickij V. M., Drozd V. G. *Mashiny i agregaty metallurgicheskogo proizvodstva* [Machines and aggregates of metallurgical production]. Vol. IV – 5. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2000. 912 p.
6. Bykov V. A. *Listopravil'naja mashina* [Sheet straightening machine]. Pat. 2070454 Russia.
7. Kaden V., Konig A. Usovershenstvovannaja mashina dlja gorjachej i holodnoj pravki tolstykh listov [Advanced machine for hot and cold straightening of thick sheets]. *MPT Int.*, 1997, no. 2, pp. 92–94, 96, 98–100.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-79-87>
УДК 621.79

Поступила 03.10.2022
Received 03.10.2022

ЛИТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ: СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПОЛУЧЕНИЯ

*В. А. КАЛИНИЧЕНКО, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65*

*А. А. АНДРУШЕВИЧ, Белорусский государственный аграрно-технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 99/2. E-mail: andru49@mail.ru*

Рассматриваются теория и практика получения литых композиционных материалов, их классификация и особенности формирования структуры при их синтезе. Приведены результаты получения деталей ответственного назначения из литых композиционных материалов. Показано, что формирование переходной зоны происходит в процессе инфильтрации матричного расплава с последующим ее ростом в процессе выдержки при температуре синтеза.

Ключевые слова. Литые композиционные материалы, композиты, литые детали, синтез литейных композиционных материалов.

Для цитирования. Калиниченко, В. А. Литые композиционные материалы: состояние и перспективы получения / В. А. Калиниченко, А. А. Андрушевич // Литье и металлургия. 2022. №4. С. 79–87. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-79-87>.

CAST COMPOSITE MATERIALS: THE STATE AND PROSPECTS OF OBTAINING

U. A. KALINICHENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

A. A. ANDRUSHEVICH, Belarusian State Agrarian Technical University, Minsk, Belarus, 99/2, Nezavisimosti ave. E-mail: andru49@mail.ru

The paper considers the theory and practice of obtaining cast composite materials, their classification and features of the formation of the structure during their synthesis. The results of obtaining parts of responsible purpose from cast composite materials are presented. It is shown that the formation of the transition zone occurs during the infiltration of the matrix melt, followed by its growth during exposure at the synthesis temperature.

Keywords. Cast composite materials, composites, cast parts, synthesis of cast composite materials.

For citation. Kalinichenko U. A., Andrushevich A. A. Cast composite materials: the state and prospects of obtaining. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 79–87. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-79-87>.

Современное развитие науки и техники требует постоянного создания и применения новых материалов на основе инновационных решений с уникальными свойствами, которые отсутствуют у традиционных металлов и сплавов, для получения деталей, механизмов и машин с повышенными эксплуатационными характеристиками. В технике и быту используются естественные (природные) и искусственные (синтезированные) композиционные материалы (КМ) – композиты.

Под композитами, как правило, понимают искусственно созданные материалы, состоящие из двух или более различных по составу и структуре компонентов, разделенных границей. Такое сочетание компонентов способствует получению новых свойств материала. Композиционные материалы характеризуются наличием нескольких фаз в микромасштабе, но являются однородными на макроуровне. Причем состав композиции и форма структурных составляющих, а также распределение компонентов задаются заранее. Это охватывает широкий круг материалов, включая специальные стали, сплавы и чугуны, но исключает из рассмотрения композиты, обладающие макронеоднородностью, а также природные композиты [1].

Композиты – перспективные материалы, поскольку из них можно получать изделия с прогнозируемыми, регулируемые в зависимости от условий эксплуатации свойствами. Они эффективно заменяют

остродефицитные металлы и сплавы, производство из них деталей вполне технологично и практически безотходно, обеспечивается обширной сырьевой базой. Диапазон их применения очень широк: от деталей бытовой техники до конструкций аэрокосмических объектов. Обладая высокими удельными механическими характеристиками (прочностью, вязкостью, модулем упругости и др.), композиционные материалы находят все большее применение. Однако использование композитов в Беларуси и странах СНГ все еще ограничено. Для преодоления этого отставания необходимы дальнейшая разработка новых композитов с повышенными эксплуатационными свойствами и технологий производства из них качественных деталей. Армирующие элементы и матричные сплавы должны быть доступны, а технологические процессы изготовления изделий легко реализуемыми. К таким следует отнести литые композиционные материалы (ЛКМ), получаемые различными способами литья.

ЛКМ получают различными способами жидкофазного совмещения, когда отдельные армирующие элементы композита соединяют с матрицей, с использованием расплавленного жидкого металла, которые после затвердевания образуют единое целое. Следует отметить эффективность и доступность литейных технологий, которые позволяют наиболее простым путем получать изделия сложной конфигурации практически неограниченных размеров с минимальными припусками на последующую обработку (либо вообще без нее). В данной работе рассмотрены классификация, современное состояние и перспективы получения ЛКМ.

Классификация композиционных материалов имеет важное методологическое значение для технологов и специалистов, является основой для выбора оптимального вида материала, обеспечивающего соответствие требованиям служебным свойствам готовых изделий и технологию их получения.

Наиболее важным признаком классификации КМ является материал матрицы. Для ряда композиционных материалов понятия матрица и армирующий элемент теряют смысл, так как невозможно выделить один сплошной структурный элемент. В результате возможны разные примеры классификации и первым из них можно отметить *материаловедческий* признак. В соответствии с этим к ним относят материалы с измененным поверхностным слоем, например, сплавы с диффузионно измененным поверхностным слоем, обладающие повышенной твердостью и прочностью по сравнению с объемом самой детали, а в сочетании с более вязкой сердцевиной образуют новый слоистый материал. Далее следуют агломерационные материалы, соединенные из разнородных частиц в единое целое. К ним могут быть отнесены некоторые матричные композиты, псевдосплавы, порошковые материалы, а также бетоны, керамики и т.д. Туда же относят матричные композиты, содержащие отдельные частицы, волокна, нити, проволоку, пруты, пластины. Обязательным условием армирования является превышение модулей упругости арматуры над модулями упругости матрицы [2].

На примере армированных композитов становится понятным неприемлемость ограничения неоднородности композиционных материалов микроуровнем. Для многих литых армированных композитов диаметры линейной арматуры достигают 12 мм и более, а армирующих гранул – 6 мм [3].

По структуре КМ делятся на группы с матричной, слоистой, каркасной и комбинированной структурой [4]. Матричную структуру имеют высокие дисперсно-упрочненные и армированные композиты. К материалам со слоистой структурой относятся композиции, полученные из набора чередующихся слоев фольги или листов материалов различной природы и состава. К композиционным материалам с каркасной структурой относятся жидкофазные материалы, полученные методом пропитки. Комбинированную структуру имеют материалы, содержащие комбинации первых трех групп.

По геометрическим признакам структурных элементов КМ делят на нульмерные элементы структуры [5] (в состав которых входят частицы, имеющие длину, ширину и высоту одного порядка), одномерные элементы структуры (входят элементы, один из линейных размеров которых значительно превышает два других), двумерные элементы структуры (у которых два линейных размера превышают третий). Также известны классификации композиционных материалов по взаиморасположению структурных материалов и изменению свойств, связанных с расположением; с применением однонаправленных армирующих элементов для создания структуры по пространственному расположению.

В основу классификации по методам получения положены технологические процессы, обеспечивающие окончательное формирование КМ. Композиты подразделяются на материалы, полученные жидко- и твердофазными методами, комбинированными методами, состоящие в последовательном или параллельном применении нескольких методов.

К жидкофазным методам относятся различные виды литья и пропитки, а также направленная кристаллизация сплавов. Для достижения этих целей в мировой практике широко используют литье в

твердожидком (ТЖ) состоянии. На сегодняшний день наибольшее развитие получили два базовых технологических подхода к ТЖ литью: реолитье (rheocasting) и тиксолитье (thixocasting) [3].

В реолитье исходным материалом служит расплав, который подвергается частичной кристаллизации в условиях интенсивного перемешивания. При этом за счет сдвиговых сил происходит измельчение дендритов. В результате материал переводится в ТЖ состояние, в котором он представляет собой суспензию, состоящую из расплава и равномерно распределенных в его объеме мелких глобулярных кристаллических частиц. Полученная ТЖ смесь (суспензия) инжектируется под давлением в литейную форму, где происходит ее полная кристаллизация до формирования отливки с однородной мелкозернистой глобулярной структурой [3].

Жидкофазные методы обладают рядом существенных преимуществ:

- 1) получение изделий сложной конфигурации с минимальными припусками;
- 2) ограниченное силовое воздействие на хрупкие армирующие элементы;
- 3) широкая номенклатура используемых компонентов;
- 4) упрощенное аппаратное обеспечение;
- 5) возможность механизации и автоматизации техпроцессов;
- 6) высокая производительность.

В настоящее время использование литых композиционных материалов достаточно ограничено в основном изготовлением литых заготовок деталей аэрокосмической и военной техники, спортивных автомобилей. Отливки получают литьем в кокиль, под давлением, в песчаные формы, по выплавляемым моделям, направленной кристаллизацией и др. В то же время применение ЛКМ позволяет значительно улучшить эксплуатационные свойства, уменьшить массу деталей, повысить триботехнические и другие характеристики, в том числе автотракторной и сельскохозяйственной техники.

К твердофазным методам получения КМ относятся волочение, прокатка, экструзия, ковка, штамповка, диффузионная сварка, сварка взрывом и др. [4]. При получении КМ методами осаждения-напыления матрица наносится на волокна из растворов солей или других соединений, из парогазовой фазы, плазмы и т. п. Комбинированные методы заключаются в последовательном или параллельном применении нескольких методов.

ЛКМ формируются в результате многостадийных процессов, к которым относятся окисление и испарение армирующих элементов и расплава матрицы, физико-химическое взаимодействие при контакте жидкой и твердой фаз, диффузионные процессы, затвердевание и кристаллизация матрицы и др. Для получения литых композиционных материалов высокого качества необходимы интенсификация одних и замедление других процессов.

В качестве нерасплавляемых элементов структуры ЛКМ используются тугоплавкие металлы и неметаллические соединения расплаваемых матриц – металлы с более низкими температурами плавления. Компоненты КМ, получаемых жидкофазным совмещением, должны отвечать определенным требованиям: существенное различие температур плавления компонентов; минимальная взаимная растворимость компонентов; смачивание тугоплавких составляющих легкоплавкими; равновесный химический состав расплава по отношению к элементам твердой фазы при температуре взаимодействия. В реальных условиях требуемый эффект совместимости компонентов может быть достигнут управлением процессом формирования ЛКМ. Различия в исходных материалах, структуре и свойствах, многообразие типов соединений с металлическими матрицами обеспечивают широкие возможности создания ЛКМ с заранее заданными характеристиками.

В качестве армирующих элементов в макрогетерогенных литых композиционных материалах часто используются литая стальная или чугунная дробь, гранулы или частицы твердых сплавов, керамики, спеченных порошков, в некоторых случаях для формирования пластичной связи матрицы гранулы цветных металлов на основе алюминия и меди. Литая стальная или чугунная дробь является одним из наиболее доступных элементов для получения износостойких литых композиционных материалов.

Основная масса применяемых КМ армирована волокнами. Только в последнее время стали использовать нульмерные элементы и псевдосплавы. Металлические проволоки, получаемые волочением, также являются распространенными армирующими элементами литых композитов. Хорошим сочетанием прочности, тепло- и жаростойкости обладают молибденовые, титановые, бериллиевые проволоки. Кроме того, они могут применяться в виде сеток различной формы плетения. Для армирования матриц с температурами плавления выше 500 °С используют керамические и стеклянные волокна.

При выборе сплава для матрицы ЛКМ необходимо руководствоваться требованиями, предъявляемыми к окончательному изделию. Одним из основных критериев выбора материалов для получения

отливок различной конфигурации являются их литейные свойства. Они должны хорошо заполнять полость литейной формы и обеспечивать комплекс эксплуатационных свойств, плотность, точные размеры. В качестве матриц для ЛКМ используют сплавы на основе алюминия, меди, цинка, олова, железа и тугоплавких металлов. При этом важно оценить их удельную прочность, коррозионную стойкость, способность обработки резанием, стоимость и т.д. Например, удельная прочность некоторых материалов располагается в следующей последовательности: магниевые сплавы – 50–80 МПа; алюминиевые – до 130; латуни и бронзы – до 50; стали – 30–50; чугуны – 10–30 МПа.

КМ с использованием литейных технологий получают в основном двумя способами: соединением твердой и жидкой фаз, совмещением различных компонентов, находящихся в жидком состоянии.

Процесс соединения твердой и жидкой фаз осуществляется по схемам (рис. 1): размещение армирующих элементов в полости литейной формы с последующей заливкой матричного расплава (*I–III*); заливка в литейную форму гетерогенного матричного расплава, содержащего армирующие элементы (*IV*); введение армирующих элементов в матричный расплав в процессе заливки (*V, X*); сборка армирующих элементов в присутствии жидкого матричного расплава (*IX*) [5].

Технологический процесс получения изделий жидкофазным совмещением различных компонентов состоит из этапов: подготовки компонентов; сборки и размещения в полости формы армирующих элементов; заливки матричным расплавом, пропитки; затвердевания жидкой фазы с наложением внешних воздействий или без них; извлечения из формы; термической и механической обработки композиционных изделий.

В процессе кристаллизации для повышения качества, устранения несовершенств литой структуры применяется наложение различных видов воздействий (рис. 1, *VI–VIII*): вакуумирование, давление, вибрация, ультразвуковые колебания и др.

Технологическая схема получения композиционных материалов различными методами литья включает следующие операции: 1) подготовка компонентов (калибровка, подготовка поверхности армирующих элементов); 2) подготовка матричного сплава; 3) размещение армирующих элементов в форме; 4) нагрев формы; 5) заливка металлическим сплавом, пропитка; 6) выдержка в форме, охлаждение и выемка из формы; 7) механическая и термическая обработка композиционных изделий.

Структура ЛКМ формируется под комплексным влиянием трех групп факторов: физико-химических (свойства армирующих элементов и матрицы, характер их взаимодействия, условия кристаллизации и затвердевания), конструктивных (параметры армирования, геометрические размеры литых заготовок), технологических (подготовка компонентов, способ литья, метод приготовления расплава, последующая обработка заготовки).

При заливке матрицы, которая в исходном состоянии имела равновесную структуру отожженного металла, формируется структура со слабо развитыми дендритами, имеющими более высокую микротвердость в сравнении с микротвердостью литой матрицы. Металлографический анализ показывает прямую связь исходного состояния шихты со структурой матрицы ЛКМ, приводящую к изменению механических свойств. Способ управления структурой и свойствами матрицы за счет эффекта наследственности предварительно обработанной шихты может быть значительным.

Требования к армирующим элементам и матрицам ЛКМ с повышенными триботехническими характеристиками можно изложить в самом общем виде и конкретизировать их в каждом случае. Возможность изменять в широком диапазоне свойства армирующих элементов и матриц при периодическом повторении армирующих гранул, связанных с матрицей, позволяет создавать композиционный материал с заданным комплексом свойств – повышенными триботехническими характеристиками, в котором полностью реализуется принцип Шарпи [6].

Получение ЛКМ высокого качества, надежная взаимосвязь структурных элементов, повышенные эксплуатационные свойства требуют установления общей закономерности формирования структуры. Для макрогетерогенных композитов необходимо, чтобы структура состояла из участков армирующих элементов повышенной твердости и матричных участков с высокой вязкостью материала. Армирующие элементы должны быть высокопрочными, износостойкими, не претерпевать химических превращений, иметь стабильную структуру, малоизменяющуюся при нагреве в процессе трения. Матрицы таких ЛКМ должны хорошо противостоять циклическим нагрузкам, быть пластичными и вязкими, иметь равномерное распределение фазовых составляющих. По возможности все компоненты должны быть недефицитными и технологичными.

Применение литейной технологии для синтеза композиционных материалов с макрогетерогенной структурой (КММС) позволяет снизить стоимость продукции и получать детали различной

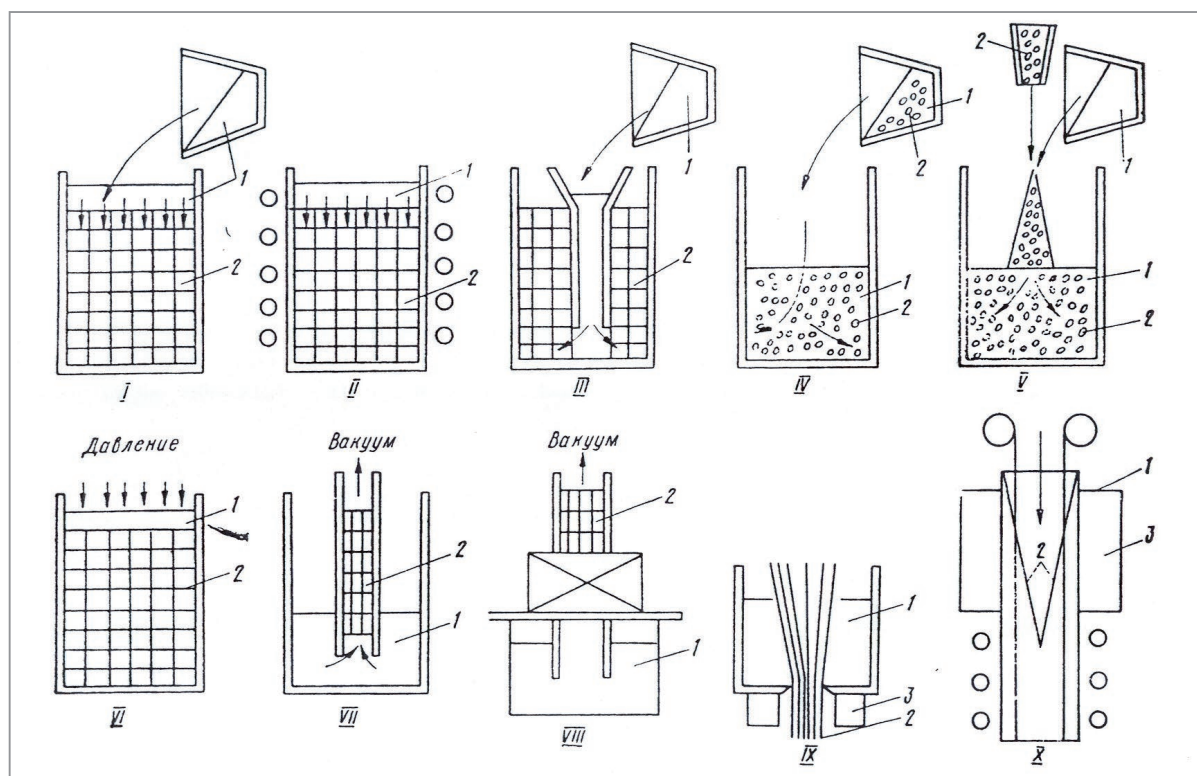


Рис. 1. Схемы получения изделий из КМ методами литья:

I – заливка матричным расплавом с предварительно установленной арматурой; *II* – изотермическая пропитка; *III* – сифонная заливка арматуры матричным расплавом; *IV* – литье гетерогенного расплава; *V* – суспензионная заливка; *VI* – литье под давлением; *VII* – литье вакуумным всасыванием; *VIII* – литье с комплексным и вакуумным воздействием; *IX* – пропитка способом непрерывного литья; *X* – непрерывное литье с вводом арматуры (*1* – расплав; *2* – армирующие элементы; *3* – кристаллизатор)

конфигурации. Наиболее часто КММС получают путем пропитки металлическим сплавом армирующего каркаса. Реже применяется замешивание армирующих элементов в матричный расплав. Процесс пропитки можно реализовать одним из следующих способов: пропитка с кристаллизацией под давлением, литье под давлением, литье в кокиль. Литье в кокиль относится к жидкофазному методу совмещения и при организации масштабного производства обладает определенными преимуществами, так как не требует сложного оборудования и позволяет получать отливки значительной массы и различной геометрии.

Структура КМ с макронеоднородной структурой представляет собой упрочняющие элементы, равномерно распределенные в матрице. Среди факторов, влияющих на их эксплуатационные свойства, существенное значение имеют степень армирования композитов и линейные размеры армирующих элементов. К армирующим элементам предъявляется ряд требований, среди которых одним из важнейших является фактор формы, равный или больший 0,9. Это обеспечивает ряд преимуществ, в частности, высокую текучесть матричного расплава при заполнении литейной формы [2].

В системе «металл–армирующая фаза–форма» протекают гетерофазные процессы, движущей силой которых является наличие градиентов химических потенциалов в различных фазах. Взаимодействие между компонентами может осуществляться на стадии формирования, когда матрица находится в расплавленном состоянии, на стадии затвердевания и охлаждения, при последующих нагревах и деформации в процессе обработки или эксплуатации.

Одно из основных условий формирования КММС – смачивание армирующих элементов расплавом матрицы и заполнение им пор, капилляров и других пустот. Смачивание расплавом приводит к тесному контакту – необходимому условию для развития процессов химического взаимодействия на границе раздела. При смачивании уменьшается межфазное поверхностное натяжение на границе раздела фаз. Необходимо отметить, что процессы, происходящие на границе раздела фаз «армирующие элементы – матрица», являются наиболее важными с точки зрения формирования композитной системы, поскольку они определяют большинство механических свойств. Экспериментальное установление формирования структуры поверхности раздела фаз, зависимость ее от процессов взаимодействия фаз и затвердевания – важная задача управления процессом получения КММС с заданными свойствами.

Несомненный практический интерес представляет получение ЛКМ на основе бронзы с применением в качестве армирующей фазы быстрозакаленных чугунных гранул (рис. 2). Процесс получения литых композиционных материалов – одна из промежуточных стадий рассмотренных процессов, так как в их составе могут находиться, например, чугунная армирующая составляющая и бронзовая матричная основа. При этом в процессе их заливки составляющая из чугуна остается в твердом состоянии и заполняется расплавленной матрицей из бронзы. Благодаря чувствительности чугуна к режиму термообработки, возможно, получить композиты с широким диапазоном свойств. Химический состав и температурно-временной режим термической обработки литой дроби служат определяющими в формировании эксплуатационных свойств.

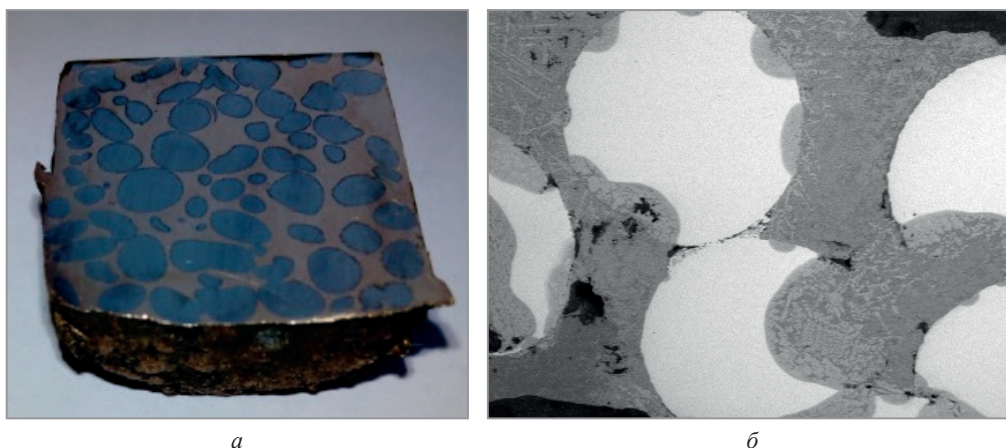


Рис. 2. Макро- (а) и микроструктура (б) литого композиционного материала – матрица БрКЗМц1 (Cu – 3% Si – 1% Mn) и чугунные гранулы

Образцы композиционных материалов отливали в цилиндрических графитовых формах. Температура заливки – 1100 °С, температура предварительного нагрева гранул – не ниже 0,8 $T_{пл}$. Скорость заполнения формы – 5 – 8 мм/с. Скорость свободного охлаждения отливки от температуры литья до 800–850 °С была 0,15 – 1,2 К/с. Ускоренное охлаждение отливки особенно от температуры заливки до 830–860 °С приводит к формированию структуры матрицы с зернами разной травимости, опирающимися на чугунные гранулы, в которых наблюдается структура, подобная обезуглероженному слою. С увеличением времени выдержки при высоких температурах поверхностный слой гранулы претерпевает изменение, которое тем больше, чем больше время выдержки. Кроме того, на эффективность жидкофазного соединения влияют тепловые параметры процесса (температуры расплава и литейной формы).

На характер образования прослойки на границе чугунных гранул и матрицы оказывают влияние и состав матричного сплава. Выявлен характер взаимодействия чугунных гранул с матрицами Cu – 3% Si – 1% Mn (БрКЗМц1) и Cu – 5,5% Si (БрК5,5). Сравнение показывает, что при использовании матрицы из бронзы БрКЗМц1 толщина зоны взаимодействия в несколько раз меньше по сравнению с матрицей из бронзы БрК5,5.

Оценка свойств ЛКМ может быть получена на основе анализа свойств его компонентов. Однако существующие теоретические модели описания состояния композитов сложны и часто не удовлетворяют требованиям инженерных расчетов, в частности на основе правила смесей. Поэтому основным в определении свойств ЛКМ является метод прямого эксперимента.

Перспективность использования КМ в различных отраслях техники определяется широким спектром самых различных свойств. Высокая прочность и удельная жесткость, малая чувствительность к концентраторам напряжений и повышенное сопротивление усталостному разрушению, износостойкость и жаропрочность, а также антифрикционные, теплозащитные, эрозионностойкие и другие свойства далеко не полный перечень их важнейших характеристик. Заданный уровень комплекса механических, физических и других свойств формируется в процессе получения – конструирования материала непосредственно из компонентов.

Предварительные расчетные оценки эффективности применения КМ на основании свойств компонентов по правилу аддитивности показывают возможности повышения прочности в 1,5–2,0 раза, жесткости и сопротивления усталости – в 2,5–3,0 раза и т.д. Перспективным является применение металлических композиционных материалов в ракетно- и авиастроении, в частности при создании тяжелых

транспортных и сверхзвуковых пассажирских самолетов [7]. Использование таких материалов в количестве до 30% позволяет снизить массу самолета на 15 - 20%. Наиболее рационально в этом случае применение титановых и алюминиевых сплавов, армированных волокнами бора или титановых сплавов, армированных волокнами из боралюминия, соединяемых пайкой. Боралюминиевые композиционные материалы могут использоваться на космических летательных аппаратах, в узлах конструкций, подвергающихся нагреву от реактивной струи двигателя, в герметических кабинах экипажа.

Композиционные материалы на основе алюминия и титана, армированные бериллиевой проволокой применяются при создании газотурбинных двигателей для изготовления литых лопаток вентилятора и компрессора [8].

Литые композиционные материалы также используют в машиностроении, судостроении, автомобилестроении. Целесообразность их применения связана со значительным уменьшением массы конструкций при сохранении или даже повышении прочностных характеристик (например, для облегчения кузовов, коробок передач, поршней цилиндров, передаточных механизмов, рессор и т.д.) [9].

ЛКМ со свинцовой матрицей, армированные углеродными волокнами, применяют в химической промышленности при производстве батарей и аккумуляторов, в строительстве, в изделиях, работающих на трение, и др. [3].

Для изготовления подшипников, работающих без смазки, успешно опробовали антифрикционный композиционный материал на основе свинца, армированный 20% проволоки из нержавеющей стали или оловянистой бронзы. В космических условиях, где применение обычной смазки в узлах трения невозможно, можно также применять ЛКМ с нитевидными кристаллами Al_2O_3 [8].

При эксплуатации машин и оборудования, в частности сельскохозяйственной техники, важную роль играют снижение расходов на техническое обслуживание, плановые и текущие ремонты. В узлах трения данный аспект может быть решен с помощью выхода эксплуатационных свойств используемых материалов в режим «безыносного трения», реализация которого наиболее предпочтительна при идеальном выполнении принципа Шарпи. Для повышения надежности, в том числе износостойкости, целесообразно использование новых перспективных материалов, включая композиционные. Литые композиционные материалы на основе медных сплавов и чугуновых гранул или алюминиево-медные композиции максимально приближены к указанному принципу. За счет введения в металлическую матрицу высокопрочных и высокомодульных гранул удается резко повысить прочность, вязкость, жесткость материалов. Сочетание матрицы и гранул, обладающих специальными физическими свойствами, открывает широкие возможности для создания новых композиционных материалов и позволяет эксплуатировать сельскохозяйственные машины в тяжелых условиях, включая режимы сухого трения. При изготовлении деталей узлов трения из литых КМ на основе гранул чугунов марки ДЛЧ с матрицей из бронзы БрКЗМц1 установлено образование массивной прослойки интерметаллида (200–500 мкм). При таких толщинах интерметаллид должен разрушаться при минимальных динамических нагрузках, в действительности этого не происходит. С его появлением можно связать высокую износостойкость этих КМ по сравнению с другими материалами подобного типа. Они уже применяются для тяжелонагруженных пар трения, в различных областях промышленности.

Из разработанных материалов могут изготавливаться детали практически любой геометрической формы и размеров, включая биметаллические заготовки, например, направляющие различного назначения, шестерни, подшипники скольжения, втулки и т.п., предназначенные для использования в узлах трения сельскохозяйственных машин.

На рис. 3 представлены полученные изделия из литых композиционных материалов на основе бронз. Благодаря особенностям и высоким механическим свойствам (общий износ пары трения – не более 0,1 мм/км пути; коэффициент трения со смазкой – 0,04–0,06; удельное давление – до 10 МПа; электрохимическая стойкость при работе с ответной парой трения) данный тип материалов может эксплуатироваться в ряде агрессивных сред с высокой запыленностью, повышенной температурой или влажностью и др., где использование аналогичных материалов невозможно. Температура эксплуатации деталей – до 500 °С.

Разработанные композиционные материалы использованы для изготовления подшипников скольжения, используемых в элементах подвески тракторных прицепов. Шестерни из композиционного материала применены в качестве червячных пар на Борисовском заводе «Автогидроусилитель» и других предприятиях Республики Беларусь.

Разнообразие армирующих элементов и матриц, способов синтеза ЛКМ обеспечивают получение изделий с различными и высокими эксплуатационными свойствами, например, конструкционных,

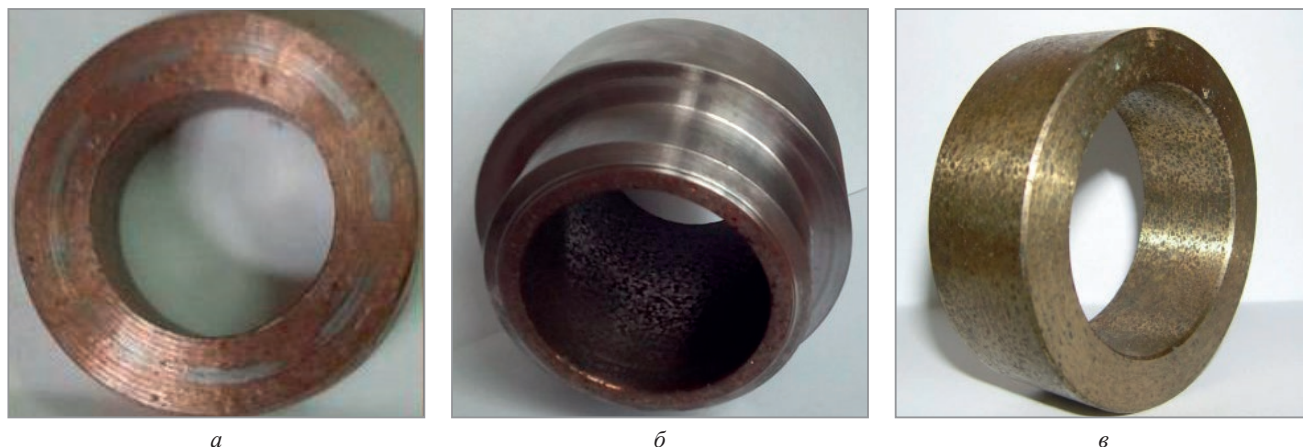
*a**б**в*

Рис. 3. Образцы изделий из литых композиционных материалов:

a – втулка с волокнисто-гранульным армированием; *б* – биметаллическая втулка элемента подвески прицепа; *в* – композиционная втулка механизма дверей

износостойких, жаропрочных материалов. В сельхозмашиностроении из КМ изготавливают детали тракторов, режущие части плугов, дисковых косилок и т.д., что позволяет увеличить срок службы сельскохозяйственной техники. Целесообразность их применения заключается в снижении массы, повышении прочности деталей, увеличении проходимости и грузоподъемности машин, уменьшении расхода горючего и расхода резины, тем самым, увеличения срока эксплуатации

Отдельное место занимают композиционные материалы на основе алюминия, применяемые не только в узлах трения, но и в качестве конструктивных деталей. Повышение износостойкости и других эксплуатационных характеристик деталей цилиндропоршневой группы двигателей внутреннего сгорания достигается армированием алюминиевых сплавов дискретными волокнами и нульмерными частицами, а также использованием пористых каркасов из оксидной керамики. Для их получения наиболее эффективны методы литья с импеллером, под давлением, вакуумная пропитка, которые обеспечивают введение заданного количества армирующей фазы до 25 % (TiC , WB , ZrO_2 , SiC , Al_2O_3 , SiO_2). При этом повышаются механические свойства алюминиевых сплавов, износостойкость, качество литой поверхности. Все более широкое применение для увеличения рабочих температур двигателей находят также армированные ЛКМ с использованием жаростойких материалов.

Литые алюминиево-медные композиционные материалы с повышенными механическими и эксплуатационными свойствами целесообразно использовать для производства высокоэффективных конструктивных узлов сельскохозяйственной техники из-за более низкой стоимости (25–40 %) по сравнению с аналогами, получаемыми методами порошковой металлургии.

Необходимо иметь в виду, что ЛКМ, так же как и традиционные сплавы, не являются универсальными. Использование их по назначению в той или иной конструкции рационально только в том случае, когда это технически обосновано и экономически целесообразно [10].

Выводы

Качество получаемых ЛКМ определяется правильным выбором состава матрицы и упрочняющей (армирующей) фазы применительно к условиям работы деталей, тщательной подготовкой используемых материалов. На эффективность технологического процесса получения литых деталей существенное влияние оказывают тепловые параметры (температуры расплава и литейной формы).

Литые композиционные материалы достаточно широко используются в различных областях техники и народного хозяйства. Однако эффективным их применение оказывается только при выполнении следующих условий:

- 1) специальное конструирование деталей и узлов конструкций с учетом особенностей свойств этих материалов;
- 2) создание специальной технологии изготовления деталей, поскольку способы изготовления деталей из традиционных сплавов неприемлемы для композиционных материалов;
- 3) осуществление контроля технологического процесса и качества исходных материалов и изделий на основных этапах их изготовления для обеспечения надежности материалов при длительной эксплуатации.

Предложенные технологии изготовления деталей различной техники из литых композиционных материалов могут быть реализованы с минимальными затратами как в единичном, так и серийном производстве при изготовлении и ремонте машин практически на любых видах предприятий, имеющих стандартное литейное оборудование и оснастку (плавильные печи, бегуны, литейные формы, кокиля и т.п.).

Приведенные примеры не исчерпывают всевозможные области эффективного применения литых композиционных материалов, однако свидетельствуют о больших перспективах их использования при изготовлении различных деталей современной техники.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Калиниченко, В. А.** Композиционные материалы на основе алюминия / В. А. Калиниченко // Наука – образованию, производству, экономике: материалы 12-й Междунар. науч.-техн. конф. Минск: БНТУ, 2014. Т. 1. С. 308 – 309.
2. **Кезик, В. Я.** Формирование структуры поверхностного объема литых макрогетерогенных композиционных материалов в условиях низкоскоростного трения без смазки / В.Я. Кезик, А.С. Калиниченко, Р.К. Иванова // Литье и металлургия. 2003. № 2. С. 118–123.
3. **Толочко, Н. К.** Современные литейные технологии / Н.К. Толочко и др. Минск: БГАТУ, 2009. 358 с.
4. Новые композиционные материалы / Д. М. Карпинос, Л. И. Тучинский, Л. Р. Вишняков. Минск: БНТУ, 1977. 312 с.
5. [Электронный ресурс] Режим доступа: <https://studfile.net/preview/4215632/page:5/> – дата доступа: 30.05.2022.
6. **Арзамасов, Б. Н.** Материаловедение / Б. Н. Арзамасов и др. М.: Изд-во МГТУ, изд. 8-е, 2008. 648 с.
7. **Бондалетова, Л. И.** Полимерные композиционные материалы / Л. И. Бондалетова, В. Г. Бондалетов. Томск: Изд-во ТПУ, 2013. 118 с.
8. Композиционные материалы в машиностроении / Ю.Л. Пилиновский, Т.В.Грузина, А.Б.Сапожников и др. Киев: Техника, 1990. 141 с.
9. **Песковский С.М., Кезик В.Я., Затоловский С.С. и др.** Восстановление деталей нефтяных насосов с применением литых композиционных материалов // Защита от коррозии и охрана окружающей среды. 1990. № 8. С. 15–19.
10. **Калиниченко В. А., Андрушевич А. А., Парфенов А. И.** Прикладные исследования: литые композиционные материалы для техники агропромышленного комплекса // Тр. VII Междунар. науч.-практ. конф. «Модернизация аграрного образования». 14 декабря 2021 г. г.Томск. С. 846 – 849.

REFERENCES

1. **Kalinichenko V.A.** Kompozicionnye materialy na osnove aljuminija [Composite materials based on aluminum]. *Nauka-obrazovaniju, proizvodstvu, jekonomike = Science-education, production, economics. Material 12-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii* [Material of the 12th International Scientific and Technical Conference]. Minsk, BNTU Publ., 2014, vol. 1, pp. 308 – 309.
2. **Kezik V.Ja., Kalinichenko A.S., Ivanova R.K.** Formirovanie struktury poverhnostnogo ob'ema lityh makrogeterogennyh kompozicionnyh materialov v uslovijah nizkoskorostnogo trenija bez smazki [Formation of the structure of the surface volume of cast macroheterogeneous composite materials under conditions of low-speed friction without lubrication]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2003, no. 2, pp. 118–123.
3. **Tolochko N.K.** *Sovremennye litejnye tehnologii* [Modern foundry technologies]. Minsk, BGATU Publ., 2009, 358 p.
4. **Karpinos D.M., Tuchinskij L.I., Vishnjakov L.R.** *Novye kompozicionnye materialy* [New composite materials]. Minsk, BNTU Publ., 1977, 312 p.
5. <https://studfile.net/preview/4215632/page:5/>
6. **Arzamasov B.N.** *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, MGUTU Publ., 2008, 648 p.
7. **Bondaletova L.I., Bondaletov V.G.** *Polimernye kompozicionnye materialy* [Polymer composite materials]. Tomsk, TPU Publ., 2013, 118 p.
8. **Pilinovskij Ju.L., Gruzina T.V., Sapozhnikov A.B.** *Kompozicionnye materialy v mashinostroenii* [Composite materials in mechanical engineering]. Kiev, Tjehnika Publ., 1990, 141 p.
9. **Peskovskij S.M., Kezik V.Ja., Zatolovskij S.S.** Vosstanovlenie detalej neftjanyh nasosov s primeneniem lityh kompozicionnyh materialov [Restoration of parts of oil pumps using cast composite materials]. *Zashhita ot korrozii i ohrana okruzhajushhej sredy = Corrosion protection and environmental protection*, 1990, no. 8, pp. 15-19.
10. **Kalinichenko V.A., Andrushevich A.A., Parfenov A.I.** Prikladnye issledovanija: litye kompozicionnye materialy dlja tehniki agropromyshlennogo kompleksa [Applied research: cast composite materials for agricultural machinery]. *Trudy VII Mezhdunarodnoj nauchno-prakticheskoy konferencii «Modernizacija agrarnogo obrazovanija». 14 dekabrja 2021 g., g. Tomsk* [Proceedings of the VII International scientific and practical conference “Modernization of agricultural education” December 14, 2021, Tomsk], pp. 846 – 849.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-88-96>
УДК 669.71

Поступила 18.10.2022
Received 18.10.2022

ПРОЦЕССЫ ПЕРЕРАБОТКИ СОЛЕВЫХ ШЛАКОВ АЛЮМИНИЕВОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЛЮМООКСИДНЫХ ФАЗ

Б. М. НЕМЕНЕНОК, И. В. РАФАЛЬСКИЙ, П. Е. ЛУЩИК, Л. П. ДОЛГИЙ, А. Д. РУЛЕНКОВ,
Белорусский национальный технический университет, Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, Я. Коласа, 24.
E-mail: rafalski@park.bntu.by

Обсуждаются результаты исследований процессов переработки солевых шлаков алюминиевого производства с целью получения порошкового материала с высоким содержанием алюмооксидных фаз, в том числе термодинамической оценки реакций гидролиза карбида и нитрида алюминия в процессе гидравлической обработки шлаков. Сообщается, что использование в составе рафинирующих флюсов малорастворимых в воде фтористых соединений, таких, как Na_3AlF_6 , CaF_2 , MgF_2 , K_2ZrF_6 и др., осложняет переработку алюминиевых шлаков, предусматривающих операции выщелачивания солей водой. Рациональным решением представляется замена малорастворимых солей в рафинирующих флюсах фторидами натрия либо калия с более высокой растворимостью в воде. Показано, что порошковая смесь, полученная после гидравлической обработки алюминиевого шлака, представлена разнообразными формами структурных составляющих в виде пленок, оболочек, субмикро- и наноструктур различной морфологии с участием различных типов наносоставляющих, в составе которой преобладают фазы неметаллических соединений, преимущественно керамических веществ, солей (корунда Al_2O_3 , оксинитрида алюминия $\text{Al}_{2,85}\text{O}_{3,45}\text{N}_{0,55}$, нитрида алюминия AlN , хлорида натрия NaCl) и металлического алюминия. Указывается, что возможность образования эвтектических смесей керамических соединений оксида и оксинитрида алюминия, более легкоплавких по сравнению с чистыми оксидами и нитридами, необходимо учитывать при разработке технологий рециклинга солевых шлаков с целью получения керамических порошковых материалов с высоким содержанием алюмооксидных фаз.

Ключевые слова. Солевые шлаки, алюминиевые сплавы, алюмооксидные фазы, рециклинг.

Для цитирования. Немененок, Б. М. Процессы переработки солевых шлаков алюминиевого производства для получения порошкового материала с высоким содержанием алюмооксидных фаз / Б. М. Немененок, И. В. Рафальский, П. Е. Луцки, Л. П. Долгий, А. Д. Руленков // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 88–96. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-88-96>.

PROCESSES OF SALT SLAG RECYCLING IN ALUMINUM PRODUCTION TO OBTAIN POWDER MATERIAL WITH A HIGH CONTENT OF ALUMINUM OXIDE PHASES

B. M. NEMENENOK, I. V. RAFALSKI, P. E. LUSHCHIK, L. P. DOLGI, A. D. RULENKOV,
Belarusian National Technical University, Science and Technology Park of BNTU “Polytechnic”, Minsk,
Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: rafalski@park.bntu.by

The processing of salt slags in aluminum production in order to obtain a powder material with a high content of aluminum oxide phases and the results of thermodynamic assessment of the hydrolysis reactions of aluminum carbide and nitride during the hydraulic treatment of slags are discussed. It is reported that water-soluble fluorine compounds, such as Na_3AlF_6 , CaF_2 , MgF_2 , K_2ZrF_6 , in the composition of refining fluxes complicates the processing of aluminum slags, which involve leaching of salts by water. A rational solution seems to be the replacement of sparingly soluble salts in refining fluxes with sodium or potassium fluorides with a higher solubility in water. It is shown that the powder mixture obtained after hydraulic treatment of aluminum slag includes various forms of structural components in the form of films, shells, submicro- and nanostructures of various morphologies with the participation of various types of nano-components, in which the phases of non-metallic compounds predominate, mainly ceramic substances and salts (corundum Al_2O_3 , aluminum oxynitride $\text{Al}_{2,85}\text{O}_{3,45}\text{N}_{0,55}$, aluminum nitride AlN , sodium chloride NaCl) and metallic aluminum. It is indicated that the possibility of forming eutectic mixtures of ceramic compounds of aluminum oxide and aluminum oxynitride, which are more fusible than pure oxides and nitrides, must be taken into account when developing salt slag recycling technologies in order to obtain ceramic powder materials with a high content of alumina phases.

Keyword. Salt slags, aluminum alloys, aluminum oxide phases, recycling.

For citation. Nemenenok B. M., Rafalski I. V., Lushchik P. E., Dolgi L. P., Rulenkov A. D. Processes of salt slag recycling in aluminum production to obtain powder material with a high content of aluminum oxide phases. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 88–96. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-88-96>.

Введение

В процессе получения первичного алюминия, переработки алюминиевого лома, плавки и литья изделий из сплавов на основе алюминия в результате протекания химических реакций металлических расплавов в атмосфере плавильной печи образуется значительное количество побочных продуктов, содержащих преимущественно смеси оксидов, нитридов, карбидов алюминия с некоторой долей металлической фракции и рассматриваемых, как правило, как отходы производства.

При производстве первичного алюминия образуется более 40 кг алюминиевых шлаков на 1 т и около 200 кг алюминиевых шлаков на 1 т при выплавке вторичного алюминия [1], что позволяет оценить общий объем образующихся шлаков порядка 10 млн. т только за прошлый год и около 80 млн. т за последнее десятилетие (рис. 1).

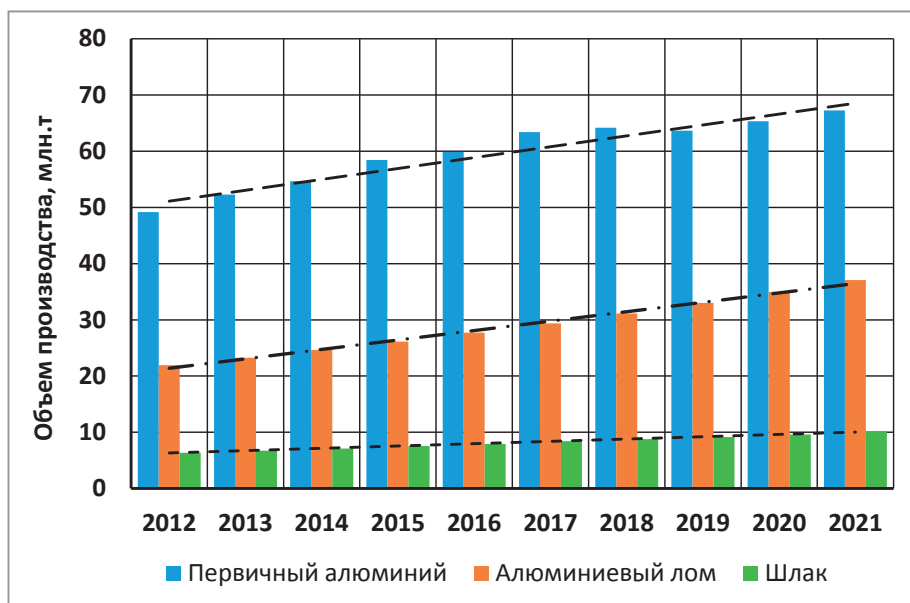


Рис. 1. Объемы мирового производства первичного алюминия, алюминиевого лома для его вторичной переработки и образующегося шлака (оценочно) за 2012–2021 гг. (по данным International Aluminium Institute (IAI), <http://www.world-aluminium.org>)

Возможность вторичной переработки алюминиевого лома означает, что растущие запасы алюминия представляют накапливаемый банк ресурсов, обеспечивая его рациональное использование с учетом высокой энергозатратности производства первичного алюминия. По данным International Aluminium Institute (IAI), примерно из 1,5 млрд. т алюминия, произведенного с конца XIX ст., около 75 % все еще используется до настоящего времени в производственных целях преимущественно в строительных конструкциях, электрическом оборудовании, транспорте, машиностроении, упаковке. При этом объем производства изделий из алюминиевых сплавов, полученных с использованием вторичного сырья, увеличился с 1 млн. т в 1980 г. до 20 млн. т в 2019 г. В последние десятилетия из-за постоянного роста потребительского спроса мировое производство вторичного алюминия быстро растет, а объемы переработки алюминиевого лома ежегодно увеличиваются в среднем на 6 % [1, 2].

При плавке алюминиевых сплавов и их отходов широко применяют различные солевые смеси: покровные и рафинирующие флюсы для защиты расплава от окисления в процессе плавки, дегазации и удаления металлических и неметаллических частиц, прежде всего оксидов, с образованием при этом на поверхности расплава солевого шлака. Такой шлак в зависимости от состава сплава, печной атмосферы и типа плавильного оборудования, помимо оксидов, нитридов, карбидов алюминия и других легирующих элементов сплава, некоторой части металлической составляющей, содержит смеси солей использованных флюсов, преимущественно хлоридов и фторидов натрия, калия, кальция и др.

Количество образовавшегося шлака зависит от вида исходных шихтовых материалов и технологии плавки, типа используемого плавильного оборудования. Алюминиевый шлак, который образуется при получении первичного алюминия в промышленных процессах растворения и электролиза глинозема

в расплавленном криолите (процесс Холла–Эру), как правило, содержит от 60 до 80 мас. % металлической фракции (алюминия) [1]. Алюминиевый солевой шлак, который образуется при переработке низкосортного алюминиевого лома и стружки, по данным работы [3], содержит до 30 % оксида алюминия, 30–55 % хлорида натрия, 15–30 % хлорида калия, 5–7 % металлического алюминия и примеси (карбиды, нитриды, сульфиды и фосфиды).

Практика захоронения в отвалах солевых алюминиевых шлаков, представляющих высокую угрозу экологической безопасности, в настоящее время в индустриально развитых странах сведена до минимума в связи с возможностью их комплексной переработки, прежде всего для извлечения металлической составляющей и солевых компонентов шлака [1–3].

Известные в настоящее время технологии безотходной утилизации алюминиевых шлаков обеспечивают возможность использования продуктов их переработки в качестве сырья для строительной промышленности (строительство дорожных покрытий, в качестве добавок при производстве цемента, строительного кирпича, плитки, огнеупорных материалов, минеральной ваты и др.), в металлургической промышленности (раскислительные смеси для получения стали, армирующие наполнители для получения алюмоматричных композитов), в химической промышленности (получение адсорбентов и каталитических материалов, компонентов эпоксидных смол, инертных наполнителей полимеров, солей алюминия, например, сульфата алюминия с последующим его использованием как коагулянта для обработки питьевых и сточных вод промышленных производств), в сельском хозяйстве для производства удобрений [3–5].

Процессы переработки солевых шлаков

Одной из основных задач переработки солевых шлаков алюминиевого производства, помимо извлечения металлического алюминия, является его очистка от солевых составляющих и иных примесей, содержащихся в составе шлака с целью получения порошкового материала с высоким содержанием алюмооксидных фаз. Процессы переработки, как правило, предусматривают операции промывки их водой для выщелачивания солей с последующей переработкой водных растворов и получением сухого солевого осадка (рис. 2).

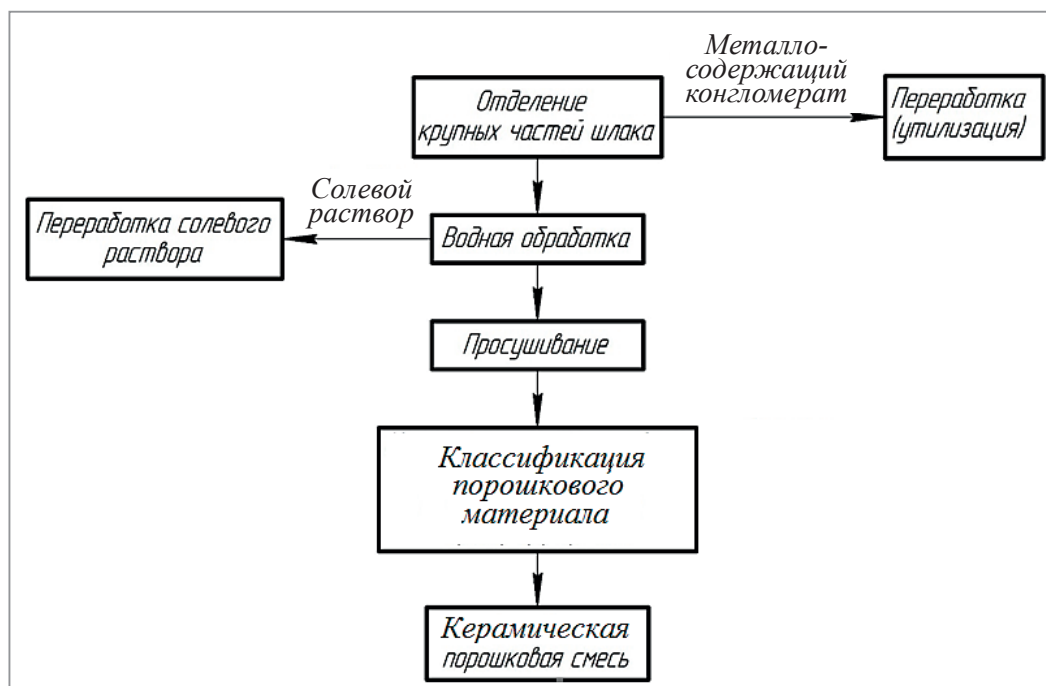
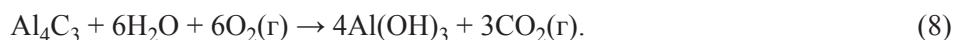
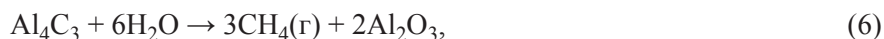
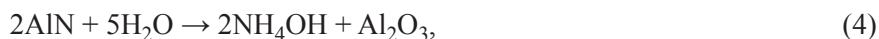
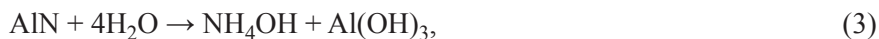
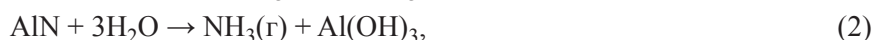
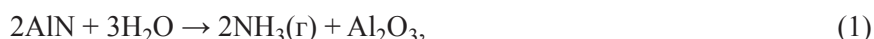


Рис. 2. Схема первичной переработки солевых шлаков алюминиевого производства

Анализ данных по растворимости солей в воде показывает, что применение в составе рафинирующих флюсов, получивших широкое распространение, но малорастворимых в воде фтористых соединений, таких, как Na_3AlF_6 , CaF_2 , MgF_2 , K_2ZrF_6 и др., может приводить к проблемам их выщелачивания на этапе водной обработки шлаков [6, 7]. Целесообразным представляется замена таких солей в рафинирующих флюсах фторидами натрия либо калия с более высокой растворимостью в воде.

В процессе выщелачивания солей активно протекают химические реакции гидролиза карбидов и нитридов, содержащихся в шлаке, как правило, с образованием щелочных растворов и газообразных продуктов реакции, в том числе NH_3 , CH_4 , CO_2 :



При этом термодинамическая вероятность реакций гидролиза карбидов в водно-шлаковых суспензиях, полученных с использованием алюминиевых шлаков, существенно выше, чем нитридов алюминия (рис. 3).

Из-за существенных различий термодинамической активности карбидов и нитридов алюминия в реакциях гидролиза процесс взаимодействия AlN с водой является менее интенсивным по сравнению с карбидами. Процесс гидролиза AlN сопровождается постепенным выделением газообразного аммиака, что экспериментально наблюдалось даже спустя 10 сут и более при выстаивании водно-шлаковой смеси.

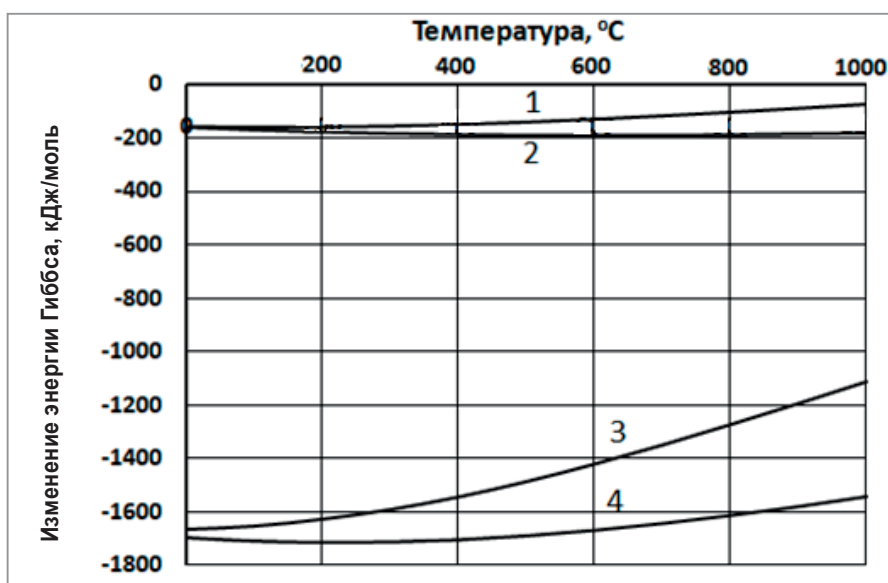
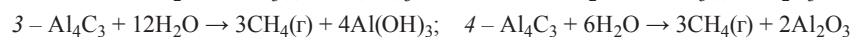
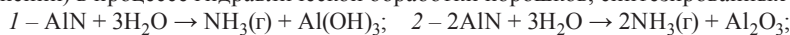


Рис. 3. Изменение энергии Гиббса от температуры при протекании реакций гидролиза карбида и нитрида алюминия (из расчета одного моля соединений) в процессе гидравлической обработки порошков, синтезированных из шлаковых фаз:



Зависимости изменения энергии Гиббса от температуры при протекании химических реакций гидролиза, содержащихся в литейных шлаках оксидов (оксида алюминия, оксидов элементов I и II групп периодической таблицы химических элементов), представлены на рис. 4, 5.

Экспериментальная часть и результаты исследований

Для проведения экспериментальной части использовали литейные композиционные Al-Si -сплавы с высокой массовой долей (до 15 мас. %) дисперсных кварцосодержащих наполнителей. В составе металлической шихты использовали лом сплавов АК5М2, АМц, А7. В качестве кварцосодержащих наполнителей применяли формовочные пески марок 2К2О1016, 2К2О102 (ГОСТ 2138-91) (не менее 98,0 %).

Обработку расплава проводили по температурным режимам, обеспечивающим протекание реакций восстановления кремния из его оксида и образование алюмооксидных фаз [8]. Рафинирующую

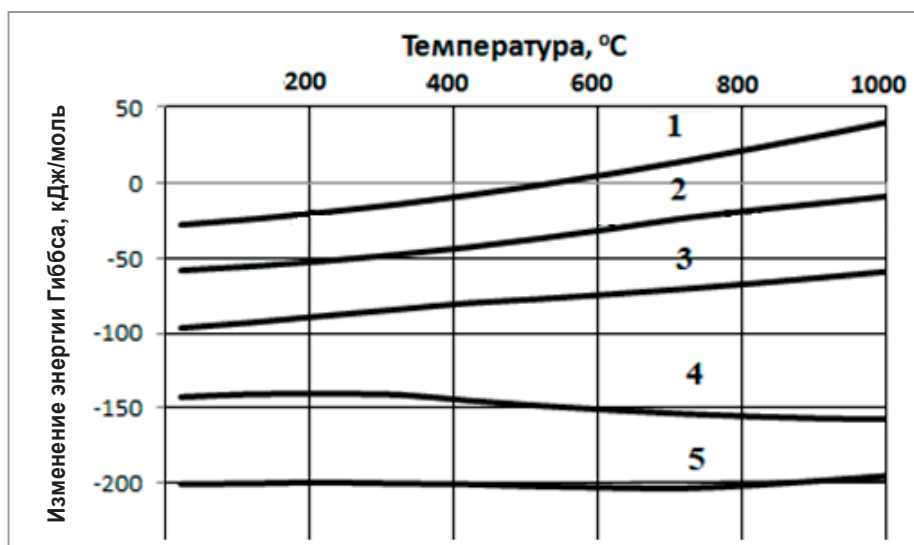


Рис. 4. Изменение энергии Гиббса от температуры при протекании химических реакций гидролиза оксидов I и II групп периодической таблицы химических элементов, содержащихся в литейных шлаках:
 1 – $\text{MgO} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Mg}(\text{OH})_2$; 2 – $\text{CaO} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Ca}(\text{OH})_2$; 3 – $\text{BaO} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Ba}(\text{OH})_2$;
 4 – $\text{Na}_2\text{O} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow 2\text{NaOH}$; 5 – $\text{K}_2\text{O} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow 2\text{KOH}$

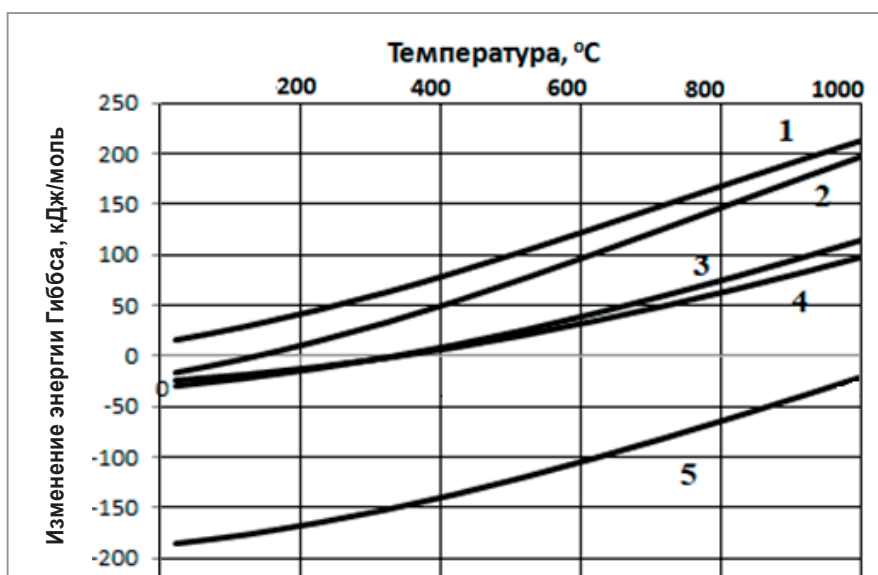
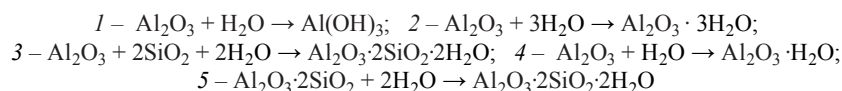


Рис. 5. Изменение энергии Гиббса от температуры при протекании химических реакций гидролиза оксидов алюминия, содержащихся в литейных шлаках:



обработку расплава проводили с использованием эквимольной смеси хлоридов NaCl-KCl (44 мас. % NaCl, 56 мас. % KCl) с добавлением 10 мас. % фторида натрия (в количестве 1–3 % от массы сплава).

После отделения крупноразмерных металлических фракций (удаление крупных металлосодержащих конгломератов из шлаковой смеси выполняли на ситах с размерами ячеек от 1 до 3 мм) шлаковую смесь подвергали промывке водой при температуре 20–50 °C (в течение 10–15 мин), а также обработке 10%-ным водным раствором соляной кислоты. После обработки порошковую смесь просушивали при температуре 120–150 °C.

Исследование морфологии и микрорельефа поверхности частиц порошковой смеси после обработки проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа VEGA II LMU.

Внешний вид шлака после рафинирующей обработки расплава безкриолитовым флюсом NaCl-KCl-NaF и результаты электронной микроскопии его отдельных частиц (SEM-изображения) приведены на рис. 6.

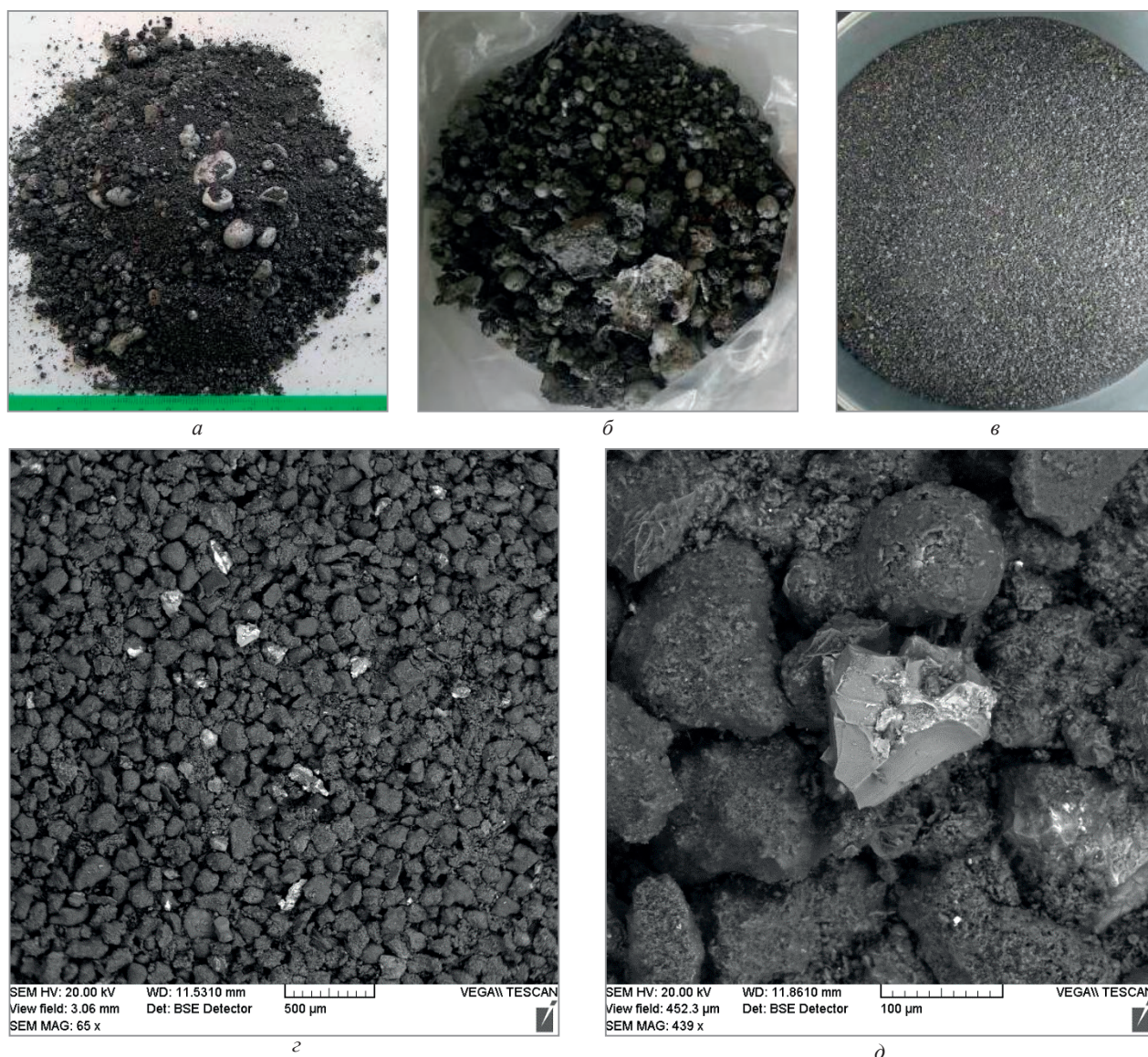


Рис. 6. Внешний вид шлака после рафинирующей обработки расплава безкриотитовым флюсом NaCl-KCl-NaF :
a – в исходном состоянии; *б*, *в* – после отделения крупноразмерных металлических фракций;
г, *д* – результаты сканирующей электронной микроскопии порошковой смеси после гидравлической обработки шлака

В результате проведенных исследований установлено, что использование водорастворимых солевых компонентов (NaCl , KCl) с добавкой 10 мас. % фторида натрия обеспечивает высокие рафинирующие свойства безкриотитового флюса: удаление из расплава неметаллических фаз происходит с образованием на поверхности расплава «сухого» солевого шлака, способствуя хорошему слиянию отдельных корольков алюминиевого сплава.

На рис. 7 приведены результаты электронной микроскопии композиционной смеси, полученной после обработки порошка шлака водой. Установлено, что порошковая смесь, полученная после обработки алюминиевого солевого шлака, представлена разнообразными формами структурных составляющих в виде пленок, оболочек, субмикро- и наноструктур различной морфологии с участием различных типов наноструктурных составляющих, фазовый состав которых зависит от химического состава используемых при плавке шихтовых материалов, флюсов, газового состава атмосферы печи и технологических параметров плавки.

Результаты рентгенофазового анализа порошкового материала, выделенного из литейного солевого шлака (рис. 8), показали, что в его составе преобладают фазы неметаллических соединений (керамических веществ и солей: корунда Al_2O_3 , оксинитрида алюминия $\text{Al}_{2.85}\text{O}_{3.45}\text{N}_{0.55}$, нитрида алюминия AlN , хлорида натрия NaCl) и металлического алюминия.

Анализ данных фазовой диаграммы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-AlN}$ (рис. 9) свидетельствует о том, что оксид алюминия (Al_2O_3) и оксинитрид алюминия ($\text{Al}_{2.85}\text{O}_{3.45}\text{N}_{0.55}$) могут образовывать эвтектические смеси, более легкоплавкие по сравнению с чистыми оксидами и нитридами, что также необходимо учитывать при

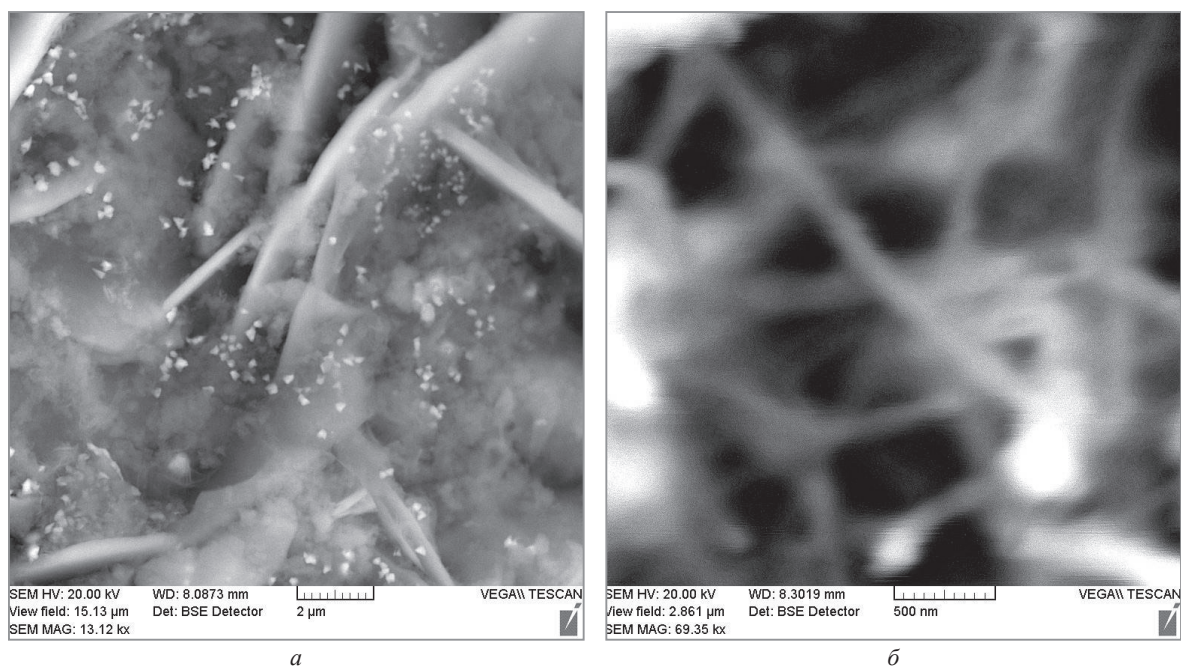


Рис. 7. Субмикро- (а) и наноструктуры (б) различной морфологии на поверхности дисперсных частиц алюмооксидных фаз, образующиеся в процессе металлургической обработки и переработки солевого алюминиевого шлака

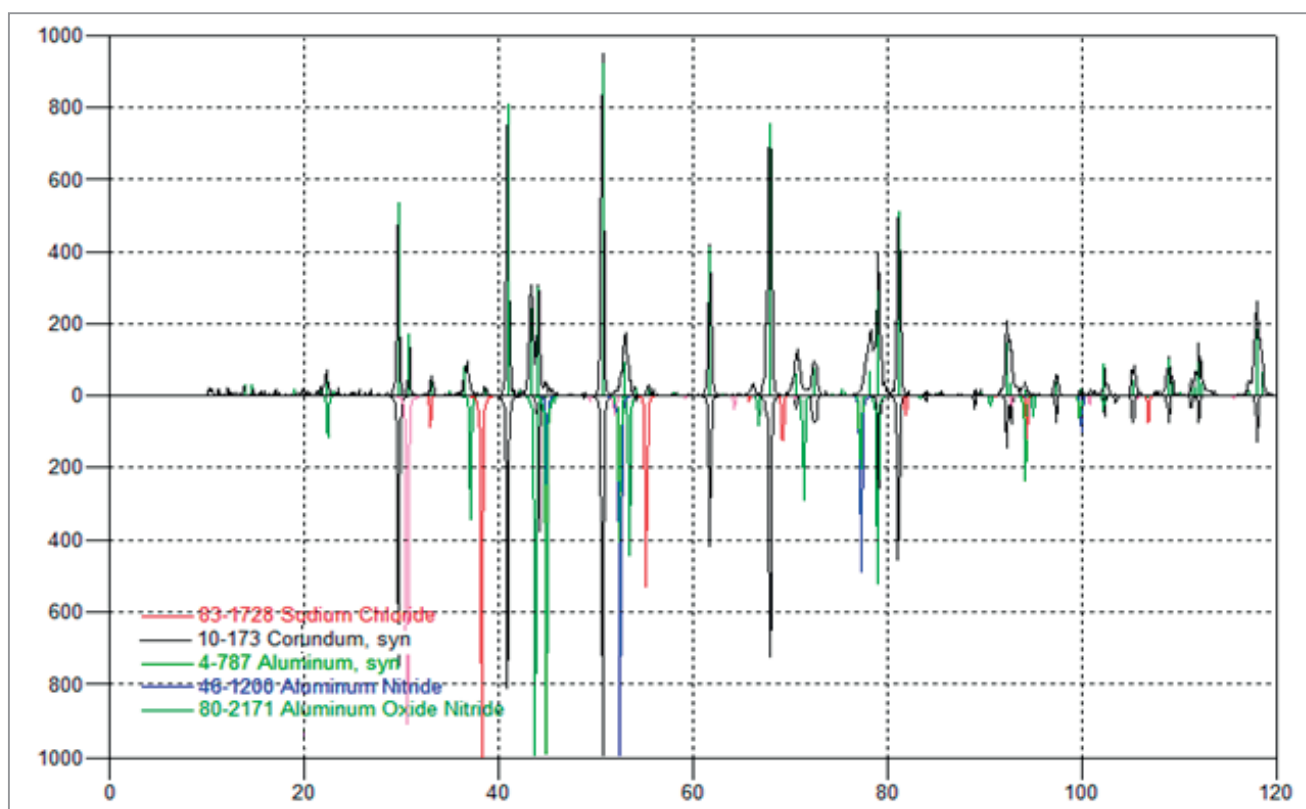
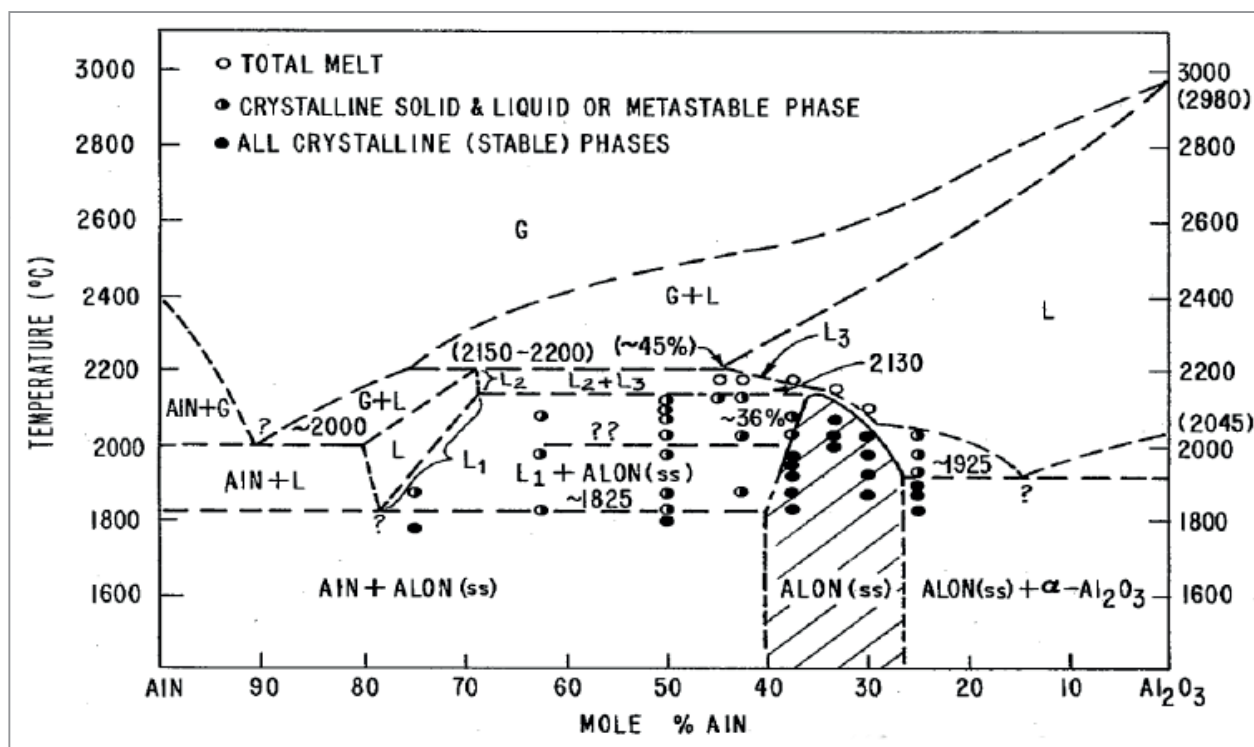


Рис. 8. Рентгенограмма порошковой смеси, выделенная из литейного солевого шлака

разработке технологий рециклинга солевых шлаков с целью получения керамических порошковых материалов с высоким содержанием алюмооксидных фаз.

Выводы

1. Важной задачей переработки солевых шлаков алюминиевого производства, помимо извлечения металлического алюминия, является его очистка от солевых составляющих и иных примесей, содержащихся в составе шлака с целью получения порошкового материала с высоким содержанием алюмооксидных фаз.

Рис. 9. Фазовая диаграмма AlN-Al₂O₃ [9]

2. Использование в составе рафинирующих флюсов малорастворимых в воде фтористых соединений, таких, как Na₃AlF₆, CaF₂, MgF₂, K₂ZrF₆ и др., является нецелесообразным с точки зрения процессов переработки алюминиевых шлаков, предусматривающих операции выщелачивания солей водой. Рациональным решением представляется замена таких солей в рафинирующих флюсах фторидами натрия либо калия с более высокой растворимостью в воде.

3. Порошковая смесь, полученная после гидравлической обработки алюминиевого шлака, представлена разнообразными формами структурных составляющих в виде пленок, оболочек, субмикро- и наноструктур различной морфологии с участием различных типов наносоставляющих, в составе которой преобладают фазы неметаллических соединений, преимущественно керамических веществ, солей (корунда Al₂O₃, оксинитрида алюминия Al_{2.85}O_{3.45}N_{0.55}, нитрида алюминия AlN, хлорида натрия NaCl) и металлического алюминия.

4. Возможность образования эвтектических смесей керамических соединений оксида и оксинитрида алюминия, более легкоплавких по сравнению с чистыми оксидами и нитридами необходимо учитывать при разработке технологий рециклинга солевых шлаков с целью получения керамических порошковых материалов с высоким содержанием алюмооксидных фаз.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Hong, Jian-ping.** Process of aluminum dross recycling and life cycle assessment for Al-Si alloys and brown fused alumina / Hong Jian-ping, Wang Jun, Chen Hai-yan [et al.] // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2010. Vol. 20. P. 2155–2161.
2. **Osoba, L.O.** Review on Oxide Formation and Aluminum Recovery Mechanism during Secondary Smelting / L.O. Osoba, O.O. Blodun, S.I. Talabi // Journal of Casting and Materials Engineering. 2018. Vol. 2. Iss. 2. P. 45–51.
3. **Owolabi, O.B.** Review on Novel Application of Slag Fluxes and Salts in Metallurgical Industry / O.B. Owolabi, S.O. Adeosun, S.C. Aduloju [et al.] // American Journal of Chemistry and Materials Science. 2016. Vol. 3(1). 5 p.
4. Безотходная технология переработки алюминиевой стружки и шлаков в короткопламенной роторной печи / Л. В. Трибушевский [и др.] // Литье и металлургия. 2017. № 4 (89). С. 109–118.
5. Применение алюминиевых шлаков и продуктов их переработки в металлургическом производстве / Л. В. Трибушевский [и др.] // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 42–49.
6. **Зинченко, В.Ф.** Взаимосвязь кислотность-основности, растворимости и способности к взаимодействию щелочных и щелочноземельных металлов / В.Ф. Зинченко // Вестн. ОНУ. Химия. 2014. С.12–17.
7. **Reynolds, J.G.** A Review of Sodium Fluoride Solubility in Water / J.G. Reynolds, J.D. Belsher // Journal of Chemical & Engineering. 2017. Vol. 62(6). P. 1743–1748.
8. **Рафальский, И.В.** Ресурсосберегающий синтез сплавов на основе алюминия с использованием дисперсных неметаллических материалов и интеллектуальные методы контроля металлургических процессов их получения / И.В. Рафальский. Минск: БНТУ, 2016. 308 с.

9. **Prosvirnin, D.V.** Effect of sintering methods and temperatures on porosity of the ceramics from aluminum oxinitride / D. V. Prosvirnin, A. G. Kolmakov, M. D. Larionov [et al.] // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2018. No. 347. 6 p.

REFERENCES

1. **Hong Jian-ping, Wang Jun, Chen Hai-yan [et al.]**. Process of aluminum dross recycling and life cycle assessment for Al-Si alloys and brown fused alumina. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, vol. 20, pp. 2155–2161.
2. **Osoba L.O., Blodun O.O., Talabi S.I.** Review on Oxide Formation and Aluminum Recovery Mechanism during Secondary Smelting. *Journal of Casting and Materials Engineering*, 2018, vol. 2, iss. 2, pp. 45–51.
3. **Owolabi O.B., Adeosun S.O., Aduloju S.C.** Review on Novel Application of Slag Fluxes and Salts in Metallurgical Industry. *American Journal of Chemistry and Materials Science*, 2016, vol. 3(1), 5 p.
4. **Tribushevskij L.V. et. al.** Bezothodnaja tehnologija pererabotki aluminievoj struzhki i shlakov v korotkoplamennoj rotornoj pechi [Waste-free technology for processing aluminum chips and slags in a short-flame rotary furnace]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 4(89), pp. 109–118.
5. **Tribushevskij L.V. et. al.** Primenenie aluminievyh shlakov i produktov ih pererabotki v metallurgicheskom proizvodstve [The use of aluminum slags and products of their processing in metallurgical production]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 42–49.
6. **Zinchenko V.F.** Vzaimosvjaz' kislotnost'-osnovnosti, rastvorimosti i sposobnosti k vzaimodejstviu shhelochnyh i shhelochnozemel'nyh metallov [The relationship of acidity-basicity, solubility and ability to interact alkali and alkaline earth metals]. *Vestnik ONU. Himija = Bulletin of ONU. Chemistry*, 2014, pp. 12–17.
7. **Reynolds J.G., Belsher J.D.** A Review of Sodium Fluoride Solubility in Water. *Journal of Chemical & Engineering*, 2017, vol. 62(6), pp. 1743–1748.
8. **Rafal'skij I.V.** Resursosberegajushij sintez splavov na osnove aluminija s ispol'zovaniem dispersnyh nemetallicheskih materialov i intellektual'nye metody kontrolja metallurgicheskikh processov ih poluchenija [Resource-saving synthesis of aluminum-based alloys using dispersed non-metallic materials and intelligent methods for controlling metallurgical processes of their production]. Minsk, BNTU Publ., 2016, 308 p.
9. **Prosvirnin D.V., Kolmakov A.G., Larionov M.D.** Effect of sintering methods and temperatures on porosity of the ceramics from aluminum oxinitride. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2018, no. 347, 6 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-97-100>
УДК 621.735.043, 57.089–03; 57.089: 616–7

Поступила 15.11.2022
Received 15.11.2022

ШТАМПОВКА СЛОЖНОПРОФИЛЬНОЙ ДЕТАЛИ ИЗ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ

В. А. ТОМИЛО, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: stamila@rambler.ru
А. Ю. ИЗОБЕЛЛО, Н. Г. КОЗЫРЕВ, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: nixonchik95@gmail.com
А. Л. МАНЦИВОДА, ОАО «Минский автомобильный завод», г. Минск, Беларусь

На примере процесса получения полуфабрикатов компонентов эндопротезов коленного сустава продемонстрированы этапы получения сложнопрофильной поковки. Дан сравнительный анализ получения одного и того же изделия из разных сплавов. Приведена методика и представлены результаты определения энергосиловых параметров горячей объемной штамповки труднодеформируемых сплавов VT1-0 и Co-Cr-Mo. Определена типовая схема технологического процесса изготовления поковки с удлиненной осью и значительными перепадами толщин, характерными для эндопротезов.

Ключевые слова. Штамповка, сложнопрофильная деталь, труднодеформируемый сплав, эндопротез.

Для цитирования. Томило, В. А. Штамповка сложнопрофильной детали из труднодеформируемых сплавов / В. А. Томило, А. Ю. Изобелло, Н. Г. Козырев, А. Л. Манцивода // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 97–100. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-97-100>.

STAMPING OF A COMPLEX PROFILE PART MADE OF HARD-TO-FORM ALLOYS

V. A. TAMILA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: stamila@rambler.ru
A. Yu. IZOBELLO, N. G. KOZYREV, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: nixonchik95@gmail.com
A. L. MANTSIVODA, Minsk Automobile Plant, Minsk, Belarus

Using the example of the process of obtaining semi-finished components of knee joint endoprotheses, the stages of obtaining a complex profile forging are demonstrated. A comparative analysis of obtaining the same product from different alloys is given. The methodology is given and the results of determining the energy-power parameters of hot volumetric stamping of hard-to-form VT1-0 and Co-Cr-Mo alloys are presented. A typical scheme of the technological process of manufacturing forgings with an elongated axis and significant thickness differences characteristic of endoprotheses is determined.

Keywords. Stamping, complex profile part, hard-to-form alloy, endoprosthesis.

For citation. Tamila V. A., Izobello A. Yu., Kozyrev N. G., Mantsivoda A. L. Stamping of a complex profile part made of hard-to-form alloys. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 97–100. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-97-100>.

Штамповка (штампование) – процесс пластической деформации материала с изменением формы и размеров тела. Деформация происходит за счет воздействия пуансона на деталь с нужным усилием, ограниченным мощностью прессы и прочностью оснастки. Исходя из названия, труднодеформируемые сплавы имеют большее сопротивление деформации. Получение сложнопрофильных деталей осуществляется за несколько переходов, для меньшей нагрузки на пресс и оснастку.

Рассмотрим данный процесс, а именно направление разработки полуфабрикатов компонентов эндопротезов коленного сустава (ЭКС). Существует много конструкций эндопротезов коленного сустава, представленных на рынке изделий медицинского назначения разными производителями. При многочисленных конструктивных особенностях и различных уровнях сложности все ЭКС объединяет общий признак – наличие трех основных компонентов: феморального (ФК), устанавливаемого на окончании бедренной кости, тибияльного (ТК), прикрепляемого к верхнему торцу большеберцовой кости, и профильной прокладки, располагаемой между ФК и ТК на тибияльном компоненте.

Материалом для ФК и ТК в большинстве случаев служат Co-Cr-Mo-сплавы, а для прокладки – высокомолекулярный полиэтилен. Прокладка является изолятором между ФК и ТК от возможных электрических биотоков и одновременно антифрикционным элементом, по профильной поверхности которого происходит скольжение соответствующей поверхности феморального компонента при сгибании – разгибании коленного сустава.

По технологии соединения компонентов ЭКС с костями ноги протезы делятся на цементные и бесцементные. В настоящее время большинство ЭКС делают из кобальт-хром-молибденовых сплавов и при имплантации для надежного скрепления используют медицинский цемент.

При изготовлении компонентов из титановых сплавов контактирующие с костями ноги поверхности ФК и ТК подвергают специальной подготовке с нанесением и спеканием титанового порошка, что после операции обеспечивает врастание костной ткани в эти поверхности. В таком случае применение цемента не требуется.

ФК и ТК в большинстве конструкций механически между собой не связаны, а удерживаются в нужном положении мышцами и связками ноги.

Титановые сплавы существенно дешевле кобальт-хром-молибденовых, легче обрабатываются резанием и обладают лучшей биосовместимостью, однако в большинстве случаев применяют все же Co-Cr-Mo-сплавы. Это вызвано тем, что последние обладают высокой прочностью и износостойкостью в литом состоянии, а титановые отливки имеют пониженный уровень механических свойств. Необходимость применения для полуфабрикатов ФК и ТК технологии литья обусловлена сложной формой компонентов.

В практике эндопротезирования имеют место и сборные конструкции компонентов ЭКС (главным образом, для ревизионных операций). Такие конструкции позволяют использовать титановые сплавы и ощутимо удешевлять изделия, делая их более доступными. По этому направлению и проводили исследования.

Процесс получения ЭКС состоит из трех операций: прямое выдавливание; высадка основания поковки тиббиального компонента; горячее выдавливание боковых штырей на основании.

Предварительно нужно совершить компьютерное моделирование формообразования элементов поковки тиббиального компонента (ТК). Разработанная технологическая схема получения поковки ТК была промоделирована посредством компьютерной программы «QForm». Выполненные расчеты усилий также протестированы данной программой. Результаты тестирования показали правильность выполненных расчетов, после чего была разработана и изготовлена макетная оснастка для апробирования формообразования отдельных элементов ТК. На основе поэлементного моделирования были получены данные для разработки рабочей конструкторской документации опытной оснастки для трех операций формообразования поковки тиббиального компонента наибольшего типоразмера:

- штамп для выдавливания стержня тиббиального компонента;
- штамп для высадки основания тиббиального компонента;
- устройство для выдавливания штырей тиббиального компонента.

На основе принятой трехоперационной схемы и разработанной технологической оснастки был выпущен экспериментальный технологический процесс.

Операция первая – прямое выдавливание

Поковка после первой операции (рис. 1) представляет собой гранатовидную фигуру, состоящую из стержня и головки, между которыми имеется конический переходный участок под углом 45° . Стержневая часть в результате первой операции получает окончательные размеры поковки, а головка служит для последующего формообразования основания и штырей.

Для расчета усилия деформации на первой операции и выбора оборудования необходимо прежде всего определить степень деформации как один из главных факторов сопротивления металла формообразованию.

Усилие деформации (P):

$$P = K_n K_\phi F, \quad (1)$$

где P – удельное давление при деформации, кг/мм^2 ; F – площадь сечения контейнера, мм^2 ; K_n – коэффициент пластичности материала по отношению к бы-

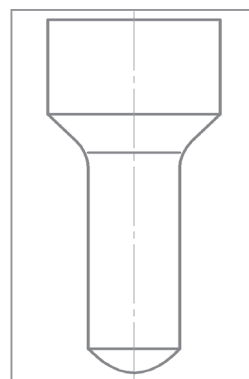


Рис. 1. Поковка после первой операции

строрежущей стали Р6М5; K_{ϕ} – коэффициент формы; для цилиндрических заготовок $K_{\phi} = 1$; для заготовок со сложной формой поперечного сечения $K_{\phi} = 1,1 - 1,2$.

Пресс выбирают с паспортным усилием $P_{\text{ном.}} \approx 2P$.

По графику (рис. 2) определяем давление деформации для стали Р6М5К5.

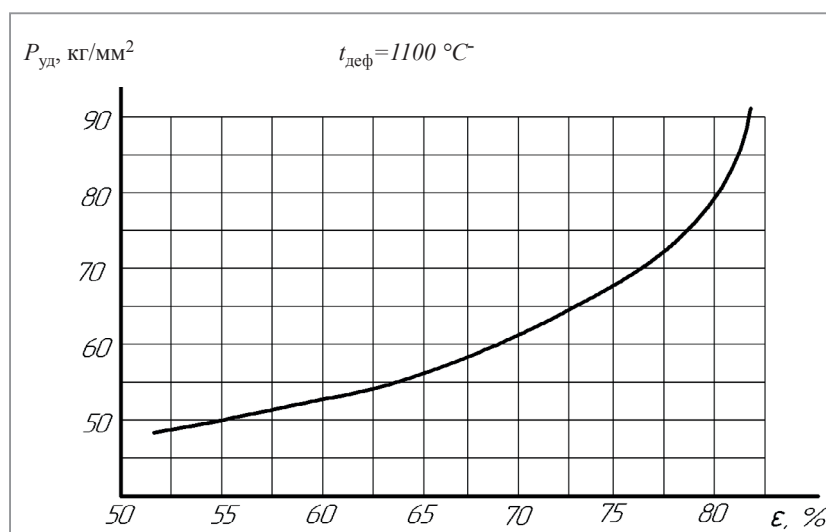


Рис. 2. Зависимость давления деформации от степени деформации

В соответствии с методикой определения усилия горячего выдавливания оно составляет:

$$P_{\text{деф.}} = p F_{\kappa} K, \quad (2)$$

где p – давление деформации; F_{κ} – площадь контейнера, мм²; K – отношение предела текучести деформируемого материала к пределу текучести стали Р6М5К5 (в нашем случае $\frac{\sigma_m^{BT1-0}}{\sigma_m^{P6M5K5}}$).

Операция вторая – высадка основания поковки ТК

В результате этой операции должна получиться промежуточная поковка (рис. 3), соответствующая по габаритным размерам и контурам готовой поковки, но без штырей. Вместо штырей на основании образованы напуски, используемые в последующем для локального выдавливания штырей. Высадка основания поковки ТК выполняется в профильном контейнере профильным пуансоном. Для выбора оборудования к операции высадки основания выполнен расчет усилия деформации.

Для условий осадки усилие деформации определяют по формуле:

$$P_{\text{деф.}} = \sigma_T F_1^{\text{max}} K, \quad (3)$$

где σ_T – предел текучести, кг/мм²; F_1^{max} – конечная площадь осаживаемой заготовки, мм²; K – коэффициент влияния формы матрицы ($K=1-10$).

В нашем случае процесс высадки состоит из двух стадий: свободная осадка; осадка с ограничением перемещения металла вследствие контакта его со стенками контейнера, при этом усилие может резко возрастать.

Операция третья – горячее выдавливание боковых штырей на основании

Эта операция выполняется по новой технологии, разработанной в рамках данного проекта. Данный метод заключается в локальном наложении усилий деформации к напускам на участках изделия, соответствующих положению штырей на основании ТК.

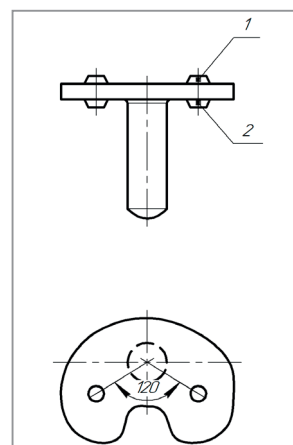


Рис. 3. Промежуточная поковка после высадки основания:
1 – верхние напуски под выдавливание штырей;
2 – нижние напуски под выдавливание штырей

Усилие деформации на третьей операции определяем по формуле:

$$P_{\text{деф.}} = pF_{\text{лок.}}KK_1n,$$

где p – давление деформации, кг/мм²; $F_{\text{лок.}}$ – локальная площадь приложения усилия деформации, мм²;

$$K = \frac{\sigma_{\text{T}}^{\text{BT1-0}}}{\sigma_{\text{T}}^{\text{P6M5K5}}};$$

K_1 – поправочный коэффициент, учитывающий особые условия выдавливания.

Хотя одной из целей проекта является уход от кобальт-хром-молибденовых сплавов при изготовлении ТК в пользу титановых, для наглядности и сравнения был выполнен расчет усилий деформации при формообразовании ТК и для Co-Cr-Mo-сплава.

Для поковки ТК из Co-Cr-Mo-сплава принята такая же трехоперационная технологическая схема, как для поковки из Ti сплава: прямое горячее выдавливание центрального стержня – высадка основания – прямое горячее выдавливание боковых штырей. В нашем случае существенным отличием будет значительно более высокое (в 2–3 раза) сопротивление деформации Co-Cr-Mo-сплава по сравнению со сплавом BT1–0. Поэтому специальные расчеты не требуются – достаточно показатели усилий деформации по операциям умножить на 3, в результате получим максимальные расчетные усилия для Co-Cr-Mo-сплава (см. таблицу).

Сравнительные усилия горячей деформации сплавов

Номер операции	Операция	BT1–0		Co-Cr-Mo	
		усилие, т с	пресс, т с	усилие, т с	пресс, т с
1	Прямое горячее выдавливание центрального стержня	31,3	100	~94	250
2	Высадка основания	35,3	160	~116	250 (400)
3	Прямое горячее выдавливание боковых штырей	27,4	100	~82	160

Как видно из таблицы, использование схемы при деформировании Co-Cr-Mo-сплава требует существенного увеличения мощности оборудования. Однако проблема не только в этом. Вторая операция формообразования (высадка основания) требует высокой степени деформации, которая составляет 75,5%. Очевидно, что за один ход пресса эту операцию для Co-Cr-Mo-сплава выполнить невозможно из-за его низкой пластичности, потребуется несколько переходов в рамках одной операции; возможно потребуются дополнительный подогрев поковки между переходами. Количество их можно определить, выполнив экспериментальную осадку образцов с разными степенями деформации.

На третьей операции (выдавливание боковых штырей) суммарное усилие деформации составит 82 тс, т.е. нагрузка на один пуансон будет достигать 41 тс. При диаметре пуансона 16 мм площадь его рабочего торца равна 201 мм², давление сжатия в момент наибольшей нагрузки достигнет 204 кг/мм². Такие усилия предопределяют особо высокие требования к материалу пуансонов и его термообработке [1].

Выводы

Получение сложнопрофильных деталей из труднодеформируемых сплавов за одну операцию, не учитывая литье, практически невозможно, выполняя при этом выставленные требования к изделию. На примере процесса получения полуфабрикатов компонентов эндопротезов коленного сустава продемонстрированы этапы получения сложнопрофильной детали, а также проведен сравнительный анализ получения одного и того же изделия из разных сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Белецкий А. В., Ломать Л. Н., Борисов А. В., Мухля А. М. Организация работы ортопедо-травматологической службы в Республике Беларусь: достижения и перспективы // Междунар. науч.-практ. журнал. Хирургия. Восточная Европа, приложение «IX съезд травматологов-ортопедов Республики Беларусь с международным участием». 2014. С. 3–10.

REFERENCES

1. Beletskiy A. V., Lomat L. N., Borisov A. V., Mukhlya A. M. Organization of the work of the orthopedic and trauma service in the Republic of Belarus: achievements and prospects. International scientific and practical journal. Surgery. Eastern Europe, Appendix "IX Congress of Traumatologists and Orthopedists of the Republic of Belarus with International Participation", 2014, pp. 3–10.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-101-107>
УДК 621.791.722+621.791.92

Поступила 10.07.2022
Received 10.07.2022

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ НА ТОЛЩИНУ И РАВНОМЕРНОСТЬ ОДНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

А. И. ПОБОЛЬ, В. Г. ЗАЛЕССКИЙ, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: alex.pobol@gmail.com

Исследовано влияние силы тока луча, расстояния между валиками наплавленного материала и интенсивности подачи проволоки при электронно-лучевой (ЭЛ) наплавке титанового сплава ВТ9 на толщину и равномерность получаемого восстанавливающего покрытия. С ростом силы тока луча происходит увеличение ширины и уменьшение высоты наплавленного слоя. Оптимальным расстоянием между валиками следует считать смещение, не превышающее ширину валика. Точным дозированием интенсивности подачи проволоки возможно в широком диапазоне управлять высотой наплавленного слоя. Равномерность наплавки обеспечивается сбалансированностью энергетического воздействия. Химический состав наплавленного слоя отвечает требованиям нормативных документов по содержанию примесных газов для изделий из материалов медицинского назначения, получаемых аддитивными технологиями. Результаты исследования использованы при восстановлении поверхности элемента шасси авиационной техники.

Ключевые слова. Электронно-лучевая наплавка, аддитивные технологии, титановые сплавы, восстановление поверхности, профиль поверхности.

Для цитирования. Поболь, А. И. Влияние режимов электронно-лучевой наплавки на толщину и равномерность однослойного покрытия при восстановлении изделий из титановых сплавов / А. И. Поболь, В. Г. Залесский // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 101–107. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-101-107>.

INFLUENCE OF ELECTRON-BEAM SURFACING MODES ON THICKNESS AND UNIFORMITY OF SINGLE-LAYER COATING WHEN RESTORING PARTS MADE OF TITANIUM ALLOYS

A. I. POBOL, V. G. ZALESKI, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: alex.pobol@gmail.com

The influence of the beam current, the distance between the beads of the clad material and the wire feeding intensity during electron-beam (EB) surfacing of titanium alloy VT9 on the thickness and uniformity of the resulting restoring coating was investigated. As the beam current strength increases, the width of the deposited layer increases and the height decreases. The optimal distance between the beads should be considered an offset that does not exceed the width of the bead. It is possible to control the height of the deposited layer in a wide range by precise dosing of the wire feed intensity. The uniformity of surfacing is ensured by a balanced energy impact. Chemical composition of the clad layer meets the requirements of normative documents on the content of impurity gases for products from medical materials, obtained by additive technologies. The results of the study are used in the restoration of the surface of the landing gear element of aviation equipment.

Keywords. Electron-beam surfacing, additive technologies, titanium alloys, surface restoration, surface profile.

For citation. Pobol A. I., Zaleski V. G. Influence of electron-beam surfacing modes on thickness and uniformity of single-layer coating when restoring parts made of titanium alloys. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 101–107. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-101-107>.

Введение

Изделия авиационной техники, как правило, дорогостоящие, а объемы удаленного с поверхности изделия при его эксплуатации металла зачастую невелики. Восстановление таких деталей – актуальная проблема. Она может быть решена путем наплавки тонкого слоя металла на изношенные участки изделия.

Например, ОАО «558 авиационный ремонтный завод» заинтересован в восстановлении дорогостоящих изношенных деталей авиационной техники из сплавов титана различных марок. Многие из них

выполнены тонкостенными (с толщиной стенки порядка 1–5 мм) для кардинального снижения массы готового изделия. Критическим фактором получения качественных изделий из титановых сплавов является защита материала от активных газов. Повышенное содержание кислорода, азота и водорода в титане ведет к снижению механических свойств (ударной вязкости и пластичности), образованию пор и в комбинации с образованием хрупких закалочных структур холодных трещин [1]. Учитывая очень высокую активность титана и его сплавов, ЭЛ нагрев является единственным вариантом реализации методов послойной наплавки. При этом необходимо обеспечить строго локализованный нагрев, прецизионную подачу в зону расплавления количества тепла и материала. Подробно исследуется технология аддитивного получения объемов из титановых сплавов при ЭЛ наплавке проволоки в [2, 3], однако не уделяется должного внимания формированию поверхности при однослойной наплавке.

Цель настоящей работы – оптимизация метода ЭЛ наплавки для получения слоев требуемой толщины на изношенных участках тонкостенных изделий из титановых сплавов.

Материалы, оборудование и методики исследования

Для исследований методов ЭЛ обработки образцов материалов в режиме наплавки покрытий использовали установку, созданную в ФТИ НАН Беларуси с использованием аппаратуры производства Prvá Zváračská (Словакия). Рабочая камера установки ЭЛ обработки выполнена из коррозионностойкой стали.

Эксперименты проводили с параметрами в диапазонах, приведенных в таблице. Под интенсивностью подачи проволоки следует понимать отношение длины подаваемой проволоки к длине наплавленного валика.

Управляющие параметры ЭЛ наплавки

Напряжение, кВ	Ток луча, мА	Смещение тока фокусировки, мА	Скорость наплавки, мм/с	Интенсивность подачи проволоки, мм/мм	Величина смещения валика, мм
55	9,3–14,9	+30	4,4	0,125–1,0	1–4

В работе использовали проволоку из титанового сплава BT9 диаметром $1,2^{-0,12}$ мм, площадью поперечного сечения $1,13^{-0,214}$ мм² (ГОСТ 27265–87) и листовой титан 120×90×6,7 мм.

Для перемещения образцов и опытной детали внутри вакуумной камеры применяли 4-координатную систему перемещения на базе системы числового программного управления (Purelogic, РФ), шариковых передач и наклонно-поворотного стола с шаговыми двигателями. Дискретность позиционирования составляет не более 50 мкм. Точный, дозированный ввод материала в зону наплавки проводили 4-роликовым механизмом подачи проволоки, модифицированным шаговым двигателем. Управляющая программа описывается при помощи стандартных команд G-code.

Шлифы для проведения металлографических исследований изготавливали с использованием комплекса для пробоподготовки компании «Metkon», Турция. В качестве травителя для титанового сплава применяли раствор 2 мл HNO₃ и 2 мл HF, 96 мл дистиллированной воды (травитель № 1 Шрадера). Время травления – 5–10 с [4]. Исследования микроструктуры проводили на микроскопе МИ-1 с CCD камерой разрешением 5 Мпикс.

Исследование профиля поверхности проводили с помощью цифрового профилографа-профилометра Syrtronic 25 (Taylor Hobson, Великобритания) по стандарту ГОСТ Р ИСО 4287–2014. Обработку данных выполняли в комплектном программном обеспечении TalyProfileLite 7.1.7106. Использовали диапазон датчика 300 мкм; разрешение 0,01 мкм; длина трассы 16 и 25 мм.

Элементный состав примесных элементов в наплавленном слое исследовали методом газоразрядной оптической спектроскопии (GD OES) [5] при помощи оптико-эмиссионного спектрометра тлеющего разряда GD-Profilier 2 (HORIBA Scientific, Франция), оснащенного функцией дифференциального интерферометрического профилирования (DiP), которая позволяет проводить прямое измерение глубины как функции времени с нанометрической точностью.

Исследование режимов ЭЛ наплавки одиночных валиков

Исследованы геометрические характеристики, профиль поверхности и внешний вид одиночно наплавленных валиков, полученных при интенсивности подачи проволоки 0,5 мм на 1 мм валика (рис. 1, 2). Форма поперечного сечения валика близка к треугольной. Асимметричность объясняется отклонением места подачи наплавочной проволоки от центра пучка электронов.

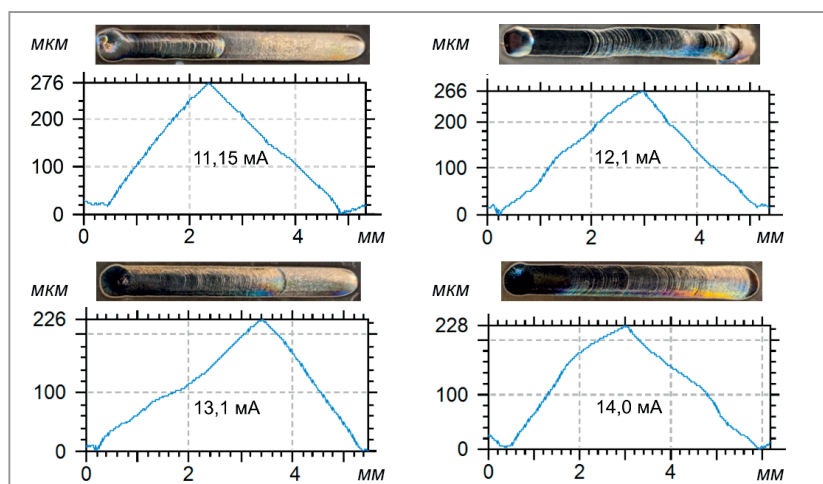


Рис. 1. Внешний вид одиночно наплавленных валиков и поперечный профиль поверхности при различных токах луча

Увеличение силы тока луча приводит к увеличению ширины и уменьшению высоты наплавленного валика (рис. 2). Расчетная площадь поперечного сечения одиночно наплавленного валика составляет 0,53–0,63 мм², что свидетельствует о незначительном расходе материала проволоки на испарение. Величины отклонений определены на уровне $\pm 0,1$ мА для тока луча, 0,1 мм для ширины валика, 5 % для высоты и площади валика.

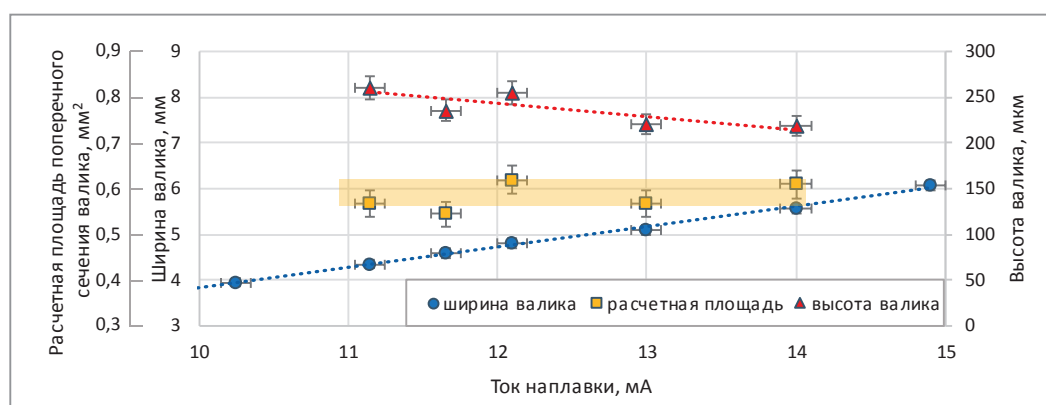


Рис. 2. Зависимость ширины, высоты и расчетной площади поперечного сечения одиночного валика от силы тока луча в процессе наплавки

Наиболее качественные валики с точки зрения геометрических параметров получены в диапазоне силы тока луча 11,15–14,0 мА. При значениях силы тока 9,3 и 10,25 мА наблюдаются такие дефекты, как неравномерность высоты валиков, прерывание наплавленного слоя, образование отдельных крупных капель, что, скорее всего, связано с недостаточной для равномерного плавления проволоки энергией. При значении силы тока 14,9 мА происходит слишком интенсивный ввод энергии и стабильность толщины наплавленного валика нарушается. Искажение траектории и повышенная чешуйчатость валика вызваны ручной корректировкой отклонения луча в процессе поиска его оптимального положения относительно проволоки. Одно из наибольших затруднений, влияющих на геометрию и качество наплавленного валика, является настройка положения пучка электронов относительно наплавляемой проволоки. Применение специализированных систем должно обеспечивать стабильность качества изделий при электронно-лучевой наплавке [6]. В отсутствии такой системы увеличение диаметра пучка электронов путем увеличения тока фокусировки позволяет минимизировать брак, однако снижает возможную детализацию наплавки.

Исследование формы поверхности наплавленного слоя при наложении валиков

Для того чтобы промоделировать возможную форму поверхности при наложении отдельных валиков, проведена последовательная наплавка каждого последующего валика с увеличивающимся смещением на расстояние 1–4 мм с шагом 0,5 мм. Профилограммы поверхности и структуры поперечного сечения наплавленных слоев (рис. 3) показали, что толщина наплавленного слоя находится в диапазоне 50–250 мкм.

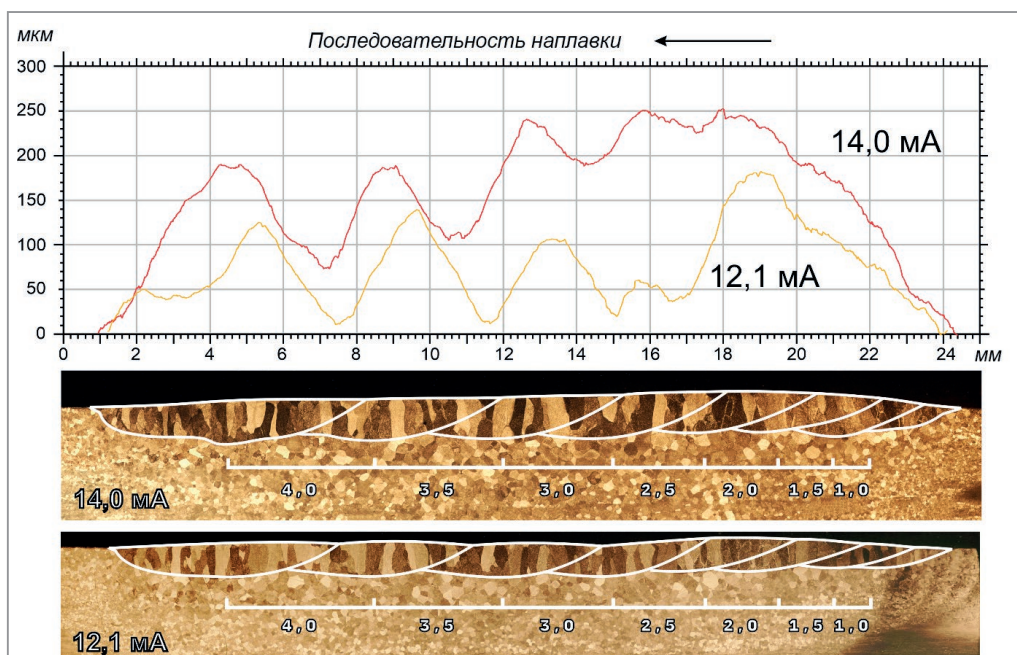


Рис. 3. Профилограммы поверхности и структуры поперечного сечения наплавленных слоев (панорамный снимок, $\times 50$), полученные ЭЛ наплавкой с увеличивающимся расстоянием между валиками (с обозначенными границами зон переплава и величинами смещений)

Материал проволоки равномерно перемешивается с материалом подложки. Толщина зоны переплава составляет 1200–1600 мкм. Направленная кристаллизация расплава приводит к возникновению достаточно крупных столбчатых зерен преимущественно вертикальной ориентации шириной до 200 мкм и длиной, приблизительно равной высоте зоны переплава. Размер зерен в зоне термического влияния составляет 40–200 мкм и постепенно уменьшается к зоне основного материала до исходной мелкозернистой структуры. В наплавленном слое и зоне термического влияния пористости не наблюдается.

Показано, что с увеличением величины смещения между наплавленными валиками возрастает волнистость профиля, а с увеличением тока луча – равномерность наплавленного слоя. Малая величина смещения (менее 2 мм) вызывает рост высоты слоя. Смещение валиков на величину 3 мм и более приводит к появлению впадин между валиками. По результатам исследований за оптимальное смещение валика принято значение, не превышающее ширины одиночно наплавленного валика.

Исследование равномерности получаемого покрытия при различной интенсивности подачи проволоки

Проведены исследования влияния интенсивности подачи титановой проволоки на равномерность получаемого покрытия. Использовано смещение 2 мм, ток луча 13,1 мА. Поперечные профилограммы поверхности последовательно наплавленных валиков с различной интенсивностью подачи проволоки (рис. 4) показывают, что с ее увеличением возрастает высота наплавленного слоя (с 50 до 320 мкм),

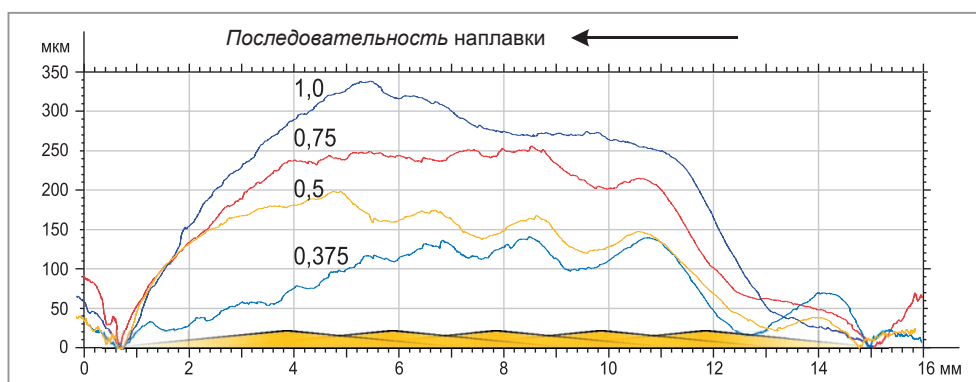


Рис. 4. Поперечные профилограммы поверхности последовательно наплавленных валиков с различной интенсивностью подачи проволоки (показаны цифры возле профилограмм)

снижается волнистость поверхности и величины подрезов основного металла в начале и конце зоны наплавки. При этом для различной интенсивности подачи проволоки волнистость имеет схожую периодичность, а впадины соответствуют максимальной плотности энергии луча.

По причине отсутствия на поверхностях образцов базовой плоскости определение нулевого уровня на профилограммах невозможно, поэтому величины высот и подрезов определены аналитически. На рис. 5 показаны ориентировочные величины высот наплавленных слоев и подрезов. Погрешности определены условно на уровне ± 20 мкм.

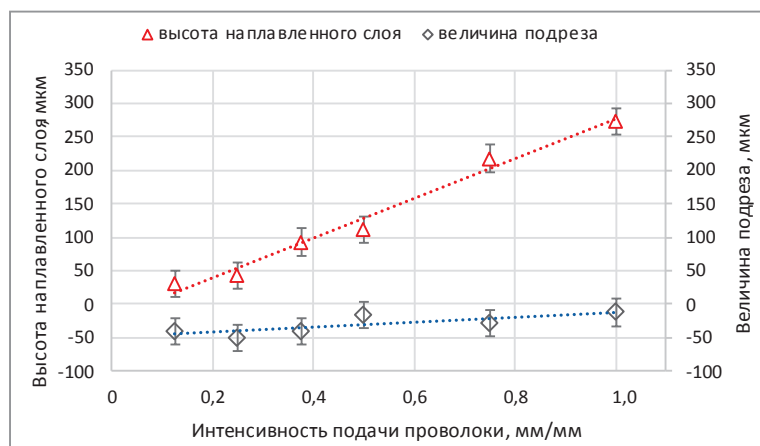


Рис. 5. Средние величины высот наплавленных слоев и подрезов

Исследование содержания примесных элементов в наплавленном слое

Распределение примесных элементов в наплавленном слое (рис. 6) позволяет наглядно оценить снижение концентрации азота вплоть до уровня ниже чувствительности метода (менее 0,001 %) на расстоянии 30–35 мкм от поверхности. Уровень содержания водорода достигает допустимых 0,015 мас. % на расстоянии более 50 мкм от поверхности. Следовые концентрации кислорода, углерода и кремния зафиксированы только в поверхностном слое менее 0,3 мкм и не отображены на рисунке.

Суммарная концентрация других обнаруженных примесных элементов (P, S) не превышает 0,015 мас. %. Полученные наплавленные объемы по содержанию примесных газов соответствуют нормативным документам для изделий из материалов медицинского назначения (Ti-6Al-4V), изготавливаемых с помощью порошковых лазерных или электронно-лучевых аддитивных технологий¹.

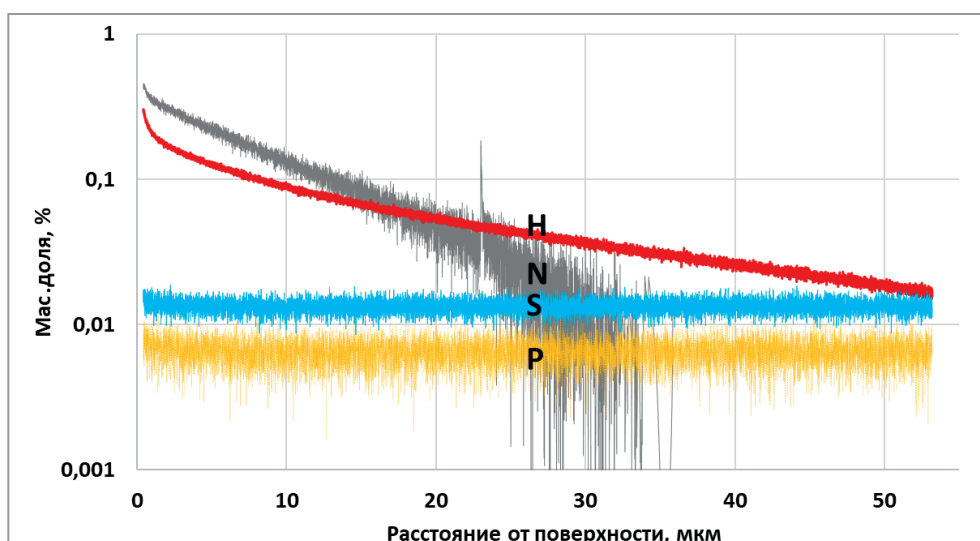


Рис. 6. Распределение примесных элементов в наплавленном слое

¹ ASTM F1472 Standard Specification for Wrought Titanium-6Aluminum-4Vanadium Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R56400).

Восстановление опытной детали авиационной техники

Результаты исследования способствовали выбору оптимального режима ЭЛ наплавки для восстановления детали «Гайка КТ 163.011» – элемента шасси самолетов МиГ и СУ различных модификаций (рис. 7). Подвергнутые ЭЛ воздействию детали из ВТ9 проходят последующий двухступенчатый отжиг. В Физико-техническом институте НАН Беларуси разработана технология ионно-плазменного азотирования титановых сплавов, позволяющая дополнительно повысить стойкостно-эксплуатационные свойства восстановленного изделия.

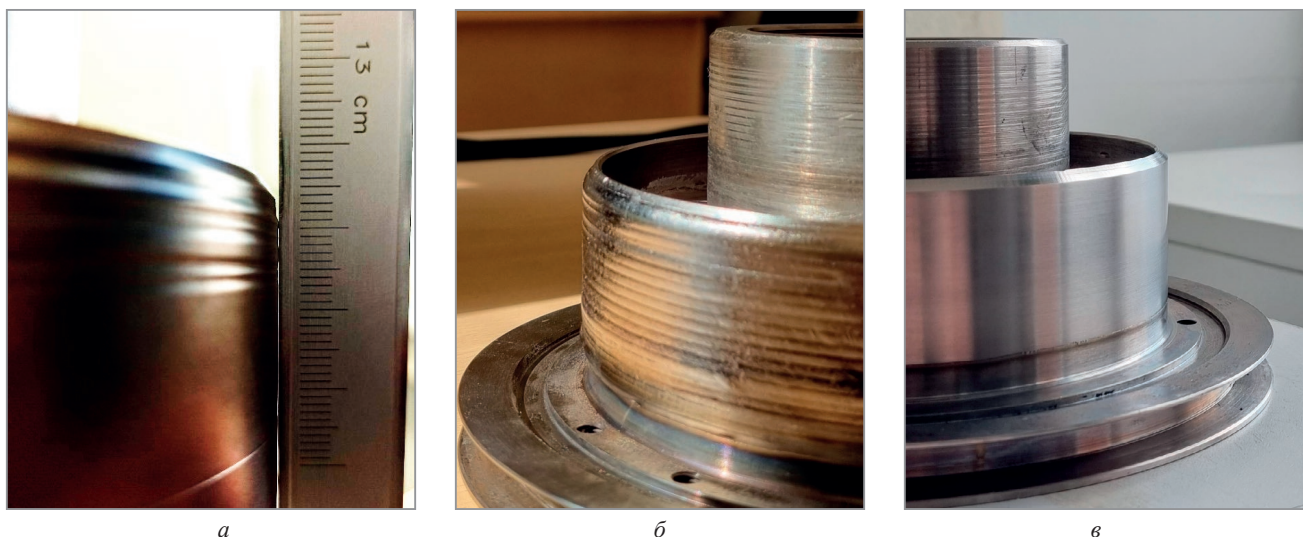


Рис. 7. Изношенная поверхность детали «Гайка 163.01» (а), деталь после ЭЛ наплавки (б) и восстановленная деталь после токарной обработки (в)

Выводы

Выполнены исследования режимов ЭЛ наплавки титановой проволоки ВТ9 на основу из сплава ВТ9 с получением одиночных валиков и сплошных слоев при различающихся силе тока луча (9,3–14,9 мА), интенсивности подачи проволоки (0,125–1,0 мм проволоки на 1 мм протяженности валика), расстоянии между валиками наплавленного материала (1–4 мм).

Увеличение силы тока луча приводит к увеличению ширины и уменьшению высоты одиночно наплавленного валика. Точная, дозированная подача проволоки с использованием системы ЧПУ с шаговыми двигателями позволяет в широком диапазоне управлять толщиной наплавленного слоя с возможностью использовать проволоку различного сечения. Для получения равномерного по толщине слоя величина смещения не должна превышать половину ширины одиночного валика. Чрезмерное снижение интенсивности подачи проволоки без корректировки энергетического воздействия приводит к увеличению волнистости поверхности, а также вызывает зачастую недопустимые подрезы на краях наплавленного слоя. Аддитивным методом получены равномерные сплошные однослойные восстанавливающие наплавленные объемы на плоских и цилиндрических поверхностях толщинами 25–270 мкм. Проведено восстановление геометрии поверхности тонкостенной детали авиационной техники из ВТ9.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Hrivnak, I.** Theory of Weldability of metals and alloys / I. Hrivnak. Elsevier Science Publisher, 1991. 372 p.
2. Titanium Alloy Repair with Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing Technology / P. Wanjara [et al.] // Adv. Mater. Sci. Eng. 2019. Vol. 2019. P. 3979471-1-23.
3. Electron beam additive manufacturing with wire-analysis of the process / M. S. Węglowski [et al.] // AIP Conference Proceedings. 2018. Vol. 1960. P. 140015-1-6.
4. **Беккерт, М., К. Х.** Справочник по металлографическому травлению: Пер. с нем. 2-е изд. К. Х. Беккерт, М. М.: Металлургия, 1988. 400 с.
5. **Nelis, T.** Glow discharge optical emission spectroscopy: A practical guide / T. Nelis, R. Payling. Cambridge: The royal society of chemistry. 2003. 224 p.
6. **Варушкин, С. В.** Управление электронно-лучевой наплавкой проволочным материалом по параметрам тормозного рентгеновского излучения: дис. ... канд. техн. наук. Пермь, 2019. 133 с.

REFERENCES

1. **Hrivnak I.** Theory of weldability of metals and alloys. *Elsevier Science Publisher*, 1991, 372 p.
2. **Wanjara P.** Titanium Alloy Repair with Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing Technology. *Adv. Mater. Sci. Eng.*, 2019, Vol. 2019, P. 3979471.
3. **Węglowski M.S.** Electron beam additive manufacturing with wire-analysis of the process. *AIP Conference Proceedings*, 2018, Vol. 1960, P. 140015.
4. **Bekkert M., K. H.** *Spravochnik po metallograficheskomu travleniyu* [Metallographic Etching Handbook]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1988, 400 p.
5. **Nelis T., Payling R.** *Glow discharge optical emission spectroscopy: A practical guide*. Cambridge: Royal Society of Chemistry, 2003, 224 p.
6. **Varushkin S.V.** *Upravlenie elektronno-luchevoj naplavkoj provolochnym materialom po parametram tormoznogo rentgenovskogo izlucheniya: dissertaciya na soiskanie uchenoj stepeni kandidata tekhnicheskikh nauk*. [Control of electron-beam surfacing with wire material according to the parameters of X-ray bremsstrahlung: dissertation for the degree of candidate of technical sciences]. Perm', 2019, 133 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-108-114>
УДК 541.183

Поступила 08.09.2022
Received 08.09.2022

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Co–Cr ДЛЯ БИОСОВМЕСТИМЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

П. Е. ЛУЩИК, И. В. РАФАЛЬСКИЙ, В. Т. МИНЧЕНЯ, Л. П. ДОЛГИЙ, А. В. ЗАБЛОЦКИЙ, А. Ю. КОРОЛЕВ,
Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ
«Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: pavel@park.bntu.by

Представлены результаты исследований сплавов на основе системы Co–Cr для получения биосовместимых изделий медицинского назначения. Показано, что сплавы системы Co–Cr–W перспективны для изготовления коронарных и сосудистых малоразмерных стентов с высокой радиальной жесткостью конструкции. Обеспечение коррозионной стойкости материала является одним из общих требований, предъявляемых к имплантатам на основе системы Co–Cr. Основное влияние на коррозионную стойкость, биосовместимость и механические свойства коронарных и сосудистых имплантатов, подверженных повышенным циклическим нагрузкам, оказывают состояние и структура поверхности Co–Cr-сплава. Эффективными способами изменения структуры поверхности и повышения свойств Co–Cr-сплавов являются процессы термической обработки, в том числе в вакууме, механические и электрохимические методы поверхностной обработки.

Ключевые слова. Сплавы системы Co–Cr; имплантаты, сосудистые стенты, биосовместимость, термическая обработка, электрохимическая обработка.

Для цитирования. Лущик, П. Е. Структура и свойства сплавов на основе системы Co–Cr для биосовместимых изделий медицинского назначения / П. Е. Лущик, И. В. Рафальский, В. Т. Минченя, Л. П. Долгий, А. В. Заблочки, А. Ю. Королев // Литийеметаллургия. 2022. №4. С. 108–114. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-108-114>.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF Co–Cr ALLOYS FOR BIOCOMPATIBLE MEDICAL PRODUCTS

P. E. LUSHCHIK, I. V. RAFALSKI, V. T. MINCHENYA, L. P. DOLGI, A. V. ZABLOTSKI, A. Yu. KOROLEV,
Science and Technology Park of BNTU “Polytechnic”, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str.
E-mail: pavel@park.bntu.by

The results of studies of Co–Cr alloys for biocompatible medical products are presented. The article shows that alloys of Co–Cr–W system are promising for the manufacture of coronary and vascular small-sized stents with high radial rigidity of the structure. Ensuring the corrosion resistance of the material is one of the general requirements for implants of the Co–Cr alloys. The main influence on the corrosion resistance, biocompatibility and mechanical properties of coronary and vascular implants subjected to increased cyclic loads is exerted by the state and structure of the surface of the Co–Cr alloy. Effective ways to change the surface structure and improve the properties of Co–Cr alloys are heat treatment processes, including those in vacuum, mechanical and electrochemical methods of surface treatment.

Keywords. Alloys of the Co–Cr system, implants, vascular stents, biocompatibility, heat treatment, electrochemical treatment.

For citation. Lushchik P. E., Rafalski I. V., Minchenya V. T., Dolgi L. P., Zablotski A. V., Korolev A. Yu. Structure and properties of Co–Cr alloys for biocompatible medical products. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 108–114. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-108-114>.

Введение

Кобальт-хромовые сплавы являются в настоящее время широко используемыми биоматериалами для изготовления искусственных имплантатов, которые подвергаются повышенным циклическим нагрузкам (коронарные и периферические стенты, стенты для венозных шунтов, эндопротезы коленного сустава, зубные протезы и др.) благодаря их отличной коррозионной стойкости, механическим свойствам и биосовместимости [1, 2].

Используемые для хирургических имплантатов металлические материалы должны обеспечивать устойчивость к коррозии физиологическими жидкостями, обладать высокой прочностью

и пластичностью при максимально высоких физиологических нагрузках, и, наконец, они должны обладать высокой степенью биосовместимости в организме человека после их введения. Эти свойства могут быть достигнуты с помощью контролируемого процесса получения и последующей обработки имплантатов из сплавов на основе системы Co-Cr.

Основу кобальт-хромовых сплавов составляет кобальт (более 60 мас. %), обладающий высокими механическими характеристиками, а также хром (20–30 мас. %), вводимый наряду с другими легирующими элементами (Mo, W и др.) для придания сплаву твердости и повышения коррозионной стойкости [3]. На рис. 1 представлены диаграммы растяжения сплава системы Co-Cr (20 мас. %) в литом состоянии и после термической обработки при 750 °С в течение 60 мин с последующим охлаждением на воздухе (по данным работы [4]).

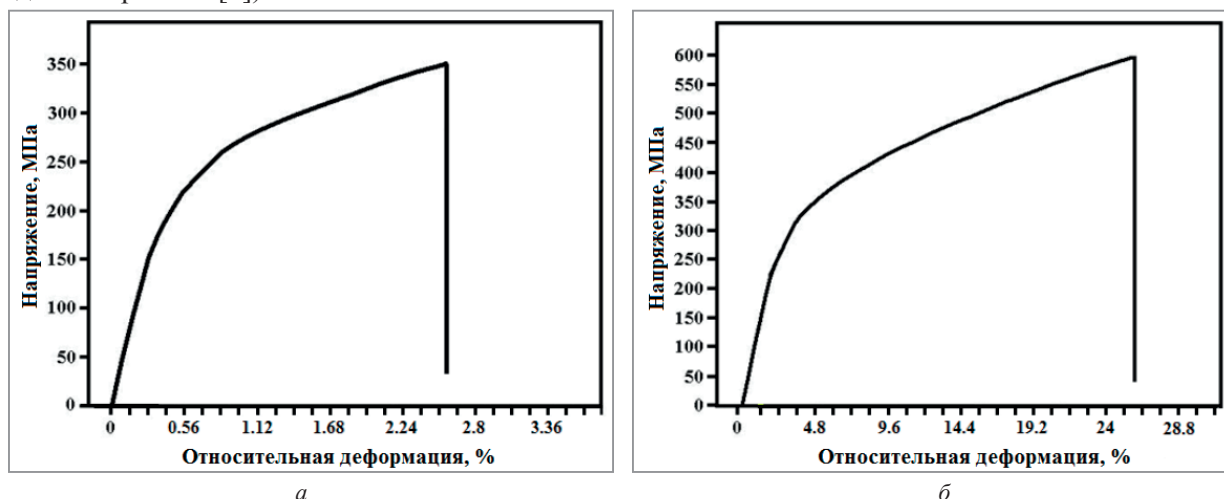


Рис. 1. Диаграммы растяжения сплава системы Co-Cr (20 мас. %) в литом состоянии (а) и после термической обработки (по данным работы [4]) (б)

Значения предела прочности при растяжении в кобальт-хромовых сплавах существенно увеличиваются с ростом значений относительной деформации, что позволяет при малых диаметрах и толщинах стента обеспечить требуемую радиальную жесткость конструкции хирургических имплантатов.

Наряду с высокими механическими свойствами и износостойкостью кобальт-хромовых сплавов важнейшей характеристикой изделий из них является шероховатость поверхности. Качество рабочей поверхности имеет важное значение для повышения их надежности и долговечности. Поверхность заготовок имплантатов из кобальт-хромовых сплавов, полученных ковкой, литьем, лазерной резкой, обычно подвергается предварительной обработке (термическая обработка, шлифование, дробеструйная обработка). Для финишной отделки поверхности медицинских изделий из кобальт-хромовых сплавов используются механические, электрохимические методы полирования или их сочетание. В ряде случаев сложная форма, малые размеры хирургических имплантатов, таких, как коронарные стенты, являются основными причинами невозможности обеспечения высокого качества поверхности с использованием механических способов обработки. В связи с этим наиболее качественное полирование изделий из кобальт-хромовых сплавов с достижением высокой однородности поверхности, удалением загрязнений, инородных включений, продуктов износа инструмента, образованных в результате предварительной обработки, достигается с применением электрохимического полирования [5, 6].

Методики изготовления и обработки Co-Cr-сплавов

Изготовление заготовок имплантатов осуществляли из сложнoleгированного сплава системы Co-Cr (Cr – 20,9 мас. %; W – 14,8; Ni – 10,5; Mn – 1,2; Fe – 0,63; Si – 0,24; C – 0,07; Co – остальное).

В качестве основного технологического оборудования для получения заготовок сосудистых имплантатов (стентов) из Co-Cr-сплавов применяли многофункциональную лазерную систему StarCut Tube Femto FX с электронным управлением для высокоточной резки тонкостенных трубчатых металлических материалов (рис. 2).

Термическую обработку Co-Cr-сплавов, применяемых для изготовления имплантатов, осуществляли с использованием вакуумных печей (рис. 3), обеспечивающих нагрев в заданном режиме материалов в вакууме до 10^{-5} бар.



Рис. 2. Установка высокоточной лазерной резки (а) и образцы стентов (б) из Co-Cr-сплавов после лазерной резки



Рис. 3. Вакуумные печи для термической обработки Co-Cr-сплавов:
а – индукционная вакуумная печь; б – камерная печь для отжига заготовок

Методика термической обработки заготовок из Co-Cr-сплавов, применяемых для изготовления сосудистых имплантатов, была разработана в соответствии с требованиями обеспечения параметров раскрытия стентов в широких диапазонах значений радиальной силы, давления и модуля упругости в зависимости от уникальных особенностей организма. Определение влияния параметров термической обработки на функциональные свойства изделий из Co-Cr-сплавов, применяемых для изготовления сосудистых имплантатов, осуществляли с использованием установки RX550/650 Machine Solutions, Inc. (рис. 4, а), которая обеспечивает возможность измерения и записи показателей радиальной жесткости и прочности, направленной наружу силы при расширении, а также реактивной силы во время сжатия радиально расширяющихся дренажных устройств.

Заготовки сосудистых имплантатов после отжига подвергали предварительной промывке в ультразвуковой ванне и химической очистке в кислотном растворе с последующей электрохимической обработкой при следующих параметрах: напряжение – 12В; плотность тока – 1,5–1,8 мА/мм² (рис. 4, б).

Окончательная очистка образцов сосудистых имплантатов включала промывку в дистиллированной воде с последующей обработкой в растворе соды (3–5 с) для удаления остатков кислотного раствора с поверхности заготовок после электрохимической обработки с последующей финишной обработкой в дистиллированной воде в УЗ-ванне.

Результаты и их обсуждение

На рис. 5 приведены зависимости радиальной силы от диаметра сжатия тестовых образцов стентов из Co-Cr-сплавов (длина – 35 мм, диаметр трубки – 2 мм, толщина стенки – 0,13 мм) до и после термообработки при температуре 1050 и 1150 °С (раскрытие стентов происходило на системе доставки Simeks 8x40 при давлении 10 бар).

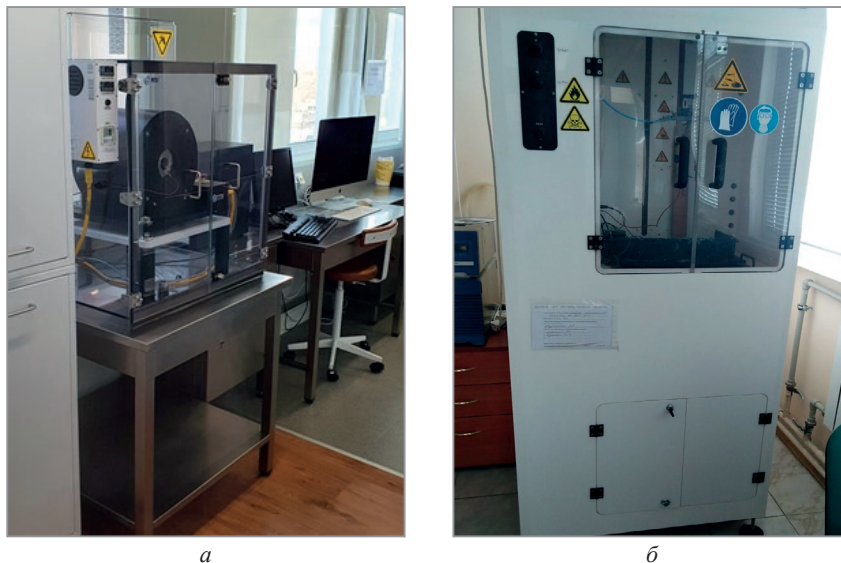


Рис. 4. Оборудование для определения механических свойств (а) и полирования поверхности (б) имплантатов, изготовленных из Co-Cr-сплавов

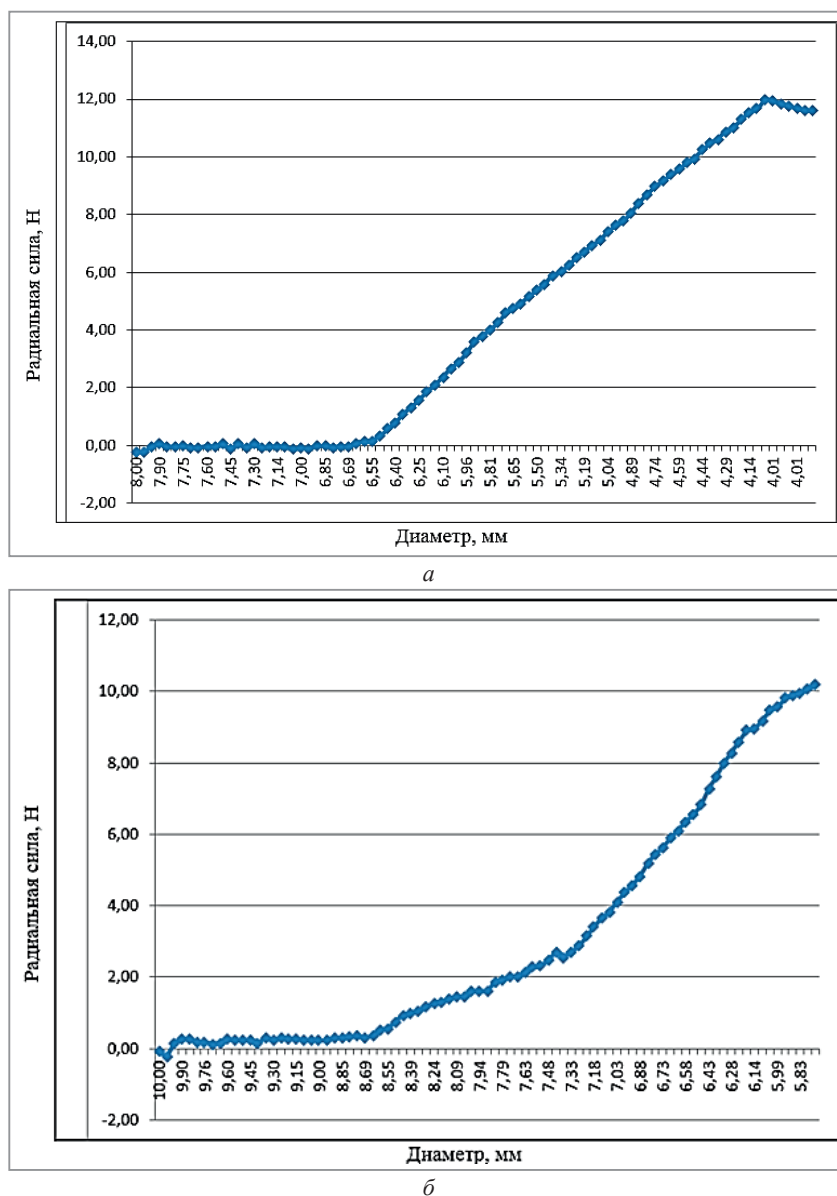


Рис. 5. Зависимость радиальной силы от диаметра сжатия сосудистых Co-Cr-стентов: а – без термической обработки; б – после отжига при 1150 °С

Как видно из рисунка, термическая обработка стентов из Co-Cr-сплавов приводит к существенному изменению радиальной жесткости конструкции стентов, с более пологим наклоном кривой деформации. Указанные особенности Co-Cr-сплавов позволяют регулировать размеры (изменять толщину стенки и диаметр) стента без ухудшения его радиальной устойчивости. Следует отметить, что в современной практике коронаропластики доля артерий диаметром менее 2,7 мм составляет 30–40%, поэтому в кардиологии давно наметился спрос на стенты с более тонкими элементами ячеек [7]. В связи с этим имплантаты из Co-Cr-сплавов с более тонкими элементами представляют собой более гибкие структуры, что облегчает доставку стента в суженные сосуды.

Анализ морфологии и особенности формирования микрорельефа поверхности образцов сосудистых Co-Cr-имплантатов после термической и электрохимической обработки были изучены с помощью изображений, полученных с использованием сканирующего электронного микроскопа.

Результаты сканирующей электронной микроскопии представлены на рис. 6, 7. Установлено, что на поверхности Co-Cr-имплантатов (рис. 6), подвергнутых различным режимам термической (от 1050 до 1150 °C в вакууме) и электрохимической обработки, формируется микрорельеф с характерным ромбовидным рисунком зеренной структуры мозаичного типа (рис. 7), с различной кристаллографической ориентацией зерен твердых растворов на основе кобальта, включающими рассеянные микровключения интерметаллидов на основе Co-Cr-W (s-фазы), формирующимися при низкой концентрации углерода в сплаве и образующими точечные неровности микронных и субмикронных размеров на поверхности имплантата.

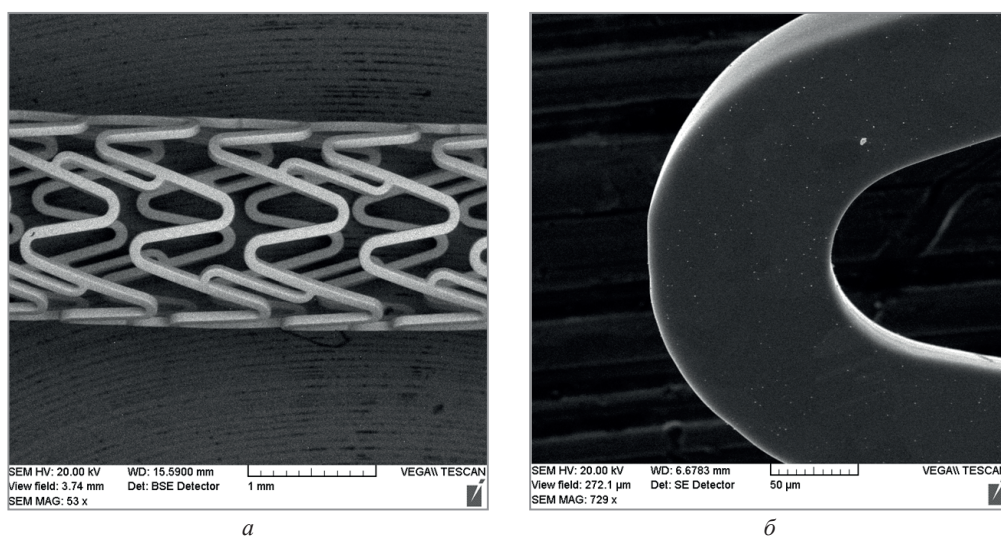


Рис. 6. Общий вид образца (а) и участок скругления (б) сосудистого Co-Cr-имплантата с наружным диаметром 1,8 мм и толщиной стенки 0,1 мм после термической и электрохимической обработки (SEM-изображение: а – от отраженных электронов; б – от вторичных электронов)

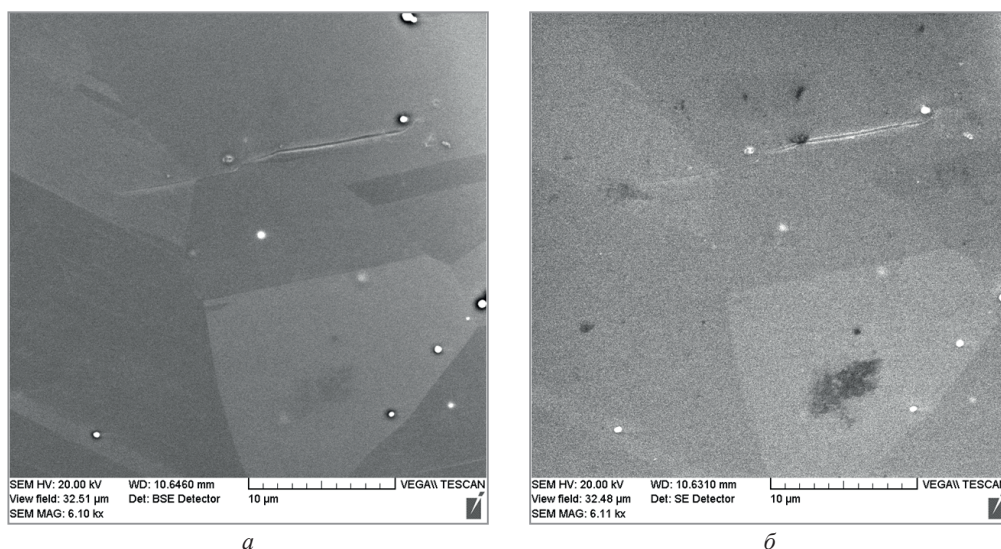


Рис. 7. Результаты сканирующей электронной микроскопии участка обработанной поверхности образца Co-Cr-имплантата после термической и электрохимической обработки (а – от отраженных электронов; б – от вторичных электронов)

Результаты исследований влияния различных режимов электрохимической обработки с использованием Co-Cr-стента с площадью поверхности 123 мм^2 показали, что при силе тока $0,2 \text{ А}$ съем материала за единственный цикл обработки составил около $0,95\%$, и при общем количестве циклов обработки, равном 40, съем материала составил около 37% . При этом установлено, что хорошее качество полировки поверхности достигается после $35\text{--}37\%$ съема материала.

Результаты оптической микроскопии полученных образцов Co-Cr-сосудистых имплантов приведены на рис. 8, 9.

Установлено, что разработанные режимы термической и электрохимической обработки обеспечивают требуемое качество поверхности образцов. При этом оптимальным является процент съема материала при электрохимической обработке (от 35 до 40 мас. %). Для увеличения съема больше 40 мас. % требуется увеличение тока или увеличение времени (циклов) обработки, что приводит к появлению дефектов.

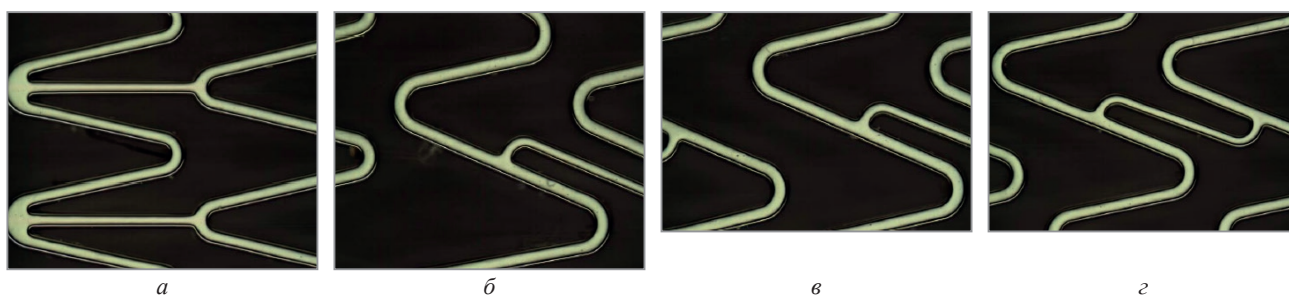


Рис. 8. Результаты оптической микроскопии образцов Co-Cr-сосудистых имплантов после термической (а, б – отжиг при $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$; в, г – отжиг при $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$) и электрохимической обработки (съем материала с поверхности образцов $31,2 \text{ мас. \%}$)

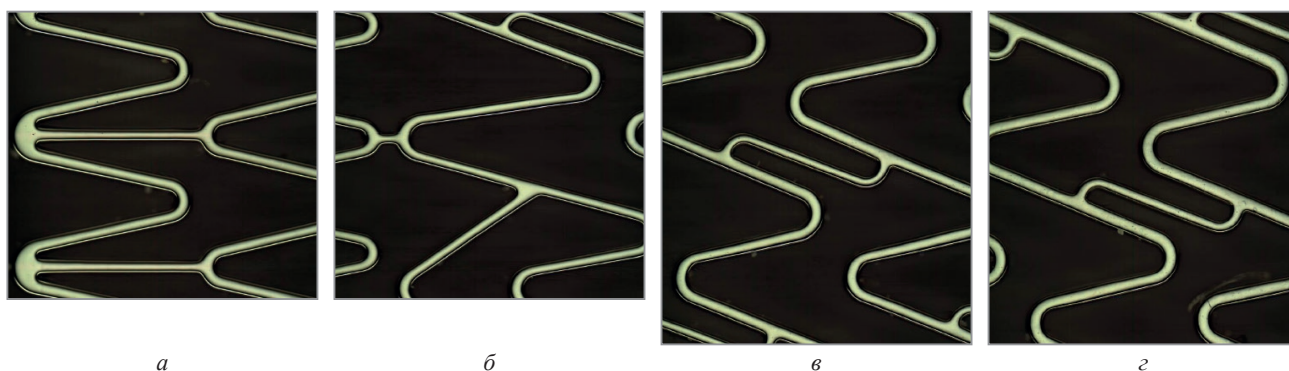


Рис. 9. Результаты оптической микроскопии образцов Co-Cr-сосудистых имплантов после термической (а, б – отжиг при $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$; в, г – отжиг при $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$) и электрохимической обработки (съем материала с поверхности образцов $38,1 \text{ мас. \%}$)

Выводы

1. Установление основных закономерностей и факторов, определяющих процессы формирования и эволюции структуры поверхности металлических материалов на основе системы кобальт-хром, является актуальным направлением научных исследований, направленных на разработку эффективных технологий изготовления коррозионностойких сосудистых имплантатов с высокими показателями биологической совместимости и механических свойств, путем применения комбинированных схем термической и электрохимической обработки материалов.
2. Применение сплавов системы Co-Cr-W перспективно для изготовления коронарных и сосудистых малоразмерных стентов с высокой радиальной жесткостью конструкции.
3. Обеспечение коррозионной стойкости, биосовместимости, высокой прочности и пластичности – одно из основных требований, предъявляемых к имплантатам из сплавов на основе системы Co-Cr.
4. Основное влияние на коррозионную стойкость, биосовместимость и механические свойства оказывают состояние и структура поверхности Co-Cr-сплава. Эффективными способами изменения структуры поверхности и повышения свойств Co-Cr-W-сплавов являются процессы термической обработки, в том числе в вакууме, и электрохимические методы поверхностной обработки.

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект T21УЗБГ-008 «Исследование механических свойств и биологической совместимости медицинских материалов на основе Co-Cr после термической и электрохимической обработки».

ЛИТЕРАТУРА

1. **Kassapidou, M.** Cobalt-chromium alloys in fixed prosthodontics in Sweden / M. Kassapidou, V.F. Stenport, L. Hjalmarsson [et al.] // *Acta Biomaterialia Odontologica Scandinavica*. 2017. Vol. 3. Iss. 1. P. 53–62.
2. **Минченя, В.** Высокие технологии на службе отечественной медицины / В. Минченя, Ю. Алексеев, И. Ольгомец [и др.] // *Наука и инновации*. 2018. № 5 (183). С. 21–23.
3. Surface properties and corrosion behavior of Co–Cr alloy fabricated with selective laser melting technique / Xianzhen Xin [et al.] // *Cell Biochem. Biophys.* 2013. Vol. 67. P. 983–990.
4. **Ramirez-Ledesma, A. L.** Effect of rapid solidification and heat treatment on Co-20 wt.% Cr alloy for biomedical applications / A. L. Ramirez-Ledesma, M. A. Aguilar-Mendez, R. A. Rodriguez-Diaz, J. A. Juarez-Islas // *Journal of Physics*. 2015. 5 p.
5. The effect of microstructure on the wear of cobalt-based alloys used in metal-on-metal hip implants / R. Varano [et al.] // *Proc. IME H. J. Eng. Med.* 2006. Vol. 220. Iss. 2. P. 145–159.
6. **Alvarez, E.** Surface Damage in Retrieved Total Knee Replacement Femoral Components / E. Alvarez. Clemson: Clemson Univ., 2012. 222 p.
7. **Папилов, И. И.** Материалы медицинских стентов: обзор / И. И. Папилов, В. А. Шкуропатенко, В. С. Шокуров [и др.]. Харьков: Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», 2010. 40 с.

REFERENCES

1. **Kassapidou M., Stenport V. F., Hjalmarsson L.** Cobalt-chromium alloys in fixed prosthodontics in Sweden. *Acta Biomaterialia Odontologica Scandinavica*, 2017, vol. 3, iss. 1, pp. 53–62.
2. **Minchenya V., Alekseev Y., Olgomec I.** Vysokie tehnologii na sluzhbe otechestvennoy mediciny [High technologies in the service of domestic medicine]. *Nauka i innovacii = Science and innovation*, 2018, no. 5 (183), pp. 21–23.
3. **Xianzhen Xin et. al.** Surface properties and corrosion behavior of Co–Cr alloy fabricated with selective laser melting technique. *Cell Biochem. Biophys*, 2013, vol. 67, pp. 983–990.
4. **Ramirez-Ledesma A. L., Aguilar-Mendez M. A., Rodriguez-Diaz R. A., Juarez-Islas J. A.** Effect of rapid solidification and heat treatment on Co-20 wt.% Cr alloy for biomedical applications. *Journal of Physics: Conference Series*, 2015. 5 p.
5. **Varano R. et. al.** The effect of microstructure on the wear of cobalt-based alloys used in metal-on-metal hip implants. *Proc. IME H. J. Eng. Med.*, 2006, vol. 220, iss. 2, pp. 145–159.
6. **Alvarez E.** *Surface Damage in Retrieved Total Knee Replacement Femoral Components*, Clemson, Clemson Univ. Publ., 2012, 222 p.
7. **Papirov I. I., Shkuratenko V. A., Shokurov V. S. et. al.** Materialy medicinskih stentov: obzor [Materials of medical stents: review]. *Harkov, Nacionalny Nauchny Centr "Harkovskiy fiziko-tehnicheskij institut" = National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology"* Publ., 2010, 40 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-115-122>
УДК 621.74; 621.792; 621.88

Поступила 06.10.2022
Received 06.10.2022

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КЛЕЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ПРИ СОЗДАНИИ ПЛАСТИКОВЫХ МОДЕЛЬНЫХ КОМПЛЕКТОВ

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

В статье приведены данные о модельных пластиках, представленных на рынке Республики Беларусь. Выполнен анализ способов создания точных модельных комплектов как с помощью 3D-печати из нити и гранул, так и получение модельных комплектов из массива модельного пластика с помощью 3D-фрезерования. Проведена оценка свойств и показан характер поведения склеенных и цельных пластиков при сжимающих нагрузках в продольном и поперечном направлении. Дана оценка экономической эффективности различных способов получения модельных комплектов исходя из сравнения стоимости материалов и самого процесса производства.

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

Для цитирования. Калининченко, М. Л. Оценка прочностных свойств клеевых соединений, используемых при создании пластиковых модельных комплектов / М. Л. Калининченко, Б. М. Немененок // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 115–122. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-115-122>.

EVALUATION OF THE STRENGTH PROPERTIES OF ADHESIVE JOINTS USED IN THE CREATION OF PLASTIC MODEL SETS

M. L. KALINICHENKO, B. M. NEMENENOK, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: m.kalinichenko@bntu.by

The article presents information on model plastics presented on the market of the Republic of Belarus. The analysis of methods for creating accurate model sets using both 3D printing from thread and granules, and obtaining model sets from an array of model plastic using 3D milling is carried out. The properties were evaluated and the behavior of glued and solid plastics under compressive loads in the longitudinal and transverse directions was shown. Economic efficiency assessment of various methods of obtaining model sets is given, based on a comparison of the cost of materials and the production process itself.

Keywords. Model tooling, foundry, adhesives, model plastic, parts for model sets, mechanical compression tests, economic efficiency.

For citation. Kalinichenko M. L., Nemenenok B. M. Evaluation of the strength properties of adhesive joints used in the creation of plastic model sets. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 115–122. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-115-122>.

Функционирование литейного участка на производстве невозможно без соответствующей литейной оснастки и в первую очередь без производства модельных комплектов. В настоящее время наиболее распространенными материалами для их изготовления являются древесина, металл и пластические массы. Металлические модельные комплекты, как правило, используются на предприятиях массового и крупносерийного производства и обладают высокими стоимостными показателями. Таким образом, данный тип комплектов не подходит мелко- и среднесерийным производственным предприятиям по причине специфики их работы, связанной как с частой сменяющейся номенклатурой, так и необходимостью снижения себестоимости выпускаемых изделий [1, 2].

Наиболее подходящими для мелко- и среднесерийного производства являются модели, изготовленные из древесины или пластика [2–5]. При этом наиболее дешевыми являются деревянные модельные комплекты. Применение деревянных модельных комплектов более эффективно при изготовлении единичных изделий, после чего модельный комплект может быть просто утилизирован. В том случае, когда на предприятии предполагается повторное изготовление подобных изделий, возникают проблемы с хранением данного деревянного модельного комплекта, что обусловлено небольшими складскими помещениями на

предприятиях мелкосерийного и единичного производства. Также необходимо создать специальные условия для складирования, чтобы исключить процесс набухания или высыхания древесины, что, в конечном итоге, приводит к короблению и изменению геометрических размеров модельного комплекта.

Пластиковые модельные комплекты имеют максимум преимуществ по сравнению с деревянными, например, в процессе их механической обработки. Технологический процесс их производства может быть даже более дешевым, чем деревянных комплектов, так как они не требуют поддержания сушкой установленного процента влажности и в отличие от древесины нет необходимости учитывать особенности работы вдоль или поперек волокон. Кроме того, модельные комплекты могут длительное время находиться в неотапливаемых помещениях с широким диапазоном температур без риска их геометрических изменений, это облегчает и удешевляет хранение модельной оснастки.

В связи с наложенными санкциями остро стоит вопрос импортозамещения ряда изделий в машиностроительной сфере, а именно запасных частей, которые не подлежат восстановлению или трудно поддаются ремонту.

Учитывая большое количество небольших ремонтно-механических заводов, возможно создание модельных комплектов на основе высокоизносостойких пластиков [2, 5]. С помощью данных материалов и технологии 3D-фрезерования, а также 3D-печати возможно создание моделей, способных получать импортозамещающие заготовки методами литейного производства.

Основная часть

Для изготовления пластмассовой оснастки необходимо специальное оборудование [6]. В первую очередь, можно отметить технологии 3D-печати, а именно SLS-технология, при которой полистирол широко используется в качестве модельного материала для традиционного литья по выжигаемым моделям. В связи с бурным развитием технологий послойного синтеза он приобрел особую популярность в области прототипирования, а также для промышленного изготовления штучной и малосерийной продукции. Данную технологию часто применяют для изготовления отливок сложной формы относительно больших размеров с умеренными требованиями по точности [7, 8]. Модельный материал – полистирольный порошок с размером частиц 50–150 мкм накачивается специальным роликом на рабочую платформу, установленную в герметичной камере с атмосферой азота. Затем платформа опускается на 0,1–0,2 мм и новая порция порошка накачивается поверх отвержденного – формируется новый слой, который также спекается с предыдущим. Процесс повторяется до полного построения модели. Преимуществом данной технологии является отсутствие поддержек, поскольку во время построения модель и все ее строящиеся слои удерживаются массивом порошка [7, 8].

Стоит также упомянуть и другую технологию получения выжигаемых синтез-моделей – Ink-Jet от компании Voxeljet Technology (Германия). В качестве модельного материала здесь используется порошковый акриловый полимер [9]. Головка устройства, содержащая от 2 до 96 сопел, наносит модельный и поддерживающий материал на поверхность слоя. После нанесения слоя могут проводиться его фотополимеризация и механическое выравнивание. Данный метод позволяет получать прозрачные и многоцветные прототипы с различными механическими свойствами: от мягких, резиноподобных до твердых, похожих на пластик [9].

Также известна FDM-технология, когда исходным сырьем для печати служит проволока, а источником энергии может быть электронный луч, луч лазера или плазменная дуга. Данный процесс идет с высокой скоростью и позволяет получать объемные изделия, но требует более интенсивной механической обработки, чем изделия из порошка [9].

Основные преимущества FDM-технологии – большой выбор материалов и хорошие физико-механические свойства конечных изделий, изготовленных с использованием этой технологии. Они являются одними из самых прочных полимерных изделий, которые изготавливаются в аддитивном производстве [9].

В работе также были рассмотрены доступные на территории СНГ пластики, являющиеся основой для получения модельных комплектов методами 3D-фрезерования, и способы их крепления доступными адгезионными составами. Для исследований были выбраны пластики PROLAB 65 (Axson); LAB 850 (Axson) [10]; LAB 920GN (Axson), соединенные с помощью клеев на акриловой основе DP 8805NS, DP 8005NS, универсальный цианакрилатный супер клей «Секунда 505» и полиуретановый LOCTITE UK 8103B10. Характеристики модельных плит LAB 920 GN (Axson), промышленного адгезива LOCTITE UK 8103B10 и универсального клея «Секунда 505» приведены в табл. 1, 2. Данные типы материалов хорошо показали себя при создании модельных комплектов для цветного литья.

Таблица 1. Технические характеристики модельных обрабатываемых плит типа LAB 920 GN (Axson)

Материал	Описание	Цвет	Применение	Плотность, г/см ³	Коэффициент теплового расширения СТЕ 10 ⁻⁶ , К ⁻¹	Твердость (по Шору)	Прочность на сжатие, МПа	Прочность на изгиб, МПа
LAB 920 GN (Axson)	Плиты для механической обработки. Обладают превосходной ударопрочностью, очень хорошей абразивной стойкостью, легкой механообработкой, имеют очень хорошую поверхность после механообработки	Зеленый	Абразивно-устойчивые плиты для механической обработки для производства литейных моделей, стержневых ящиков и любых других инструментов, изготовленных на станках с ЧПУ	1,3	85	85 D	68	75

Таблица 2. Характеристики промышленного адгезива LOCTITE UK 8103 B10 и универсального супер клея «Секунда 505»

Значение	LOCTITE UK 8103 B10		Супер клей «Секунда 505»
	Основа А	Отвердитель В	–
Тип	полиуретановый		цианакрилат
Плотность, г/см ³	1,6–1,7		–
Вязкость, мПа·с	24 000–30 000	250–350	–
Цвет	бежевый	коричневый	прозрачный
Время набора начальной прочности (23 °С)	60–80 мин		10–20 сек
Время набора конечной прочности (23 °С)	2–3 дня		10–20 мин
Соотношение компонентов	По массе 5: 1		–
	По объему 3,7: 1		–
Срок хранения	Рекомендуемая температура хранения 15–30 °С, срок хранения 12 месяцев (в оригинальной нескрываеваемой упаковке)		36 месяцев от даты производства
Прочность на сдвиг при разрыве, МПа	> 6		–
Диапазон температур эксплуатации, °С	– 40 – +80		–
Расход, г/м ² (в зависимости от подложки)	200–400		–
Область применения	Основная область применения – производство сэндвич-панелей, например, при производстве транспортных средств, контейнеров и в строительной отрасли. Используется для склеивания предварительно подготовленных поверхностей металлов, синтетических материалов, дерева и жесткого пенопласта. Может применяться в качестве заливочного компаунда, наполнителя и для формирования покрытия		Универсальный водостойкий суперклея предназначен для быстрого склеивания изделий из пластмасс, металла, дерева, резины и т.д.

Были проведены исследования прочностных характеристик и свойств данных материалов на сжатие, а также их соединений, созданных с помощью технологии склеивания. Экспериментальный ряд образцов состоял из модельных пластиков, склеенных вышеупомянутыми клеями.

Учитывая, что литниково-питающая система состоит из разновысотных деталей, которые могут отличаться по высоте в несколько десятков раз, например, питатель и стояк, клеевые швы могут находиться как в вертикальной, так и в горизонтальной плоскости. Для увеличения срока службы модельного комплекта не должно происходить его растрескивание, охрупчивание. В районе клеевых швов не должно наблюдаться деформаций и связанных с ними углублений и выступов. Для получения качественной литой заготовки, во-первых, необходима гладкая поверхность модели, во-вторых, отсутствие трещин в модельном комплекте, что может привести к отрыву формовочной смеси и изменению геометрических размеров и качества поверхности отливки.

Выход из строя модельных комплектов, как правило, происходит в результате нарушения их геометрии. Это связано как с неправильными условиями хранения, так и в результате трения с абразивными составляющими, входящими в состав формовочной смеси. Деформации тела моделей возникают в условиях

динамических нагрузок при уплотнении формовочной смеси. Чтобы снизить вероятность выхода из строя модельного комплекта по последней причине, используемые пластические массы должны быть устойчивы к прилагаемым нагрузкам, а также обладать свойствами релаксации после снятия напряжений.

Изготовление модельных комплектов из одного листа, как правило, толщиной 50 мм весьма проблематично, так как многие детали имеют большие размеры. Как результат, в процессе производства происходит наращивание толщины пластика за счет склеивания листов друг с другом. Для склеивания используются акриловые, полиуретановые, эпоксидные и другие клеи [10]. При этом применяемый клей должен обладать как хорошими адгезионными свойствами, так и удовлетворять тем же требованиям, что и модельные пластики, поскольку вместе они составляют рабочую композицию.

Представляет интерес изучение способности промышленных пластиков с различной плотностью, склеенных адгезионными составами, противостоять сжимающим нагрузкам, а также исследование поведения склеенного шва при сжимающих нагрузках в зависимости от направления приложенного давления (параллельно или перпендикулярно клеевому шву).

Для оценки качества модельного комплекта из выбранных пластиков были изготовлены образцы размером $15 \times 15 \times 30$ мм, а для склеивания – образцы размером $15 \times 15 \times 15$ мм, чтобы они после склеивания имели аналогичную исходным образцам геометрию. Образцы были соединены доступными промышленными клеями. Отверждение проводили при нормальных условиях без приложения нагрузки. После полимеризации образцы выдерживали в течение 14 сут и испытывали на сжимающие напряжения в соответствии с ГОСТ 4651-2014 Пластмассы. Метод испытания на сжатие. Испытания образцов проводили на базе сертифицированного центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения Объединенного института машиностроения НАН Беларуси (ЦКП – ЦСИМИ ОИМ НАН Беларуси) с помощью разрывной машины Instron 300LX. Данные обрабатывали с помощью программы Bluehill 2 (Великобритания).

Результаты испытаний

Проведенные испытания показали, что склеенные образцы не уступают цельным аналогам, при этом все типы используемых клеев не подвергались разрушению клеевого шва на всех типах исследуемых пластиков. Необходимо отметить, что сплошность клеевого слоя не была нарушена ни в случае поперечного, ни в случае продольного нагружения (рис. 1, 2).

При этом следует отметить, что деформационные изменения в продольных и поперечных направлениях могли сильно колебаться по величине. Однако, несмотря на существенную деформацию образцов модельных пластиков, разрушение клеевого шва при использовании выбранных видов адгезионных составов не наблюдалось.

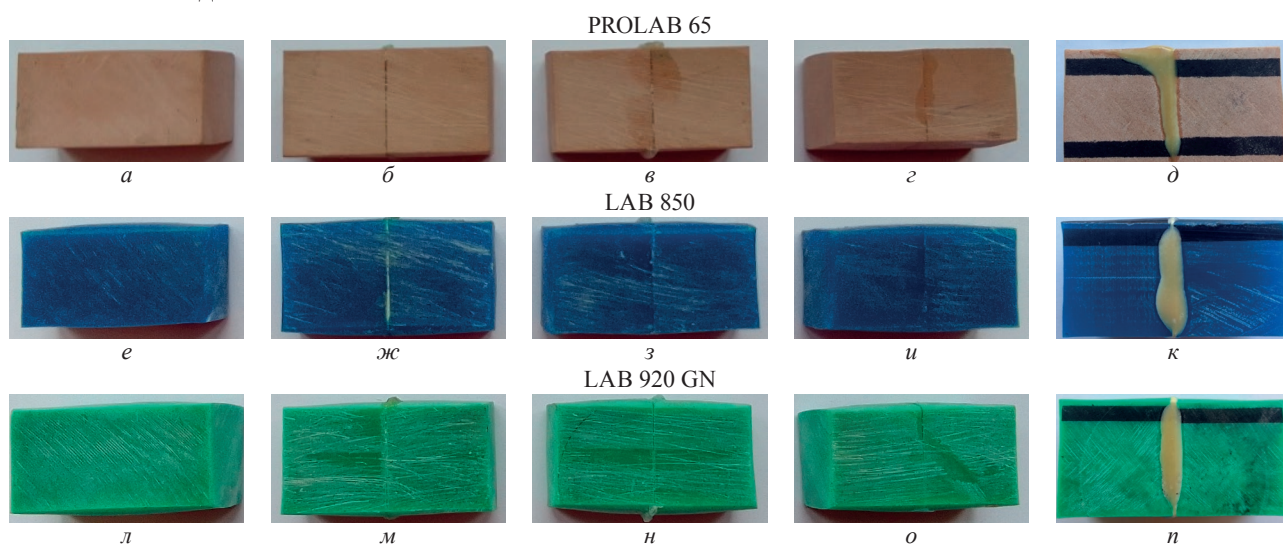


Рис. 1. Деформационные изменения пластиков на примере PROLAB 65; LAB 850; LAB 920 GN при нагружении параллельно клеевому шву:

- а, е, л – деформационные изменения исходных пластиков;
- б, ж, м – деформационные изменения пластиков, склеенных клеем DP 8805NS;
- в, з, н – деформационные изменения пластиков, склеенных клеем DP 8005NS;
- г, и, о – деформационные изменения пластиков, склеенных супер клеем «Секунда 505»;
- д, к, п – деформационные изменения пластиков, склеенных супер клеем LOCTITE UK 8103B10

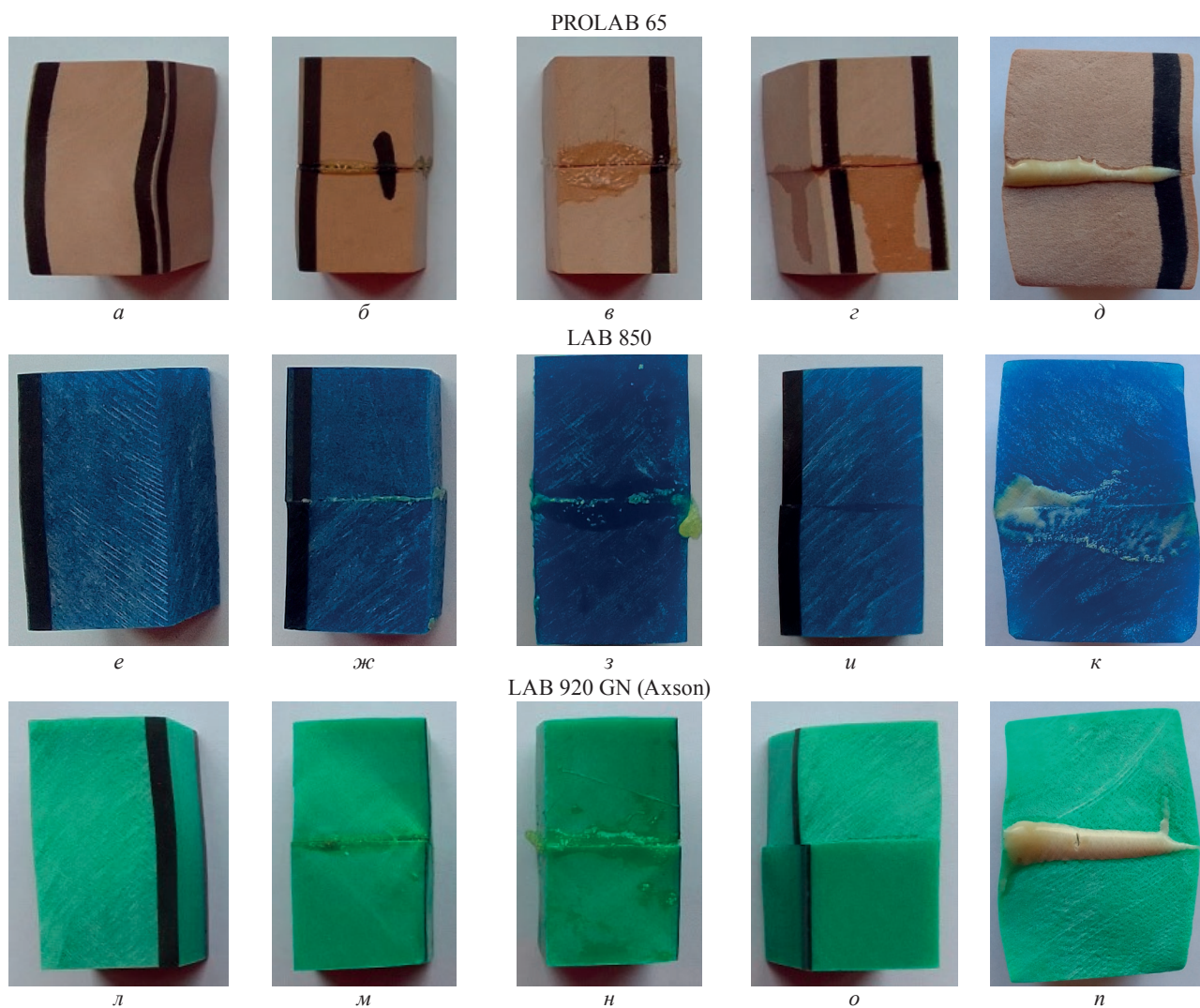


Рис. 2. Деформационные изменения пластиков на примере PROLAB 65; LAB 850; LAB 920 GN (Axson) при нагружении перпендикулярно клеевому шву:

а, е, л – деформационные изменения исходных пластиков;
б, ж, м – деформационные изменения пластиков, склеенных клеем DP 8805NS;
в, з, н – деформационные изменения пластиков, склеенных клеем DP 8005NS;
г, и, о – деформационные изменения пластиков, склеенных супер клеем «Секунда 505»;
д, к, п – деформационные изменения пластиков, склеенных супер клеем LOCTITE UK 8103B10

Испытания прочностных свойств при приложении усилия параллельно клеевому шву (рис. 3) показали, что для пластика PROLAB 65 показатели снизились по сравнению с цельным пластиком и склеенными пластиками до 9%; для пластика LAB 850 – до 8% и для пластика LAB 920 GN – до 7%. При этом нет четкой зависимости изменения результатов от типа клея и нагрузки.

Испытания прочностных свойств при приложении усилия перпендикулярно клеевому шву (рис. 4) показали, что для пластика PROLAB 65 показатели снизились по сравнению с цельным пластиком и склеенными пластиками до 8%; для пластика LAB 850 и для пластика LAB 920 GN – до около 6%. При этом также не отмечено четкой зависимости изменения результатов от типа клея и нагрузки. Необходимо отметить, что при приложении усилия параллельно клеевому шву потери немного выше, чем при нагружении перпендикулярно клеевому шву.

В результате проведенных исследований была выявлена адаптация склеенных пластиков к любым адгезионным составам, что подтверждается динамикой их разрушения (рис. 3, 4).

Как видно из рисунков, поведение всех исследуемых типов пластиков характеризуется одинаковой тенденцией. При этом на начальном этапе видно максимальное сопротивление пластических масс сжимающим нагрузкам, далее наблюдается некоторый максимум сопротивления, за которым следует необратимое пластическое течение. В качестве положительного момента необходимо отметить, что склеенные образцы по тенденции сопротивления сжимающим нагрузкам имеют аналогичную схему деформирования и пластического течения, что и исходные материалы. При этом данный эффект наблюдается

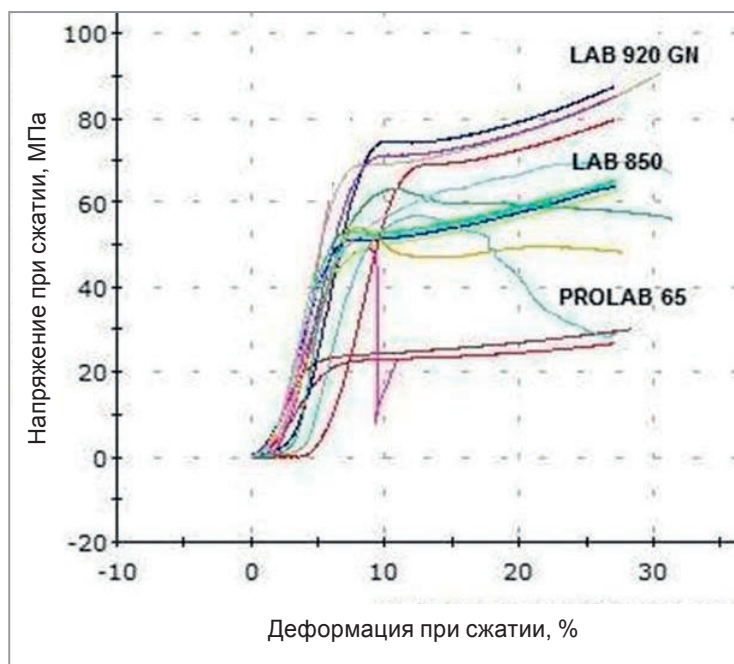


Рис. 3. Зависимость деформационных изменений от напряжения при сжатии (при нагружении параллельно клеевому шву) при использовании любых типов клеевых составов. Таким образом, окончательный выбор пластика не зависит от типа используемого клея, а только от необходимой плотности материала для решения конкретных задач.

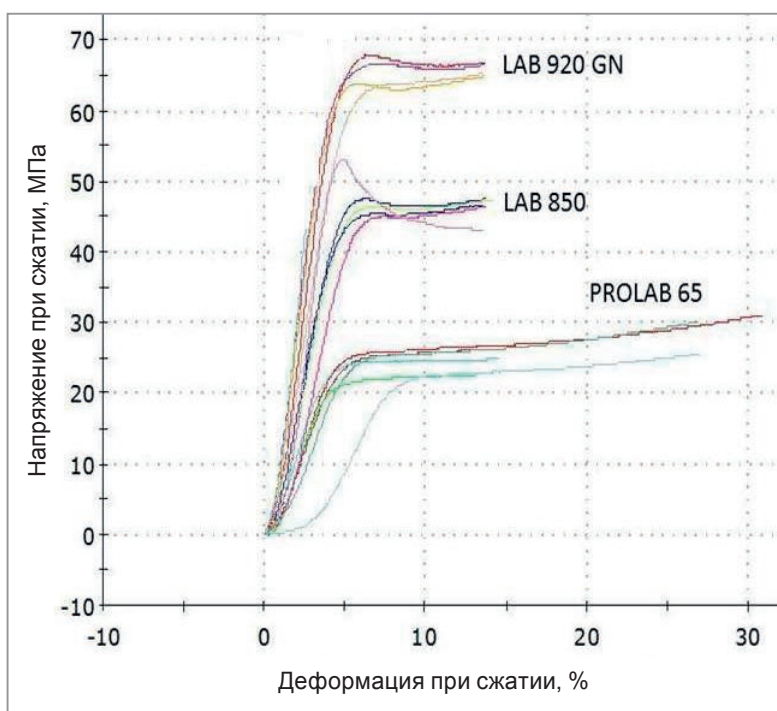


Рис. 4. Зависимость деформационных изменений от напряжения при сжатии (при нагружении перпендикулярно клеевому шву)

Были проведены замеры геометрических изменений образцов, которые показали, что независимо от вида конструкции (цельная или склеенная) и направления приложения нагрузок (перпендикулярно или параллельно клеевому шву) это не повлияло на ее геометрию (табл. 3, 4).

Немаловажное значение имеет цена модельных пластиков. По данным УП «Технолит» (г. Минск), она составляет от 820 до 950 бел. руб. при разных объемах выпускаемых плит. Так, плиты плотностью до $0,8 \text{ г/см}^3$ выпускаются размером $1500 \times 500 \times 50 \text{ мм}$, выше этой плотности – размером $1000 \times 500 \times 50 \text{ мм}$. Таким образом, ценовое различие более дешевых и дорогих пластиков составляет 34%. Однако их

Таблица 3. Размерные изменения, мм, при сжатии (при нагружении параллельно клеевому шву)

Модельный пластик	Плотность пластика, г/см ³	Цельный пластик	DP 8805 NS	DP 8005 NS	Супер клей «Секунда 505»	Loctite UK 8103B10
PROLAB 65 (Axson)	0,65	13	13	13	13	13
LAB 850 (Axson)	1,18	13	13	13	13	13
LAB 920 GN (Axson)	1,3	13,5	13,5	13	13,5	13,5

Таблица 4. Размерные изменения, мм, при сжатии (при нагружении перпендикулярно клеевому шву)

Модельный пластик	Плотность пластика, г/см ³	Цельный пластик	DP 8805 NS	DP 8005 NS	Супер клей «Секунда 505»	Loctite UK 8103B10
PROLAB 65 (Axson)	0,65	26	27,5	27,5	27,5	27,5
LAB 850 (Axson)	1,18	28,5	28	28	28,5	28
LAB 920 GN (Axson)	1,3	28,5	28	28	27,5	28

прочностные характеристики по результатам исследований отличаются в 2 раза. Так, пластик PROLAB 65 (плотностью 0,65 г/см³) показывает напряжение при сжатии в продольном и поперечном направлении в пределах 20–30 МПа, а пластик LAB 850 (плотностью 1,3 г/см³) – 60–70 МПа. Оба пластика подходят для нужд мелкосерийного изготовления модельных комплектов, но, как показали исследования, для нужд машиностроения могут быть с уверенностью использованы самые дешевые пластики, которые превышают по своим механическим свойствам древесину в 3 раза и более.

При оценке экономической составляющей немаловажную роль играет сравнение стоимости 3D-печати и 3D-фрезерования. Стоимость 3D-печати состоит из стоимости материала, работы и финишной механической обработки. При изготовлении пластиковых модельных комплектов их стоимость складывается из стоимости пластика и работ на 3D-фрезеровальном станке. Для обоих случаев 3D-фрезерование имеет одинаковую стоимость и составляет около 50 бел. руб. в час, при этом длительность процесса зависит от сложности изделия. Однако при 3D-фрезеровании процесс будет протекать дольше, так как изделие вытачивается из массива, а не из заранее подготовленной заготовки. Что касается сравнения стоимости основного материала, то для 3D-печати нитью она начинается от 40 бел. руб. за 1 кг, при 3D-печати из гранул стоимость материала составляет от 10 бел. руб. за 1 кг. Стоимость материалов, применяемых для изготовления модельных комплектов исключительно фрезерованием, составляет от 29 бел. руб. за 1 кг.

Как следствие, на настоящем этапе 3D-фрезерование имеет ценовое преимущество, благодаря невысокой стоимости материала и скорости обработки составляет 12 кг/ч, печать нитью – 0,25 и печать гранулами ориентировочно – 10 кг/ч.

Выводы

Проведенные исследования позволяют рекомендовать все типы предложенных пластиков для использования на предприятиях машиностроения, так как они обладают достаточно высокой универсальностью и совместимостью с различными клеевыми составами, что может снизить себестоимость выпускаемых изделий из-за отсутствия необходимости закупки специальных клеевых составов и возможности использования клеев уже имеющихся на предприятии.

Проведенные эксперименты показали, что выбранные типы адгезионных составов, несмотря на существенную деформацию матрицы склеенных соединений, сохраняют свои свойства и могут быть пригодны для создания модельных комплектов.

Установлено отсутствие влияния состава клея и наличия клевого шва на способность пластиков релаксировать, приложенные к ним напряжения.

Показано, что ценовое различие более дешевых и дорогих пластиков составляет около 34%. Однако их прочностные характеристики по результатам исследований отличаются практически в 2 раза. Так, пластик PROLAB 65 (плотностью 0,65 г/см³) показывает напряжение при сжатии в продольном и поперечном направлении в пределах 20–30 МПа, а пластик LAB 850 (плотностью 1,3 г/см³) – в пределах 60–70 МПа. Оба пластика подходят для изготовления модельных комплектов для нужд машиностроения и могут быть использованы более дешевые пластики, которые превышают по механическим свойствам древесину в 3 раза и более.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Нелюб, И. А.** Особенности и преимущества применения современных плаstopолимерных материалов для изготовления модельной оснастки / И. А. Нелюб, П. А. Кушель, С. Л. Ровин // *Литье и металлургия*. 2010. № 4. С. 36–39.
2. Современные способы создания модельных комплектов для литья / М. Л. Калиниченко [и др.] // *Литье и металлургия*. 2018. № 3. С. 125–130.
3. **Рогов, В. А.** Технология машиностроения. Штамповое и литейное производство / В. А. Рогов, Г. Г. Позняк. 2-е изд., испр. и доп. М.: Изд-во Юрайт, 2019. 330 с.
4. **Вальтер, А. М.** Основы литейного производства / А. И. Вальтер, А. А. Протопопов. М.; Вологда: Инфа-Инженерия, 2019. 332 с.
5. **Калиниченко, М. Л.** Анализ современных композиционных материалов, применяемых при изготовлении модельных комплектов для мелкосерийного литейного производства, полученных с помощью технологии склеивания / М. Л. Калиниченко, Л. П. Долгий, В. А. Калиниченко // *Литье и металлургия*. 2020. № 3. С. 15–22
6. **Леушин И. О., Решетов В. А., Романов А. Д., Большаков А. А.** Применение RP-технологии для изготовления малогабаритной оснастки в мелкосерийном производстве литья // *Изв. МГТУ МАМИ*. 2013. № 2. С. 229–232.
7. Аддитивные технологии и литейное производство [Электронный ресурс]. Режим доступа: www.extxe.com/9761/additivnye-tehnologii-i-litejnoe-proizvodstvo. Дата доступа: 20.10.2021.
8. **Зеленко, М. А.** Аддитивные технологии в машиностроении / М. А. Зеленко, М. В. Нагайцев, М. В. Довбыш. М.: НАМИ, 2015. 220 с.
9. Аддитивные технологии. Виды, особенности, характеристики аддитивных технологий [Электронный ресурс]. Режим доступа: www.extxe.com/3834/sushhnost-i-osobennosti-additivnyh-tehnologij Дата доступа: 21.10.2021.
10. **Калиниченко, М. Л.** Технология склеивания: теория, практика, материалы / М. Л. Калиниченко, Л. П. Долгий, В. А. Калиниченко. Минск: БНТУ, 2021. 187 с.

REFERENCES

1. **Neljub I. A., Kushel' P. A., Rovin S. L.** Osobennosti i preimushhestva primeneniya sovremennykh plastopolimernykh materialov dlja izgotovlenija model'noj osnastki [Features and benefits of using modern plastic polymer materials for the manufacture of pattern equipment]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 4, pp. 36–39.
2. **Kalinichenko M. L.** Sovremennye sposoby sozdaniya model'nykh komplektov dlja lit'ja [Modern ways to create model kits for casting]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 3, pp. 125–130.
3. **Rogov V. A., Poznjak G. G.** Tehnologija mashinostroeniya. Shtampovoe i litejnoe proizvodstvo [Engineering technology. Die and foundry production]. Moscow, Izdatel'stvo Jurajt Publ., 2019, 330 p.
4. **Val'ter A. M., Protopopov A. A.** *Osnovy litejnogo proizvodstva* [Foundry basics]. Moscow; Vologda, Infa-Inzhenerija Publ., 2019, 332 p.
5. **Kalinichenko M. L., Dolgij L. P., Kalinichenko V. A.** Analiz sovremennykh kompozicionnykh materialov, primenjaemykh pri izgotovlenii model'nykh komplektov dlja melkoserijnogo litejnogo proizvodstva, poluchennykh s pomoshh'ju tehnologii skleivaniya [Analysis of modern composite materials used in the manufacture of model kits for small-scale foundry production, obtained using gluing technology]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 15–22.
6. **Leushin I. O., Reshetov V. A., Romanov A. D., Bol'shakov A. A.** Primenenie RP-tehnologii dlja izgotovlenija malogabaritnoj osnastki v melkoserijnom proizvodstve lit'ja [The use of RP-technology for the manufacture of small tooling in small-scale production of casting]. *Izvestija MGTU MAMI = Proceedings of MSTU MAMI*, 2013, no. 2, pp. 229–232.
7. www.extxe.com/9761/additivnye-tehnologii-i-litejnoe-proizvodstvo.
8. **Zelenko M. A., Nagajcev M. V., Dovbysh M. V.** *Additivnye tehnologii v mashinostroenii* [Additive technologies in mechanical engineering]. Moscow, NAMI Publ., 2015, 220 p.
9. www.extxe.com/3834/sushhnost-i-osobennosti-additivnyh-tehnologij.
10. **Kalinichenko M. L., Dolgij L. P., Kalinichenko V. A.** *Tehnologija skleivaniya: teorija, praktika, materialy* [Bonding technology: theory, practice, materials]. Minsk, BNTU Pub., 2021, 187 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-123-127>
УДК 621.78

Поступила 20.08.2022
Received 20.08.2022

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

Д. М. БЕРДИЕВ, А. А. ЮСУПОВ, А. Х. АБДУЛЛАЕВ, Г. М. КАМИЛОВА, Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова, г. Ташкент, Узбекистан, ул. Университетская 2.
E-mail: berdiyev_mf@mail.ru

Усовершенствована технология термоциклической обработки мелко модульных зубчатых колес, позволяющая повысить их износостойкость на 30–40%. Зубчатые колеса подвергали предварительному циклическому нагреванию и последующей импульсной закалке. Во всех случаях закалку образует мартенситная структура, обеспечивающая высокую жесткость материала. Размеры мартенситных пластинок зависят от температуры нагревания при закалке. При циклической термообработке до температуры 450 °С размеры аустенитных зерен и мартенситных пластинок не зависели от температуры.

Ключевые слова. Термоциклическая обработка, плотность дислокаций, низколегированная сталь, износостойкость, импульсная закалка, дефектность, кристаллическая структура.

Для цитирования. Бердиев, Д. М. Совершенствование технологии термоциклической обработки для повышения износостойкости зубчатых колес / Д. М. Бердиев, А. А. Юсупов, А. Х. Абдуллаев, Г. М. Камилова // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 123–127. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-123-127>.

IMPROVEMENT OF THERMOCYCLIC TREATMENT TECHNOLOGY TO INCREASE WEAR RESISTANCE OF GEARS

D. M. BERDIEV, A. A. YUSUPOV, A. Kh. ABDULLAEV, G. M. KAMILOVA, Tashkent State Technical University named after I. Karimov, Tashkent, Uzbekistan, 2, Universitetskaya str. E-mail: berdiyev_mf@mail.ru

The technology of thermocyclic treatment of fine-module gears has been improved, which makes it possible to increase their wear resistance by 30–40%. Gears were subjected to preliminary cyclic heating and subsequent impulse hardening. In all cases of hardening, a martensitic structure is formed, which provides high rigidity of the material. The sizes of martensitic plates depend on the heating temperature during quenching. During cyclic heat treatment up to a temperature of 450 °C, the sizes of austenite grains and martensite plates did not depend on temperature.

Keywords. Thermal cycling, dislocation density, low-alloy steel, wear resistance, impulse hardening, defects, crystal structure.

For citation. Berdiev D. M., Yusupov A. A., Abdullaev A. Kh., Kamilova G. M. Improvement of thermocyclic treatment technology to increase wear resistance of gears. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 123–127. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-123-127>.

Анализ публикаций по термической обработке [1–3] показал, что в настоящее время для улучшения структуры и свойств сталей широко используют циклическую термическую обработку (ЦТО), которая эффективнее улучшает механические свойства сталей по сравнению с традиционными термическими обработками [2].

В настоящей работе исследования направлены на повышение износостойкости зубьев мелко модульных зубчатых колес из низколегированной стали 65Г с применением ЦТО без изменения химического состава материала зубчатых колес. Положительные результаты достигнуты изменениями структуры материала в результате физических и химических процессов.

При ЦТО интенсифицируются диффузионные превращения при повторном ускоренном нагревании и охлаждении в стадии незаконченной перекристаллизации аустенита и еще несформированного роста зерен. Данный способ обработки основан на получении устойчивого аустенита путем размельчения структурных зерен и перераспределения дислокаций при высоких температурах, достигаемых

индукционным нагреванием (ИН). В результате накопления структурных преобразований и фазовых превращений получали структуру стали, которую нельзя получить традиционными способами термообработки.

Эффективность ЦТО зависит от последовательности операций, числа циклов, скорости нагрева и охлаждения, химического состава стали. Применения ЦТО с полиморфными превращениями и в условиях их отсутствия показали, что при нагревании и охлаждении сталей имеют место фазовые превращения. Для повышения износостойкости низколегированных сталей необходимо оптимизировать режимы ЦТО. Для этих целей исследовали структуры сталей и определяли износостойкость в условиях трения после предварительной ЦТО и последующего ИН образцов.

Материалы и методика исследования

При ЦТО образцы диаметром 20 мм и высотой 7 мм нагревали высокочастотным током продолжительностью от нескольких до 20 с. Для нагрева использовали устройство ЛЗ107, для определения температуры – термопары. Образцы нагревали до температур $T=450, 550$ и $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, после чего их охлаждали. Для этого подавали охлажденный воздух. Повторная фазовая перекристаллизация сталей достигалась нагреванием до температуры $A_{c3} + (30-50)\text{ }^{\circ}\text{C}$. Окончательное нагревание осуществляли при температуре $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$. Далее сталь охлаждали в масле и нагревали до температуры $T=180\text{ }^{\circ}\text{C}$, затем охлаждали подачей воздуха. Окончательное охлаждение стали обеспечивает формирование пластинчатой структуры [7]. Лучший результат был получен ЦТО при $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Металлографический анализ выполняли на ионном хроматографе Metrohm 850 Professional IC (SEM-EDX) и растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10 [5]. Структуру стали изучали с помощью спектрального рентгеновского анализатора Shimadzu [6]. Для получения рентгенограмм использовали излучение железного анода. Ширину рентгеновских линий определяли по графикам, скорректированным аппроксимацией.

Для определения износостойкости измеряли износ при трении образцов стали по неприкрепленным абразивным материалам и по металлу [6].

Важным при ЦТО является обеспечение закалки стали на требуемую глубину и исключение появления окалины на поверхности изделия. Преимуществами данной обработки являются высокая производительность, получение изделия с высокими механическими свойствами, возможность обработки изделий любой формы.

Результаты и обсуждение

Анализ состояния структуры предварительно термически обработанной стали 65Г с помощью ИН при разных температурах (в пределах докритической) после ЦТО показал, что дефектность кристаллической структуры стали мало зависит от температуры и числа циклов [7]. Установлено, что при нагревании выше критической температуры A_{c1} и охлаждении подачей воздуха формировались примерно одинаковые структуры, при этом дефектности были разные.

В табл. 1 приведены значения показателя дефектности β , среднее значение β_{cp} и твердость HRC образцов из стали 65Г после ЦТО, индукционной закалки и отпуска при $T=180\text{ }^{\circ}\text{C}$. Лучшие результаты получены при температуре $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ и числе циклов нагрева $N=3-5$. При других температурах (550 и $700\text{ }^{\circ}\text{C}$) дефектность кристаллического строения была неустойчивой или низкой. Хорошие показатели при $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$ можно объяснить микропластической деформацией в результате быстрого теплообмена при циклическом нагревании. Образование второй фазы обусловлено микропластической деформацией зерен. Вследствие этого имела место интенсификация возникновения дислокаций, причем высокая температура приводит к полигонизации структуры, что обеспечивает ее стабильность, в результате кристаллическая структура материала обладает невысокой дефектностью.

Повторное нагревание выше температуры образования однократной полигонной структуры при высокой плотности дислокаций обеспечивает образование требуемой структуры. При ЦТО сталей при температуре до $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит интенсивная перекристаллизация структуры, при этом полигонная структура не образуется.

Сравнение результатов после ЦТО при температуре $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ и окончательной закалке ИН с результатами традиционной закалки ИН показало, что плотности дислокаций в первом случае повышаются незначительно. При одинаковой твердости ($59-60\text{ HRC}$) разница ширины рентгеновских линий составила $\Delta\beta_{cp} = 5 \cdot 10^{-3}$ рад [8].

Таблица 1. Показатель дефектности β и твердость стали 65Г после ЦТО, индукционной заковки и отпуска при $T=180\text{ }^{\circ}\text{C}$

$T, ^{\circ}\text{C}$	Число циклов	$\beta, 10^{-3}$ рад	$\beta_{\text{ср}}, 10^{-3}$ рад	HRC
450	1	63,40; 64,45; 64,43	66,42	59,5
	3	64,50; 71,68; 70,36	68,91	60,0
	5	73,90; 69,00; 69,50	70,80	59,5
550	1	73,40; 63,90; 62,17	66,49	58,5
	3	67,57; 65,73; 64,98	66,09	59,5
	5	69,48; 64,45; 64,47	69,46	59,0
700	1	71,69; 69,00; 70,45	70,00	59,5
	3	63,66; 64,00; 63,80	63,82	60,0
	5	63,00; 63,00; 63,20	63,70	59,0
800	1	60,50; 60,66; 60,42	60,52	59,0
	3	63,90; 63,94; 63,90	63,91	59,0
	5	60,76; 62,99; 62,90	61,90	59,5
Индукционная заковка $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ + отпуск при $180\text{ }^{\circ}\text{C}$		64,98; 65,12; 64,92	65,01	59,5

Таблица 2. Результаты испытания на износостойкость стали 65Г после термообработки на разных режимах

Термообработка (T , °C)	$\Delta m_{\text{в}}$, мг	$\Delta m_{\text{н}}$, мг	HRC	$m_{\text{ср}}$, мг
Индукционная закалка (900), отпуск (180)	59,07	29,06	53,5–60	89,37
	65,00	28,86	53,5	
	61,53	28,78	58–69	
	58,36	27,34	59	
Три цикла нагревания (450), индукционная закалка (900), отпуск (180)	46,09	22,14	59	66,78
	49,30	23,09	59	
	40,02	24,49	58	
	38,00	24,01	59	
Три цикла нагревания (550), индукционная закалка (900), отпуск (180)	60,33	22,05	59	82,14
	36,01	24,15		
	54,26	25,13		
	59,12	27,02		
Примечание. Δm и $\Delta m_{\text{н}}$ – износы соответственно верхнего и нижнего образцов; $m_{\text{ср}} = (\Delta m_{\text{в}} + \Delta m_{\text{н}})/2$.				

Испытания на износостойкость образцов, прошедших разные режимы обработки, показали аналогичные результаты, что и выводы исследований микроструктур и тонких структур образцов. При ЦТО и ИН в образцах образовалась одинаковая микроструктура, зерна одинаковых размеров, образцы имели одинаковые твердости, отличие заключалось в дефектности кристаллической решетки.

В табл. 2 представлены результаты испытания на износостойкость образцов из стали 65Г после термических обработок на разных режимах.

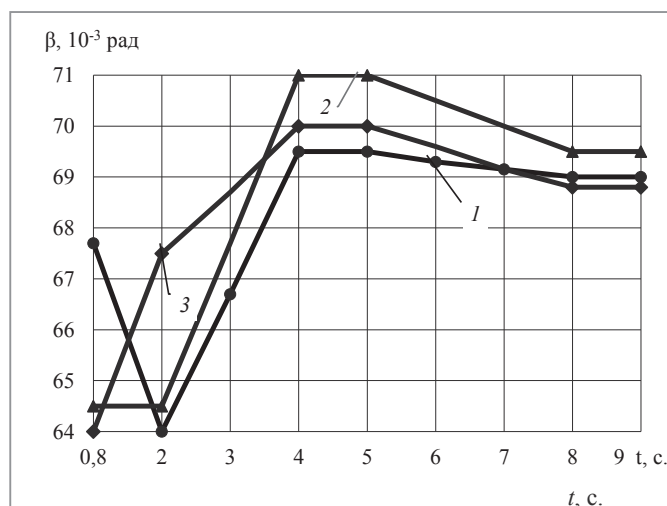
Установлено, что после трех циклов ЦТО при $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждении воздухом, ИН при $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$ и отпуске при $T=180\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 60 мин износостойкость стали 65Г на 25–30% выше по сравнению с износостойкостью образцов, подвергнутых другими видами термической обработки.

Структурный анализ сталей показал, что во всех случаях ЦТО и ИН образуется мартенситная структура, обеспечивающая высокую жесткость материала. Размеры мартенситных пластинок зависят от температуры нагрева при заковке. При ЦТО до температуры $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ размеры аустенитных зерен и мартенситных пластинок не зависели от температуры.

Установлено, что изменение размеров аустенитных зерен оказывает большое влияние на результаты заковки.

Рентгеноструктурный анализ образцов сталей, обработанных ИН при разных температурах, показал, что степень дефектности кристаллической структуры после заковки стали зависит от продолжительности нагрева (см. рисунок). Самый высокий показатель дефектности β структуры наблюдался при продолжительности нагрева $t=4\text{--}5\text{ с}$. Однако эта закономерность может измениться при других размерах изделия.

Полученные результаты сравнивали с показателями образцов из стали 18ХГТ, прошедших нитроцементацию и термообработку.



Зависимость показателя дефектности β стали от времени t термической обработки при $T=870$ °C (1); 900 °C (2); 950 °C (3)

Выводы

Экспериментально был определен оптимальный режим термической обработки зубцов мелко-модульных зубчатых колес из стали 65Г:

1. Циклическое нагревание (число циклов $N=3$) при $T=400\text{--}500$ °C, охлаждение подачей воздуха до температуры $80\text{--}100$ °C; при напряжении на аноде $V_a=6,5$ кВ и силе тока $I_a=5,5$ А сила тока составила $I=0,55$ А, зубья нагревали до $T=450$ °C, время нагревания составило $t=3\text{--}4$ с; время охлаждения воздухом до температуры $T=80\text{--}100$ °C составляло 140 с.

2. Закалка при напряжении на аноде $V_a=9$ кВ и силе тока $I_a=8,5$ А сила тока составила $I=0,8\text{--}1,8$ А, зубья нагревали до $T=900$ °C, время нагревания – 7 с, охлаждающая среда – масло.

3. Нагревание в селитровой ванне до $180\text{--}200$ °C в течение 60 мин, отпуск на воздухе.

При данной обработке средний диаметр аустенитного зерна в середине структуры зубьев зубчатого колеса из стали 65Г составил $d_{cp}=0,055$ мм (5, 6 баллов), в вершине зубьев $d_{cp}=0,0927\text{--}0,0729$ мм (4, 5 баллов), в тонком слое на поверхности зубьев образовалось покрытие с закаленной мартенситной структурой.

Зубья зубчатых колес из стали 65Г, прошедшие ЦТО и ИН, имели износостойкость в 1,3–1,4 раза выше износостойкости зубчатых колес с термообработкой традиционным ИН и в 1,2–1,3 раза выше износостойкости зубьев из нитроцементированной стали 18ХГТ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Structural heredity in the U-6Nb Alloy and Conditions for its Elimination / V. V. Sagaradze, Yu. N. Zuev, S. V. Bondarchuk et. al. // *The Physics of Materials and Metallography*. 2013. Vol. 114. N. 4. P. 299–307.
2. Structural heredity in low-carbon martensitic steels / S. S. Yugai, L. M. Kleiner, A. A. Shatsov, N. N. Mitrokhovich // *Metall Sciens and teat treatment*. 2004. Vol. 46. N. 11, 12. P. 539–542.
3. Бердиев Д. М., Юсупов А. А. Повышение износостойкости зубьев зубчатых колес циклической закалкой с индукционным нагреванием // *Вестник машиностроения*. 2020. № 3. С. 50–53.
4. Батаев В. А., Батаев А. А., Алхимов А. П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей. М.: Наука, 2007. 224 с.
5. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 1994. 328 с.
6. Гаркунов Д. Н. Триботехника. М.: МСХА, 2005. 356 с.
7. Бердиев Д. М., Юсупов А. А. Повышение износостойкости стальных изделий методом нестандартных режимов термической обработки // *Литье и металлургия*. 2021. № 2. С. 100–104.
8. Бердиев Д. М., Умарова М. А., Тошматов Р. К. Особенности фазовых и структурных превращений конструкционных сталей при нетрадиционных режимах термической обработки // *Вестник машиностроения*. 2020. № 10. С. 63–65.

REFERENCES

1. Sagaradze V. V., Zuev Yu. N., Bondarchuk S. V. et al. Structural heredity in the U-6Nb Alloy and Conditions for its Elimination. *The Physics of Materials and Metallography*, 2013, vol. 114, no. 4, pp. 299–307.
2. Yugai S. S., Kleiner L. M., Shatsov A. A., Mitrokhovich N. N. Structural heredity in low-carbon martensitic steels. *Metall Sciens and teat treatment*, 2004, vol. 46, no. 11, 12, pp. 539–542.

3. **Бердиев Д.М., Юсупов А.А.** Povyshenie iznosostoykosti zubev zubchatix koles siklicheskoy zakalkoy s induksionnim nagrevaniem [Improving the wear resistance of gear teeth by cyclic hardening with induction heating]. *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of Mechanical Engineering*, 2020, no. 3, pp. 50–53.
4. **Bataev V.A., Bataev A.A., Alximov A.P.** *Metodny strukturnogo analiza materialov i kontrolya kachestva detaley* [Methods of structural analysis of materials and quality control of parts]. Moscow, Nauka Publ., 2007, 224 p.
5. **Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastvorguev L.N.** *Rentgenograficheskiy i elektronno-opticheskiy analiz* [X-ray and electron-optical analysis]. Moscow, MISIS Publ., 1994. 328 p.
6. **Garkunov D.N.** *Tribotexnika*. Moscow, MSXA Publ., 2005, 356 p.
7. **Berdiev D.M., Yusupov A.A.** Povyshenie iznosostoykosti stal'nyh izdelij metodom nestandartnyh rezhimov termicheskoy obrabotki [Improving the wear resistance of steel products by using non-standard heat treatment modes]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 100–104.
8. **Berdiev D.M., Umarova M.A., Toshmatov R.K.** Osobennosti fazovyh i strukturnykh prevrashhenij konstrukcionnyh stalej pri netradicionnyh rezhimakh termicheskoy obrabotki [Features of phase and structural transformations of structural steels under non-traditional heat treatment modes]. *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of Mechanical Engineering*, 2020, no. 10, pp. 63–65.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-128-131>
УДК 541.183

Поступила 20.08.2022
Received 20.08.2022

ОЦЕНКА УЩЕРБА ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЕ, НАНОСИМОГО ПРИ ХРАНЕНИИ ШЛАКОВ ВТОРИЧНОЙ ПЕРЕРАБОТКИ АЛЮМИНИЯ

С. В. МАРЦЕВА, И. Л. КУЛИНИЧ, А. С. ПАНАСЮГИН, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: niilogaz@tut.by

На основании эмпирических данных, удельных ставок экологического налога на выброс загрязняющих веществ в атмосферу, утвержденных налоговым кодексом РБ, и термодинамических расчетов было определено ориентировочное удельное соотношение продуктов гидролиза и продуктов их термического окисления, образующихся при воздействии влажной атмосферы на алюминиевые шлаки.

Показано, что ущерб от загрязнения атмосферного воздуха предприятием по переработке алюминия мощностью 200 тыс. т может составлять от 0,66 до 52,7 млн. у. е., т. е. в зависимости от территориального расположения источника загрязнения для одного и того же вещества размер ущерба может увеличиваться до 80 раз.

Ключевые слова. Вторичная переработка алюминия, шлаки, вредные вещества экологические налоги.

Для цитирования. Марцева, С. В. Оценка ущерба окружающей среде, наносимого при хранении шлаков вторичной переработки алюминия / С. В. Марцева, И. Л. Кулинич, А. С. Панасюгин // *Литье и металлургия*. 2022. № 4. С. 128–131. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-128-131>.

ASSESSMENT OF ENVIRONMENTAL DAMAGE CAUSED BY THE STORAGE OF ALUMINUM RECYCLING SLAG

S. V. MARTSEVA, I. L. KULINICH, A. S. PANASYUGIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: niilogaz@tut.by

Based on the empirical data, specific rates of ecological tax for the emission of pollutants into the atmosphere, approved by the tax code of Belarus and thermodynamic calculations the approximate specific ratio of hydrolysis products and products of their thermal oxidation, formed by exposure to humid atmosphere on the aluminum slag was determined.

The work shows that the damage from atmospheric pollution by an aluminum recycling plant with a capacity of 200 thousand tons can be from 0.66 to 52.7 million U.S. dollars, that is, depending on the territorial location of the pollution source for the same substance, the damage may be increased by up to 80 times.

Keywords. Recycling of aluminum, slags, harmful substances environmental taxes.

For citation. Martseva S. V., Kulinich I. L., Panasyugin A. S. Assessment of environmental damage caused by the storage of aluminum recycling slags. *Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 128–131. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-128-131>.

Вторичная переработка алюминия осложнена образованием шлака. В зависимости от качества вторичного сырья шлаковая фаза может составлять 9–18% от массы расплавленного алюминия. Чем больше шлакообразование, тем больше потерь алюминия как в виде металлического алюминия, снятого вместе со шлаком, так и в виде оксида алюминия.

Значительное количество соединений алюминия, способных к гидролизу во влажной атмосфере воздуха, таких, как нитриды, сульфиды и карбиды, выявляются при рентгеноструктурном анализе отвалных шлаков. В среднем нитрид алюминия составляет около 1/3 неметаллической и несолевой составляющей шлаков. На практике наличие нитридов, сульфидов и карбидов алюминия в дождливую погоду проявляется в виде выделений в атмосферу аммиака, ацетилена, пропана или сероводорода, что в совокупности и является причиной появления специфического запаха. Реакции, приведенные ниже, сопровождаются большим выделением тепла и нагревом шлака.

Рассматриваемая проблема очень актуальна для вторичной переработки алюминиевого лома.

Цель данной работы – определение экономического ущерба за выброс в атмосферу загрязняющих веществ при хранении шлаков вторичной переработки алюминия предприятиями мощностью до 200 тыс. т алюминиевых сплавов в год.

На рис. 1 приведена общая схема процессов гидролиза шлаков после вторичной переработки алюминия во влажной атмосфере.

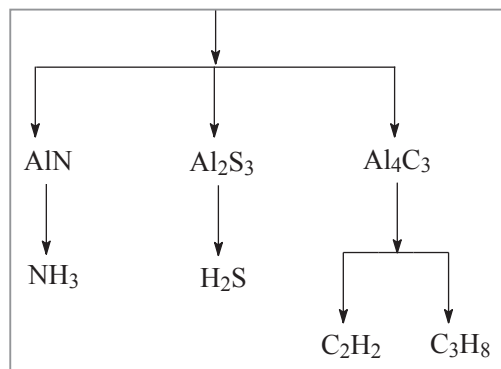
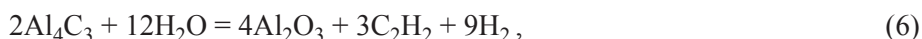
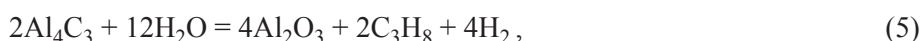


Рис. 1. Общая схема процессов гидролиза шлаков после вторичной переработки алюминия во влажной атмосфере.
Переработка Al – 200 тыс. т, шлак – 12 %

По данным работ [1–3], в температурном интервале 400–800 °С расплавленный алюминий вступает во взаимодействие с компонентами воздуха и печной атмосферы, которые описываются следующими возможными химическими реакциями:



Ранее в работах [4,5] рассмотрена возможность протекания процесса гидролиза образовавшихся продуктов, которые можно описать следующими химическими превращениями:



Как показано в работе [6], процессы гидролиза выгодны с точки зрения термодинамики. Значения ΔG находятся в интервале от –78,2 до –757,7 kCal/mol.

В настоящей работе для расчета ущерба использовали укрупненный метод оценки экономического ущерба от загрязнения атмосферы, основанный на использовании удельных величин ущерба на единицу выбросов загрязняющих веществ, приведенной массы выбросов в год и основных факторов, характеризующих вредность выброса, зависящих от высоты источника, дисперсности и теплового режима выбросов [7].

Экономическая оценка ущерба Y (руб., у.е. (\$) / год), наносимого выбросами загрязняющих веществ в атмосферный воздух, для отдельного источника определялась по формуле:

$$Y = y\sigma \sum_{i=1}^n f_i M_i, \quad (8)$$

где y – удельный ущерб от выброса в атмосферу одной условной тонны загрязняющего вещества (в ценах 2022 г., 1 у.е. (\$) была равна 2,8 руб.) [7]; σ – показатель относительной опасности загрязнения атмосферного воздуха определялся в зависимости от типа территории; f_i – поправка, учитывающая характер рассеивания i -й примеси в атмосфере, которую принимали максимальной и равной 10; i – вид загрязняющего вещества ($i = 1, 2, 3, \dots, n$); M_i – приведенная масса годового выброса i -го загрязнителя из источника, усл. т/год:

$$M_i = A_i m_i, \quad (9)$$

где m_i – масса годового выброса примеси i -го вида в атмосферу, т/год; A_i – показатель относительной опасности примеси i -го вида, усл. т/т, зависящий от загрязняющего вещества.

В таблице приведена динамика изменения ставок экологического налога в период 2016–2022 г.

Динамика изменения ставок экологического налога на выбросы в атмосферу в период 2016–2022 гг.

Год	Класс опасности, руб. РБ		
	2	3	4
2016	683	226	112
2017	770	254	126
2018	826	273	136
2019	870	283	143
2020	914	302	150
2021	964	318	158
2022	1034	342	170

При расчетах учитывали следующее: количество образующегося шлака (12 %) и безвозвратные потери металлического алюминия за счет образования соединений алюминия не поддающихся восстановлению, составляющих по отношению к его остаточному содержанию в шлаке (22 %) были приняты как усредненные данные, полученные эмпирическим путем на основании наблюдений за указанными выше показателями на различных предприятиях СНГ.

На рис. 2 показано изменение удельного размера ущерба от загрязнения атмосферного воздуха в зависимости от категории территории, на которую оно распространяется.

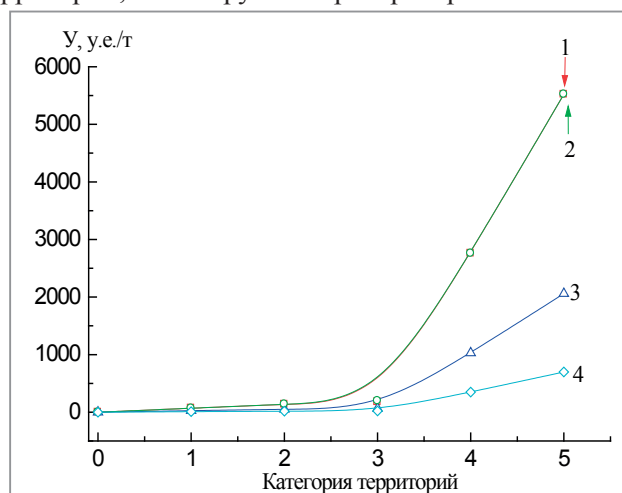


Рис. 2. Зависимость удельного размера ущерба от загрязнения атмосферного воздуха от категории территории:

1 – прочие районы; 2 – леса; 3 – пашни; 4 – территория промышленных предприятий; 5 – природоохранные зоны и зоны отдыха.

Кривые соответствуют: 1 – оксиды азота; 2 – сероводород; 3 – аммиак; 4 – серы диоксид

Как видно из рисунка, для одних и тех же вредных веществ удельный размер ущерба в зависимости от месторасположения источника выделения загрязнений меняется в несколько раз. Наиболее наглядно данная тенденция видна на схеме 1, где категории территории соответственно обозначены: 1 – прочие районы; 2 – леса; 3 – пашни; 4 – территория промышленных предприятий; 5 – природоохранные зоны и зоны отдыха.

Оксиды азота, у.е.	69(1)	→ 140(2)	→ 173(3)	→ 2760(4)	→ 5520(5);
Сероводород, у.е.	69(1)	→ 140(2)	→ 173(3)	→ 2760(4)	→ 5520(5);
Аммиак, у.е.	25,7(1)	→ 54,5(2)	→ 64,3(3)	→ 1030(4)	→ 2060(5);
Серы диоксид, у.е.	8,7(1)	→ 17,5(2)	→ 21,8(3)	→ 350(4)	→ 700(5).

Схема 1. Зависимость удельного размера ущерба от месторасположения источника выделения загрязнений в абсолютных значениях для продуктов гидролиза и продуктов их термического окисления, образующихся при воздействии влажной атмосферы на алюминиевые шлаки

Данные по кратности удельного размера ущерба представлены на схеме 2, где в качестве единицы кратности взяты значения размера ущерба для первой категории территорий. Категории территорий:

1 – прочие районы; 2 – леса; 3 – пашни; 4 – территория промышленных предприятий; 5 – природоохранные зоны и зоны отдыха.

Оксиды азота, у.е.	1(1) → 2,01(2) → 2,51(3) → 40(4) → 80(5);
Сероводород, у.е.	1(1) → 2,01(2) → 2,51(3) → 40(4) → 80(5);
Аммиак, у.е.	1(1) → 2,12(2) → 2,5(3) → 40,1(4) → 80,2(5);
Серы диоксид, у.е.	1(1) → 2,01(2) → 2,51(3) → 40,2(4) → 80,4(5).

Схема 2. Зависимость возрастания удельного размера ущерба от месторасположения источника выделения загрязнений для продуктов гидролиза и продуктов их термического окисления, образующихся при воздействии влажной атмосферы на алюминиевые шлаки

Таким образом, в зависимости от территориального расположения источника загрязнения для одного и того же вещества размер ущерба может увеличиваться до 80 раз.

На основании эмпирических данных и термодинамических расчетов было определено примерное удельное соотношение продуктов гидролиза и продуктов их термического окисления, образующихся при воздействии влажной атмосферы на алюминиевые шлаки.

Расчет ущерба был произведен для предприятия, занимающегося вторичной переработкой алюминия, мощностью выпуска 200 тыс. т в год в зависимости от типа территорий, над которыми распространяется выброс.

Следовательно, экономическая оценка ущерба окружающей среде предприятием по переработке алюминия мощностью 200 тыс. т может составлять от 0,66 до 52,7 млн. у.е., т.е. в зависимости от территориального расположения источника загрязнения для одного и того же вещества размер ущерба может увеличиваться до 80 раз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Худяков И. Ф., Дорошевич А. П., Карелов С. В. *Металлургия вторичных цветных сплавов*. М.: Metallurgia, 1987.
2. Tayibi H., Perez C., Lopez F., Lopez-Delgado A. Evolucion de las propiedades mecanicas de un residuo de la metalurgia secundaria aluminio estabilizado con yeso // Rev. met. CENIM. 2005. Vol. 41. No 4. P. 280–285.
3. Tschischewski N. The Occurrence and Influence on Nitrogen on Iron and Steel, JL. Iron and Steel Inst., 1915.
4. Добаткин В. И., Габидулин Р. М., Колачев Б. А., Макаров Г. С. Газы и окислы в алюминиевых деформированных сплавах. М.: Metallurgia, 1976.
5. Корне Клаус. Рециклинг алюминия: от исходного материала до готового сплава. М.: АСТШ, 2003.
6. Панасюгин А. С., Белый А. О., Михалеп Д. П., Павловский Н. Д., Панасюгин С. А. Причины вторичных загрязнений атмосферы при хранении алюминиевых шлаков: Сб. докл. 19-й междунар. науч.-техн. конф. «Экологическая и техногенная безопасность. Охрана воздушного и водного бассейнов. Утилизация отходов». 06–10 июня 2011 г. г. Бердянск. С. 476–481.
7. Временная типовая методика определения экономической эффективности природоохранных мероприятий и оценки экономического ущерба, причиняемого народному хозяйству загрязнением окружающей среды. М.: Экономика, 1986.
8. Сарсенов А. М., Естекова К. Ж., Тулегенова Д. Т. Адаптированная оценка экономического ущерба от загрязнения атмосферы // Геология, география и глобальная энергетика. 2010. № 2 (37).

REFERENCES

1. Hudjakov I. F., Doroshevich A. P., Karelov S. V. *Metallurgija vtorichnyh cvetnyh splavov* [Metallurgy of secondary non-ferrous alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1987.
2. Tayibi H., Perez C., Lopez F., Lopez-Delgado A. Evolucion de las propiedades mecanicas de un residuo de la metalurgia secundaria aluminio estabilizado con yeso. Rev. met. CENIM, 2005, vol. 41, no. 4, pp. 280–285.
3. Tschischewski N. The Occurrence and Influence on Nitrogen on Iron and Steel, JL. Iron and Steel Inst., 1915.
4. Dobatkin V. I., Gabidulin R. M., Kolachev B. A., Makarov G. S. *Gazy i okisly v aljuminievyh deformirovannyh splavah* [Gases and oxides in wrought aluminum alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1976.
5. Korne Klaus. *Recikling aljuminija: ot ishodnogo materiala do gotovogo splava* [Aluminum recycling: from raw material to finished alloy]. Moscow, ASTSh Publ., 2003.
6. Panasyugin A. S., Belyj A. O., Mihalap D. P., Pavlovskij N. D., Panasyugin S. A. Prichiny vtorichnyh zagrjaznenij atmosfery pri hranenii aljuminievyh shlakov [Causes of secondary air pollution during storage of aluminum slags]. *Sbornik dokladov 19-mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Jekologicheskaja i tehnogennaja bezopasnost'. Ohrana vozdushnogo i vodnogo bassejnov. Utilizacija othodov» 06–10 ijunya 2011g. Berdjansk, Ukraina = Collection of reports of the 19th international scientific and technical conference "Environmental and technogenic safety. Protection of air and water basins. Waste disposal" June 06–10, 2011, Berdyansk*. 2011, pp. 476–481.
7. *Vremennaja tipovaja metodika opredelenija jekonomicheskoy jeffektivnosti prirodoohrannyh meroprijatij i ocenki jekonomicheskogo ushherba, prichinjaemogo narodnomu hozjajstvu zagrjazneniem okružhajushhej sredy* [Temporary standard methodology for determining the economic efficiency of environmental protection measures and assessing the economic damage caused to the national economy by environmental pollution]. Moscow, Jekonomika Publ., 1986.
8. Sarsenov A. M., Estekova K. Zh., Tulegenova D. T. Adaptirovannaja ocenka jekonomicheskogo ushherba ot zagrjaznenija atmosfery [Adapted estimate of economic damage from atmospheric pollution]. *Geologija, geografija i global'naja jenergetika = Geology, geography and global energy*, 2010, no.2 (37).



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-132-136>
УДК 621.74:658.382

Поступила 14.11.2022
Received 14.11.2022

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ЗАПЫЛЕННОСТИ ВОЗДУШНОЙ СРЕДЫ РАБОЧИХ ЗОН ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХОВ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, М. А. САДОХА, Т. П. КОТ, А. А. НОВИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: cadoxa@rambler.ru

Содержание вредных веществ в воздушной среде является важным параметром условий труда литейщиков. Из-за особенностей технологии в литейном цеху имеется много источников интенсивного пылевыведения. Распределение концентраций пыли в атмосфере цехов определяли из уравнения баланса пыли в помещении цеха. Показана возможность получения расчетным путем объективной картины распределения запыленности на различных участках литейных цехов. Для определения плотности и доли частиц пыли на различных участках литейных цехов использовали данные исследований. Результаты проведенных теоретических расчетов показывают, что в литейных цехах эффективным средством уменьшения запыленности воздуха рабочих зон является улавливание пыли.

Ключевые слова. Вредные вещества, связующие, воздух рабочей зоны, содержание вредного вещества, меры безопасности.
Для цитирования. Лазаренков, А. М. Методика оценки запыленности воздушной среды рабочих зон литейных цехов / А. М. Лазаренков, М. А. Садоха, Т. П. Кот, А. А. Новик // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 132–136. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-132-136>.

METHODOLOGY FOR ASSESSING THE DUSTINESS OF THE AIR ENVIRONMENT OF THE WORKING AREAS OF FOUNDRIES

A. M. LAZARENKOV, M. A. SADOKHA, T. P. KOT, A. A. NOVIK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: cadoxa@rambler.ru

The content of harmful substances in the air is an important parameter of the working conditions of foundry workers. Due to the peculiarities of the technology, there are many sources of intense dust emission in the foundry. The distribution of dust concentrations in the atmosphere of the workshops was determined from the equation of the dust balance in the workshop room. The possibility of obtaining by calculation an objective picture of the distribution of dust in various sections of foundries is shown. Data from various studies were used to determine the density and dust at various sites of foundries. The results of the theoretical calculations show that in foundries, dust capture is an effective means of reducing the dustiness of the air of working areas.

Keywords. Harmful substances, binders, working area air, harmful substance content, safety measures.

For citation. Lazarenkov A. M., Sadokha M. A., Kot T. P., Novik A. A. Methodology for assessing the dustiness of the air environment of the working areas of foundries. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 132–136. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-132-136>.

Одним из основных параметров условий труда работающих в литейных цехах является содержание вредных веществ в воздушной среде, входящих в комплекс производственных факторов и оказывающих влияние на состояние условий труда литейщиков и их организм.

Широкое использование в литейных цехах сыпучих материалов (песков, глин и др.) приводит к выделению в воздушную среду пыли. Основным способом литья по-прежнему остается литье в песчаные формы. Технологические процессы по переработке формовочных масс связаны с многократными транспортными операциями песчаных масс (перегрузка, загрузка, выгрузка, транспортирование и т. п.). При этом основным внутрицеховым видом транспорта является конвейер как наиболее экономичный и удобный в эксплуатации. В то же время процессы переработки сыпучих масс с использованием конвейерных линий – это интенсивные источники пылевыведения. Одной из распространенных причин истечения запыленных потоков из полостей технологического оборудования и укрытий является возникновение в них избыточных давлений, что приводит к высокой запыленности помещений участков литейных цехов.

Вследствие значительной подвижности воздуха на участках литейных цехов распределение концентраций пыли в атмосфере цехов можно считать равномерным. Это подтверждается имеющимися

исследованиями [1–4]. Тогда концентрация пыли в воздушной среде определяется из уравнения баланса пыли в помещении цеха (рис. 1):

$$V \frac{dC}{dt} = L_{\text{пр}} C_{\text{пр}} + (G_1 + G_2 + \dots + G_n) - L_{\text{yx}} C_{\text{yx}} - L_{\text{в}} C_{\text{в}} - K v_s V C, \quad (1)$$

где C – концентрация пыли в воздушной среде помещения в момент времени t , мг/м³;

$C_{\text{пр}}$ – концентрация пыли в приточном воздухе, мг/м³;

C_{yx} – концентрация пыли в уходящем из цеха воздухе за счет естественной вентиляции, мг/м³;

$C_{\text{в}}$ – концентрация пыли в воздухе, удаляемом вытяжной вентиляцией, мг/м³;

$L_{\text{пр}}$ – объем приточного воздуха, м³/ч;

L_{yx} – объем уходящего воздуха, м³/ч;

$L_{\text{в}}$ – объем воздуха, удаляемого от местного отсоса вытяжной системой м³/ч;

$G_1, G_2, \dots, G_n$ – интенсивность источников пылевыведения в цехе, мг/ч;

K – коэффициент седиментации пыли, 1/м;

v_s – скорость витания частиц пыли;

V – объем помещения, м³.

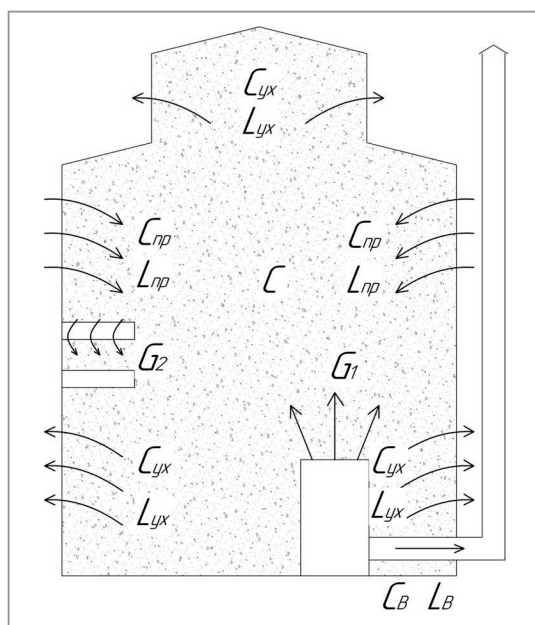


Рис. 1. Схема помещения участка цеха с источниками выделения пыли

Принимая во внимание факт, что запыленный воздух от источника, удаляемый местной вытяжной вентиляцией, не попадает в пространство участка литейного цеха в уравнении (1) $L_{\text{в}} C_{\text{в}}$ не учитываем.

Тогда уравнение (1) принимает вид

$$V \frac{dC}{dt} = L_{\text{пр}} C_{\text{пр}} + G - L_{\text{yx}} C_{\text{yx}} - K v_s V C. \quad (2)$$

Разделив обе части уравнения на V , получим

$$\frac{dC}{dt} = K_p C_{\text{пр}} + \hat{C} - C_{\text{yx}} \frac{L_{\text{yx}}}{V} - K v_s C, \quad (3)$$

где $\hat{C} = G/V$ – удельное пылевыведение в помещении цеха, мг/м³ч;

$K_p = L_{\text{пр}}/V$ – кратность воздухообмена в помещении, 1/ч.

Введем следующие обозначения:

$$m = \hat{C} + K_p C_{\text{пр}} - C_{\text{yx}} \frac{L_{\text{yx}}}{V},$$

$$n = K v_s.$$

Тогда уравнение (3) принимает вид:

$$\frac{dC}{dt} = m - nC.$$

Общее решение этого уравнения имеет вид

$$C = \frac{1}{n} \left[m + (nC_0 - m)e^{-n(t-t_0)} \right], \quad (4)$$

где C_0 – начальная концентрация пыли в воздухе участка цеха при $t = t_0$, мг/м³.

Величины L_{yx} и C_{yx} определяли экспериментально при исследовании выбросов вредных веществ в атмосферу через светоаэрационные фонари и другие устройства (естественная общеобменная вентиляция). Кратность воздухообмена K_p в помещениях участков литейных цехов принималась равной действующим системам вентиляции.

Для определения интенсивности осаждения пыли G использовали результаты работ [2, 4], экспериментальные исследования которых показали, что интенсивность осаждения пыли можно считать прямо пропорциональной массе пыли, взвешенной в воздухе:

$$G = K_o m_b = K_o V C_i, \quad (5)$$

где G – интенсивность осаждения пыли, мг/ч;

K_o – коэффициент осаждения, 1/ч;

V – внутренний объем помещения, м³;

m_b – масса пыли, находящейся внутри помещения во взвешенном состоянии, мг;

C_i – концентрация пыли, мг/м³ (определяли экспериментально при протекании технологических процессов).

Величина K_o может быть рассчитана по формуле [5]:

$$K_o = \frac{S}{V\sigma}, \quad (6)$$

где $\sigma = \sum_{i=1}^n \Delta D_i / v_{Si}$.

Здесь ΔD_i – доля частиц i -й фракции; v_{Si} – средняя скорость витания частиц i -й фракции, м/с; V – объем здания, м³; S – площадь здания, м².

Скорость витания пылевых частиц определяли по номограммам [6, 7], которые распространяются на частицы диаметром до 300 мкм и учитывают плотность частиц и динамическую вязкость воздушной среды при различных температурах.

Скорость витания можно определить и по формуле Стокса:

$$v_s = \frac{d^2 (\rho_{\pi} - \rho_b) g}{18\mu_b}, \quad (7)$$

где d – диаметр частиц, мкм;

ρ_{π} , ρ_b – плотность частицы пыли и окружающей среды, Н/м³;

g – ускорение силы тяжести, м/с²;

μ_b – динамическая вязкость воздуха при давлении 1000 ГПа, 10⁶ Па·с.

Однако проведенные расчеты показали, что для частиц диаметром до 60 мкм скорости витания, полученные по формуле (7) и номограмме, отличаются незначительно, а для частиц размером более 60 мкм разница в полученных значениях v_s составляет от 3 до 6 раз. Поэтому при определении скорости витания частиц разного диаметра использовали номограммы.

Для определения плотности и доли частиц пыли на различных участках литейных цехов использовали результаты исследований, проведенных ГПИ «Сантехпроект», Одесским СПКИ и Запорожским филиалом НИИОГАЗ [8].

Для расчета концентрации пыли на участках литейных цехов использовали программу расчета по уравнению (4). В программе предусмотрен расчет концентраций пыли для воздуха рабочей зоны, которую приняли высотой от 1 до 2 м от уровня пола или площадки, т.е. в зоне дыхания работающих в положении стоя или сидя (рис. 2). На частицы пыли, выделяемые источником, действуют две составляющие: скорость витания v_s и скорость воздуха на участке v_b , дающие результирующую $\vec{v}$, которая определяет их перемещение в пространстве участка. Значения v_b в расчетах принимали равными средним значениям скоростей движения воздуха на участках литейных цехов, определенным экспериментально при исследовании микроклимата. При этом считали, что эти скорости учитывают подвижность воздуха от окон, въездных ворот и конвективных потоков от источников тепла.

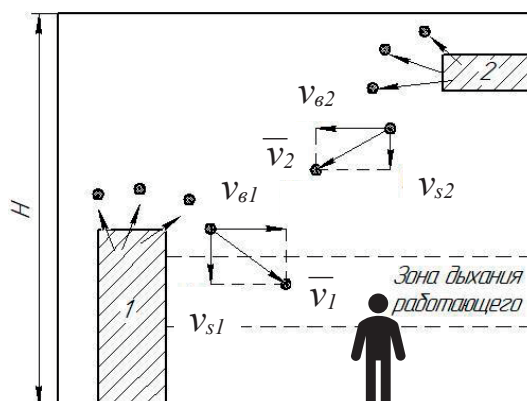


Рис. 2. Схема расчета концентраций пыли в рабочей зоне участков литейных цехов:
 $1, 2$ – источники пылевыведения; H – высота помещения; ● – частицы пыли; v_s – скорость витания частиц;
 v_v – скорость движения воздуха в помещении; $\vec{v}$ – скорость перемещения частицы в воздушном потоке

Результатом расчета является определение содержания частиц в зоне дыхания, т.е. тех, которые достигли отметки 2 м по высоте за вычетом частиц ниже уровня 1 м.

Выброс пыли источником принимается постоянным или периодическим в зависимости от режима работы используемого на участке оборудования. Например, при работе бегунов выброс происходит в течение цикла смешивания сухих компонентов и повторяется через определенное время при следующем замесе.

Для получения наглядной картины с запыленностью участка цеха в программе предусмотрен расчет концентраций пыли в различных точках помещения, причем при достижении частиц от различных источников пылевыведения одной точки их концентрации суммируются (рис. 3).

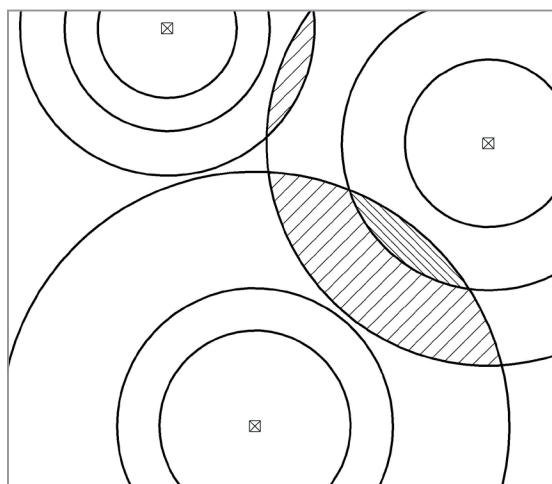


Рис. 3. Схема расчета концентраций пыли по участку литейного цеха:
 ☒ – источники пылевыведений; / – линия концентрации пыли; // – зоны суммирования концентрации пыли

Таким образом, можно получить распределение пыли по помещению участка литейного цеха во времени. Тем более, что при постоянном или циклическом выбросе пыли картина должна быть отличной, так как в первом случае имеет место постоянное наращивание концентрации пыли, а во втором – снижение ее до какой-то концентрации, затем возрастание и т.д.

В качестве примера была получена карта распределения пыли по участку литейного цеха, выбранного в качестве объекта для исследований, где замеры концентраций пыли уже проводили. Распределение пыли на рабочих местах данного участка, полученное расчетным путем, сравнивали с экспериментальными данными при аналогичных условиях, которое показало достаточную сходимость результатов. Однако рассматриваемая картина распределения верна только для определенного момента времени, когда все источники данного участка работают одновременно. В дальнейшем происходит быстрое перемешивание и выравнивание концентраций пыли по всему объему данного помещения за счет значительных скоростей воздушных потоков, что необходимо учитывать при разработке путей уменьшения запыленности воздуха рабочих зон участков литейных цехов (локализация выбросов у источника их выделения).

Таким образом, полученные результаты показывают возможность получения расчетным путем более объективной картины с запыленностью на участках литейных цехов, так как при расчетах учитывается время начала и окончания работы каждого источника пылевыведения. При этом можно осуществлять расчет концентраций пыли для любого времени работы участка, так как практически все оборудование литейных цехов работает не постоянно, а в циклическом режиме, а замеры концентраций пыли осуществляются, как правило, при протекании более пыльных операций технологических процессов. Поэтому в публикациях отмечаются значительные концентрации пыли на многих рабочих местах литейных цехов [9].

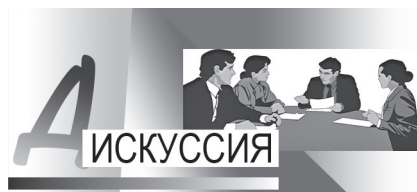
Результаты проведенных теоретических расчетов показывают, что в рассматриваемых литейных цехах с действующими технологическими процессами эффективным средством уменьшения запыленности воздуха рабочих зон является улавливание пыли правильно рассчитанной, спроектированной и установленной системой местной вытяжной вентиляции у источников интенсивного пылевыведения с учетом дисперсности пыли.

ЛИТЕРАТУРА

1. Коптев Д. В. К вопросу об организации воздухообмена в цехах с пылевыведениями // ВЦИОТ ВЦСПС. 1975. Вып. 96. С. 14–21.
2. Минко В. А., Шаптала В. Г., Подгорный Н. Н. Определение интенсивности выделения пыли и кратности воздухообмена в цехах силикатного кирпича // Строительные материалы. 1979. № 9. С. 22–23.
3. Коптев Д. В. К вопросу о рециркуляции воздуха при использовании обеспыливающих устройств // ВЦИОТ ВЦСПС. 1971. Вып. 72. С. 24–26.
4. Минко, В. А. Обеспыливание в литейных цехах машиностроительных предприятий / В. А. Минко, М. И. Кулешов, Л. В. Плотнокова. М.: Машиностроение, 1987. 224 с.
5. Шаптала В. Г., Подгорный Н. Н. Исследование дисперсного состава и интенсивности осаждения витающей пыли // Использование нерудных ресурсов железорудных предприятий для производства строительных материалов. МИСИ и БТИСМ. 1983. С. 79–86.
6. Пирумов А. И. Обеспыливание воздуха. М.: Стройиздат, 1981. 296 с.
7. Старк С. Б. Пылеулавливание и очистка газов в металлургии. М.: Металлургия, 1977. 328 с.
8. Пухиря В. И., Лебедюк Г. К., Вихарев А. Ф. Состав и обезвреживание пылегазовых выбросов литейных цехов // Санитарно-гигиенические и экологические проблемы в литейном производстве: Тез. докл. конф. 2–4.12.1980 г. М., 1981. С. 93–98.
9. Лазаренков, А. М. Исследование воздуха рабочих зон литейных цехов / А. М. Лазаренков // Литье и металлургия. 2019, № 2. С. 138–142.

REFERENCES

1. Koptev D. V. K voprosu ob organizacii vozduhoobmena v cehah s pylevydelenijami [On the issue of organizing air exchange in workshops with dust emissions]. *VCIOT VCSPS = VCIOT VCSPS*, 1975, vyp. 96, pp. 14–21.
2. Minko V. A., Shaptala V. G., Podgornij N. N. Opredelenie intensivnosti vydelenija pyli i kratnosti vozduhoobmena v cehah silikatnogo kirpicha [Determination of the intensity of dust emission and the frequency of air exchange in sand-lime brick workshops]. *Stroitel'nye materialy = Construction Materials*, 1979, no. 9, pp. 22–23.
3. Koptev D. V. K voprosu o recirkuljacii vozduha pri ispol'zovanii obespylivajushhih ustrojstv [On the issue of air recirculation when using dedusting devices]. *VCIOT VCSPS = VCIOT VCSPS*, 1971, vyp. 72, pp. 24–26.
4. Minko V. A., Kuleshov M. I., Plotnikova L. V. *Obespylivanie v litejnyh cehah mashinostroitel'nyh predpriyatij* [Dedusting in foundries of machine-building enterprises]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1987, 224 p.
5. Shaptala V. G., Podgornij N. N. Issledovanie dispersnogo sostava i intensivnosti osazhdenija vitajushhej pyli [Investigation of the dispersed composition and intensity of the deposition of floating dust]. *Ispol'zovanie nerudnyh resursov zhelezorudnyh predpriyatij dlja proizvodstva stroitel'nyh materialov = Use of non-metallic resources of iron ore enterprises for the production of building materials*, MISI i BTISM Publ., 1983, pp. 79–86.
6. Pirumov A. I. *Obespylivanie vozduha* [Air dedusting]. Moscow, Strojizdat Publ., 1981, 296 p.
7. Stark S. B. *Pyleulavlivanie i ochistka gazov v metallurgii* [Dust collection and gas purification in metallurgy]. Moscow, Metallurgija Publ., 1977, 328 p.
8. Puhirja V. I., Lebedjuk G. K., Viharev A. F. Sostav i obezvrezhivanie pylegazovyh vybrosov litejnyh cehov [Composition and neutralization of dust and gas emissions from foundries]. *Sanitarно-gigienicheskie i jekologicheskie problemy v litejnom proizvodstve = Sanitary-hygienic and environmental problems in the foundry industry*. Moscow, 1981, pp. 93–98.
9. Lazarenkov A. M. Issledovanie vozduha rabocih zon litejnyh cehov [Study of the air in the working areas of foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2, pp. 138–142.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-137-138>

Поступила 15.11.2022

Received 15.11.2022

О МЕТОДЕ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ЗВУКОВОГО УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

В. Ю. СТЕЦЕНКО, г. Могилев, Беларусь. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

ABOUT THE METHOD OF AERODYNAMIC SOUND HARDENING OF CERAMIC HARD ALLOYS

V. Yu. STETSENKO, Mogilev, Belarus. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

Акустическое упрочнение сплавов является динамическим воздействием звуковой волны, повышающим плотность дислокаций. Известен метод ультразвукового упрочнения металлокерамических твердых сплавов (МТС), которое происходит за счет наклепа от воздействия ультразвука [1]. Наклеп, как известно, повышает плотность дислокаций в сплавах. При этом происходит искажение их кристаллических решеток, препятствующих перемещению дислокаций.

В последнее время появился новый акустический метод воздействия на свойства МТС, называемый «аэродинамическим звуковым упрочнением» (АДУ), который повышает ресурс работы режущего инструмента из МТС в условиях ударных нагрузок (прерывистого резания) [2, 3]. Метод АДУ осуществляется следующим образом: образцы из МТС нагревают до 0,3 от температуры спекания сплава и обрабатывают в специальной камере звуковой волной (звуком) частотой 140–170 Гц [3]. При этом, согласно расчетной формуле, лежащей в основе математической модели метода АДУ, на атом МТС при звуковых частотах 148, 159 Гц выделяется тепловая энергия $(2,5–11,1) \cdot 10^{-18}$ Дж [3]. При частоте 159 Гц для атома кобальта эта энергия составляет $5,3 \cdot 10^{-18}$ Дж, а для атома вольфрама – $11,1 \cdot 10^{-18}$ Дж [3]. Умножив эти значения удельных энергий на число Авогадро, равное $6,022 \cdot 10^{23}$ моль⁻¹, получим, что метод АДУ позволяет генерировать молярную тепловую энергию в образцах МТС в диапазоне 1500–6660 кДж/моль. Для кобальта и вольфрама эта энергия составляет 3180 и 6660 кДж/моль соответственно.

Молярные теплоты плавления кобальта и вольфрама составляют 16,3 и 35,3 кДж/моль соответственно [4]. Молярные теплоты сублимации (испарения) кобальта и вольфрама равны 429 и 853 кДж/моль соответственно [4]. Сравнивая эти значения с полученными методом АДУ, делаем вывод, что этот метод должен не упрочнять, а испарять МТС, причем с очень высокой интенсивностью. Но реально такое не происходит. Поэтому расчетная формула, лежащая в основе математической модели метода АДУ, ошибочна. Для ее вывода использовали следующее уравнение [3]:

$$\omega_{\max} = 2 \sqrt{\frac{F_0}{a_1^2 m}}, \quad (1)$$

где $\omega_{\max}$ – «максимальная частота волны, распространяющейся по цепочке атомов, способная привести к смещению атома»; F_0 – сила, необходимая для смещения атома на межатомное расстояние a_1 ; m – масса атома. Эти величины имеют следующие размерности: $[\omega_{\max}] = \text{с}^{-1}$; $[F_0] = \text{Н} = \text{кг} \cdot \text{м} \cdot \text{с}^{-2}$; $[a_1] = \text{м}$; $[m] = \text{кг}$. Подставляя эти размерности в формулу, получаем:

$$\text{м}^{-\frac{1}{2}} = \frac{1}{2}. \quad (2)$$

Формула (2) абсурдна, поэтому уравнение (1) ошибочное. Это теоретически доказывает, что математическая модель метода АДУ ошибочна.

Метод АДУ должен оказывать динамическое воздействие на МТС и повышать в зернах кобальтовой связи плотность дислокаций. Но реально происходит обратное. Метод АДУ снижает плотность

дислокаций зерен кобальтовой связки МТС на 15,8–20,7% [3]. Известно, что снижение плотности дислокаций связано не с упрочнением сплава, а с его разупрочнением [5]. При этом повышается вязкость сплава, в частности, его ударная вязкость. Это и происходит в методе АДУ: ударная вязкость образцов МТС (ВК8; Т15К6; Т5К10) повышается на 20–24%. Поэтому метод АДУ не соответствует своему названию. Правильно его назвать «метод аэродинамического разупрочнения».

Но почему в методе АДУ происходит снижение плотности дислокаций, если происходит динамическое воздействие звуковой волной на МТС? Этого быть не может, потому что звук частотой 140–170 Гц обладает очень малой мощностью, недостаточной, чтобы осуществить пластическую деформацию сплава. Ультразвук такой способностью обладает, так как имеет по сравнению с обычным звуком на порядок большую частоту, а значит, и мощность звуковой волны [1].

Снижение плотности дислокации в зернах кобальтовой связки МТС происходит в результате нагрева образцов до температуры 0,3 от температуры их спекания. Реально процесс происходит при 320 °С [3]. Этого достаточно для снижения плотности дислокаций в зернах кобальта. Известно, что нагрев сплава с повышенной плотностью дислокаций (деформированных образцов) до 0,3 температуры плавления приводит к снижению плотности дислокаций и повышению пластичности и вязкости сплава [5]. Поэтому метод АДУ не оказывает воздействие на свойства МТС, а это результат термической обработки (возврата). При этом заметных изменений микроструктуры не наблюдается, что характерно для возврата.

Повышение ресурса работы режущего инструмента из МТС, обработанного методом АДУ, в условиях ударных нагрузок (прерывистого резания) происходит за счет снижения хрупкости МТС. Но это осуществляется благодаря увеличению ударной вязкости инструмента, вызванного не звуком, а термической обработкой (возвратом).

Таким образом, метод аэродинамического звукового упрочнения металлокерамических твердых сплавов, по сути, является термической обработкой (возвратом), широко применяемой в промышленности для снижения хрупкости заготовок из литых и спеченных сплавов, но без обработки звуком, который не влияет на их свойства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Белоцкий А. В., В. Н. Виниченко, И. М. Муха. Ультразвуковое упрочнение материалов. Киев: Техника, 1980. 168 с.
2. Жигалов А. Н., В. К. Шелег. Теоретические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: монография. Могилев: МГУП, 2019. 213 с.
3. Жигалов А. Н. Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: дис. ... д-ра техн. наук. Минск, 2021. 378 с.
4. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 660 с.
5. Лахтин Ю. М., В. П. Леонтьева. Материаловедение: учеб. для вузов. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.

REFERENCES

1. Belockij A. V., V. N. Vinichenko, I. M. Muha. *Ul'trazvukovoe uprochnenie materialov* [Ultrasonic Hardening of Materials]. Kiev, Tehnika Publ., 1980, 168 p.
2. Zhigalov A. N., Sheleg V. K. *Teoreticheskie osnovy ajerodinamicheskogo zvukovogo uprochnenija tverdosplavnogo instrumenta dlja processov preryvistogo rezanija* [Theoretical foundations of aerodynamic sound hardening of carbide tools for interrupted cutting processes]. Mogilev, MGUP Publ., 2019, 213 p.
3. Zhigalov A. N. *Teoreticheskie i tehnologicheskie osnovy ajerodinamicheskogo zvukovogo uprochnenija tverdosplavnogo instrumenta dlja processov preryvistogo rezanija* [Theoretical and technological foundations of aerodynamic sound hardening of hard-alloy tools for interrupted cutting processes]. Minsk, 2021, 378 p.
4. Samsonova G. V. *Svoystva jelementov. Fizicheskie svoystva* [Element properties. physical properties]. Moscow, Metallurgija Publ., 1976, 660 p.
5. Lahtin Ju. M., V. P. Leont'eva. *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990, 528 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-139-143>
УДК 621.74

Поступила 10.10.2022
Received 10.10.2022

О ДЕЯТЕЛЬНОСТИ СОВЕТА НПЦ ОАО «БМЗ» – НАН БЕЛАРУСИ»

П. А. ВИТЯЗЬ, А. В. ТОЛСТОЙ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: labmetal@rambler.ru

Освещены вопросы деятельности Совета Научно-производственного центра ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» – НАН Беларуси, направленные на решение проблем предприятий холдинга, предложения руководителей БМЗ, научных учреждений НАН Беларуси и университетов страны по оказанию помощи в их решении. Рассмотрены вопросы научно-технической деятельности, оснащения предприятия современным оборудованием. Представлены итоги работы по гармонизации европейских и республиканских стандартов, в результате которой впервые разработаны гармонизированные международные стандарты СТБ ISO 683-1-2020, СТБ ISO 683-2-2020, СТБ ISO 683-3-2020, прошедшие все согласования и вступившие в действие в Республике Беларусь, разработана новая усовершенствованная металлургическая технология выплавки, внепечной обработки и прокатки сталей, соответствующая международным стандартам. Обсуждены экологические проблемы предприятий холдинга «БМК», связанные с утилизацией отходов, образующихся на предприятии. Рассмотрены методы и пути их переработки и утилизации.

Ключевые слова. Металлургия, термообработка, обработка давлением, экология, переработка и утилизация отходов.

Для цитирования. Витязь, П. А. О деятельности Совета НПЦ ОАО «БМЗ» – НАН Беларуси / П. А. Витязь, А. В. Толстой // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 139–143. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-139-143>.

ABOUT THE ACTIVITIES OF THE BOARD OF THE SPC OF OJSC “BSW” – NAS OF BELARUS”

P. A. VITYAZ, A. V. TOLSTOY, Joint Institute of Mechanical Engineering National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: labmetal@rambler.ru

The issues of the activities of the Council of the Research and Production Center of OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMK” – NAS of Belarus aimed at solving the problems of the enterprises of the holding, the proposals of the heads of “BSW”, scientific institutions of the NAS of Belarus and universities of the country to assist in their solution are highlighted. The issues of scientific and technical activity, equipping the enterprise with modern equipment are considered. The results of the work on the harmonization of European and republican standards are presented, as a result of which the harmonized international standards STB ISO 683-1-2020, STB ISO 683-2-2020, STB ISO 683-3-2020 were developed for the first time, passed all approvals and entered into force in the Republic of Belarus, a new improved metallurgical technology for smelting, out-of-furnace processing and rolling of steels corresponding to international standards was developed. The environmental problems of the enterprises of the BMK holding related to the disposal of waste generated at the enterprise were discussed. Methods and ways of their processing and utilization are considered.

Keywords. Metallurgy, heat treatment, pressure treatment, ecology, recycling and waste disposal.

For citation. Vityaz P. A., Tolstoy A. V. About the activities of the board of the SPC of OJSC “BSW” – NAS of Belarus”. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 4, pp. 139–143. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-4-139-143>.

Очередное (седьмое) заседание Совета было назначено на II кв. 2019 г. Однако в связи с эпидемиологической ситуацией, сложившейся практически во всех странах и затронувшей в том числе и Беларусь, провести это заседание оказалось возможным лишь в ноябре 2021 г.

Основная задача заседания Совета состояла в рассмотрении проблемных вопросов предприятий холдинга, предложений руководителей БМЗ, научных учреждений НАН Беларуси и университетов страны по оказанию помощи в их решении.

За истекший промежуток времени произошел ряд изменений (в частности, в руководстве ОАО «БМЗ» и предприятий холдинга «БМК»). Поэтому назрела необходимость в актуализации состава Совета. Такая работа была проведена. В частности, в состав Совета дополнительно включены представители Объединенного института машиностроения НАН Беларуси – головной организации по ГПНИ «Механика, металлургия, диагностика в машиностроении», а также представители Белорусского государственного

технологического университета. Таким образом, в составе Совета присутствует достаточно специалистов в области металлургии и материаловедения.

Заместитель генерального директора по технологии и качеству ОАО «БМЗ» С.В. Терлецкий проинформировал присутствующих о научно-технической деятельности на предприятии. В частности, отметил, что, несмотря на кризисные явления, которые произошли на протяжении последних лет и вызвавшие финансовые сложности не только у нас, но и у других европейских компаний, научно-техническая деятельность на предприятии не останавливалась, напротив, постоянно поддерживалась и развивалась. В 2021 г. освоено 27 видов новой инновационной продукции. За январь-сентябрь 2021 г. отгружено 82 вида такой продукции. В 2021 г. выполнено 67 научно-исследовательских и опытно-технологических работ, проведено 213 комплексных испытаний опытных партий сырья, материалов и изделий.

В проведении исследований помогает развитие материальной базы и покупка современного оборудования. Так, в 2021 г. выделено 774,950 тыс. руб. на развитие материально-технической базы за счет средств инновационного фонда Гомельского областного исполнительного комитета. За эти средства приобретены: машина для испытания стальной проволоки на кручения; установка для испытания на прокаливаемость по Джомини; закалочные ванны для термообработки образцов проката; система анализа изображений для исследований макроструктуры и внешнего вида образцов проката; автоматическая шлифовально-полировальная система подготовки образцов для металлографических исследований.

Коэффициент загрузки исследовательского и научного оборудования оценивается в 71,7% (9 мес. 2021 г). На 2022 г. поданы заявочные документы для участия в открытом конкурсе проектов, финансируемых за счет средств инновационного фонда Гомельского областного исполнительного комитета и закупке оборудования для проведения исследований и разработок на общую сумму 1 072 550 руб. За эти средства предполагается приобрести: универсальный твердомер для измерений по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу с автоматическим определением отпечатка; моторизованную систему для исследования микроструктуры и автоматической оценки загрязненности стали неметаллическими включениями. Это позволит повысить качество исследований и исключить человеческий фактор (субъективную оценку).

Теперь о том, что мы увидели во время кризисных явлений, которые охватили все отрасли производства (автомобилестроение, машиностроение и т.п.) европейских стран. Прежде всего, рыночная динамика, которой подвержены обычные стали, в меньшей степени затрагивает стали специального назначения. Этот рынок был незначительно подвержен кризисным явлениям, что оказало влияние и на наше производство. Доля такой стали на БМЗ возросла с 40% практически до 80%. Нами проведена большая работа по повышению их качества в соответствии с требованиями заказчика. Особенно это связано с европейскими машиностроительными, автомобилестроительными заводами. Поэтому для передачи данного опыта производства было решено выполнить гармонизацию европейских и республиканских стандартов. Эту работу выполнил Физико-технический институт НАН Беларуси. Стали выпускаются по этим стандартам. Работа продолжается, есть ряд предприятий, которые освоили эту продукцию и внедрили ее в своем технологическом процессе. Нами производятся стали для самых сложных и ответственных конструктивных элементов. Это и поршни, и коленчатые валы, и карданные валы, т.е. стали очень широкого спектра применения.

По такому же пути мы пошли для освоения рынка подшипниковых сталей. Планируется проведение совместной с ФТИ НАН Беларуси работы по заданию «Разработать и внедрить технологию производства проката из подшипниковых марок сталей для предприятий Республики Беларусь с учетом гармонизации международного стандарта ISO 683–17» в рамках ГНТП «Инновационное машиностроение и машиностроительные технологии» на 2021–2025 гг. с последующим внедрением технологии на ОАО «МПЗ».

Далее С.В. Терлецкий остановился на еще одной важной на сегодняшний день проблеме – это так называемый «углеродный след». Данной проблемой в последнее время довольно активно занимаются во всем мире. Мы вынуждены этим заниматься, так как ощущаем некоторое давление со стороны наших потребителей. От нас требуют представить программы по снижению углеродных выбросов вплоть до 2030 г. Основные источники выбросов оксидов углерода на БМЗ – известково-обжигательные печи, дуговые сталеплавильные печи, нагревательные печи прокатных цехов, печи для термообработки, печи для патентирования.

Ряд мероприятий уже реализуется, включая реконструкцию пылегазоочистных установок ДСП. Намечаемые мероприятия: замена твердотопливных и газовых котлов на электрические; внедрение автоматизированной системы контроля выбросов парниковых газов; внедрение энергосберегающего освещения; реконструкция ПГУ на ДСП-2,3; замена природного газа на альтернативные источники.

Еще одной проблемой пока остается утилизация отходов, образующихся на нашем предприятии. Есть ряд отходов, которые накапливаются и отправляются на захоронение. Первый такой продукт, который требует особого внимания – пыль газоочистки. Она использовалась на цементных заводах нашей страны, но потом ввиду уменьшения содержания в ней железа и увеличения содержания цинка заводы начали отказываться от ее использования. Поскольку мы работаем с вторичным сырьем (металлоломом), содержание железа в пыли начало снижаться, а цинка – расти, что и создало проблему реализации. Есть компании, которые начали строить установки, цеха и даже заводы по извлечению цинка. Мы нашли пути сотрудничества с такими предприятиями России и начинаем поставки. В настоящее время также выполняется проект «Разработка технологии переработки пыли ПГУ, образующейся на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» с целью получения полезных продуктов для дальнейшей реализации. Разработан композиционный материал, содержащий пыль ПГУ, – тормозной сектор для оборудования метизного производства.

В табл. 1, 2 приведены химический состав и физические характеристики пыли газоочистки. Пыль газоочисток ТУ ВУ 400074854.070-2013 представляет собой твердое вещество темно-коричневого цвета. Образуется в фильтрах в процессе очистки газов, отходящих из электросталеплавильных печей. Смесь пожаро- и взрывобезопасная. По степени воздействия на организм относится к 4-му классу опасности. Объем образования пыли в год составляет около 35 000 т, объем имеющейся на хранении пыли ПГУ – порядка 158 000 т. Может использоваться для корректировки содержания железа в составе сырьевой смеси для производства цементного клинкера, тушения электросталеплавильного шлака.

Таблица 1. Химический состав пыли газоочисток

Значение	Fe _{мет} , %	Fe _{общ} , %	Fe ₂ O ₃ , %	FeO, %	Mn, %	Pb, %	Sn, %	Zn, %	CaO, %	MgO, %
Среднее	0,5	26,8	37,0	2,6	1,3	0,3	0,03	23,8	9,3	1,9
Диапазон	0,3–1,0	2–34,0	25,5–48,6	0,4–4,0	0,68–2,0	0,07–2,7	до 0,1	10,35–33,96	5,56–16,63	1,36–4,7

Значение	Al ₂ O ₃ , %	SiO ₂ , %	Cr, %	Ni, %	Cu, %	Cl, %	S, %	C, %	ΣK ₂ O + NaO, %
Среднее	1,0	3,6	0,2	0,03	0,1	1,8	0,8	1,9	6,2
Диапазон	0,4–2,17	0,1–6,69	0,05–0,4	0,003–0,32	0,03–0,3	0,1–3,76	0,04–1,53	0,4–3,28	2,7–11,8

Таблица 2. Физико-химические показатели пыли газоочисток

Наименование показателя	Значение показателя
Содержание гигроскопической влаги, мас. %, не более	8
Размер частиц, мм, не более	5
Содержание общего железа в пересчете на Fe ₂ O ₃ , мас. %, не менее	35
Содержание металлического железа, мас. %, не более	1
Удельная эффективная активность естественных радионуклидов A _{эфф} , БК/кг, не более	370

Еще один вид отходов – смесь гальванических шламов. Представляет собой смесь гидроксида и гидрофосфатов железа, сульфата кальция и примесей соединений других металлов. Образуется в процессе нейтрализации известковым молоком и едким натром сточных вод химических и электрохимических отделений предприятия. По степени воздействия на организм относится к 4-му классу опасности. Физико-химические показатели приведены в табл. 3. Объем образования смеси гальванических шламов составляет 6 000 т/год.

Таблица 3. Физико-химические показатели смеси гальванических шламов

Наименование показателя	Типичные значения
Внешний вид	Паста или порошок желто-коричневого цвета
Массовая доля воды, %	55–80
Массовая доля элементов, %	
Ca	3–50
Fe	5–50
Zn, не более	10
Si, не более	20
P, не более	20

Следующий вид отходов – смесь солевая. Физико-химические показатели солевой смеси приведены в табл. 4. Объем образования составляет 5 700 т/год.

Т а б л и ц а 4. Физико-химические показатели солевой смеси

Наименование показателя	Характеристика и норма
Внешний вид	Кристаллическое, сыпучее вещество белого цвета, допускаются серый и кремовый оттенки
Массовая доля сернокислого натрия (Na_2SO_4), %	10–60
Массовая доля хлоридов в пересчете на хлористый натрий (NaCl), %	10–70
Массовая доля карбоната натрия (Na_2CO_3), %	0–20
Массовая доля нерастворимого в воде остатка, не более %	0–5

Представляет собой смесь солей натрия (сульфата, хлорида и карбоната). Смесь получают в результате обработки на установке выпаривания концентрированного водного раствора солей. Концентрированный водный раствор солей образуется при обессоливании методом обратного осмоса оборотной воды, используемой на химических и электрохимических отделениях производства металлокорда предприятия. Смесь пожаро- и взрывобезопасная. По степени воздействия на организм относится к 3-му классу токсичности.

Возможные пути переработки пылевидных отходов были представлены генеральным директором ГНПО порошковой металлургии НАН Беларуси А. Ф. Ильющенко. Наиболее универсальным из известных способов переработки пылевидных отходов сталеплавильных агрегатов является брикетирование. Металлургическими предприятиями Франции ежегодно перерабатывается в брикеты до 4 млн. т железосодержащих шламов и уловленной в газоочистках пыли. В США для металлургии сырье брикетируют более 60 промышленных установок. Российское предприятие ПАО «Северсталь» приступило к монтажу основного оборудования линии по брикетированию пыли газоочисток сталеплавильного производства Череповецкого металлургического комбината (ЧерМК), которая позволит перерабатывать и снова использовать в производстве до 23 тыс. т пыли в год. Монтаж основного оборудования выполняется поставщиком – компанией «AMCOM LLC». Технология утилизации такого вида отходов является новой для российской металлургии. Она позволит организовать рециклинг сталеплавильной пыли, при этом, решая экологические задачи предприятия за счет снижения объема размещаемых отходов. Таким образом, технологии переработки существуют. Но они требуют достаточно больших инвестиций. Например, предприятие «Северсталь» вложило в подобный проект 100 млн. руб.

Что касается соединений цинка, свинца и других элементов, которые содержатся в пылевидных отходах, то главным источником их поступления в сталеплавильные агрегаты является металлолом. Попадая в зону высокотемпературных металлургических реакций, свинец и особенно интенсивно цинк испаряются, окисляются и удаляются вместе с отходящими газами. Основная доля попавшего с шихтой в агрегат цинка и свинца улавливается пылеулавливающими установками. Значительный интерес представляет комплекс процессов, предлагаемых фирмой Engitec Technologies Sp A. Принципиально процесс EZINEX может быть разделен на две стадии: пиро- и гидрометаллургическую. Процесс состоит из следующих операций: смешение (при необходимости дробление и рассев) с восстановителем (уголь, кокс); подача дисперсной шихты в агрегат, предусматривающий восстановление цинка и железа.

Продукты этих процессов – оксид цинка, чугун и плавный шлак. Перспективен вариант с включением в технологический цикл гидрометаллургической переработки EZINEX, которая может быть и окончанием пирометаллургического процесса. Возможно, схема переработки пыли (процесс EZINEX) будет представлять определенный интерес для ОАО «БМЗ».

Профессор кафедры «Химическая технология вяжущих материалов» Белорусского государственного технологического университета М. И. Кузьменков представил методы переработки некоторых отходов ОАО «БМЗ», которые предлагает Белорусский государственный технологический институт.

Пыль газоочистки. В недавнем прошлом она использовалась вместе с пиритными огарками на цементных заводах республики. Однако в последние годы цементные заводы стали использовать для введения в состав сырьевой смеси железную руду, импортируемую из Украины и России. В результате пыль

газоочистки по причине ультрадисперсного состава и содержания в ней нежелательного оксида цинка не находит применения и накапливается в отвалах. Поисковые исследования, выполненные в БГТУ, показали, что цинксодержащий компонент можно экстрагировать из пыли с помощью ортофосфорной кислоты. Образующийся при этом дигидрофосфат цинка будет представлять собой товарный продукт, который используется для фосфатирования металлических поверхностей перед их покраской на ОАО «МТЗ», ОАО «МАЗ», ОАО «Гомсельмаш». В настоящее время этот продукт импортируется из России.

Электросталеплавильный шлак. Он может использоваться в качестве сырьевого компонента при производстве цементного клинкера вместо импортируемой железной руды. Исследованиями, выполненными в БГТУ, установлено, что благодаря близости составов шлака и железной руды он может быть использован в качестве железосодержащего сырья.

Экономическая выгода вследствие внедрения указанной идеи заключается в том, что будет достигнуто импортозамещение за счет замены импортируемой железной руды на более дешевый электросталеплавильный шлак, который накопился в отвалах БМЗ и накопление продолжается; за счет снижения содержания карбоната кальция в сырьевой муке снизится выброс парникового газа; снизится расход тепловой энергии за счет затрат на реакцию разложения карбоната кальция (расходуется 96 % энергии в печи); снизится экологическая нагрузка за счет уменьшения накопления шлака в отвалах.

Для доведения выполненных исследований до законченного технического решения необходимо провести модернизацию имеющейся на УП «БМЗ-экосервис» установки по дроблению шлака и удалению из него шестивалентного хрома.

Директор Физико-технического института НАН Беларуси В.Г. Залесский представил результаты работы по гармонизации стандартов, которая осуществлялась совместно с ОАО «БМЗ» под эгидой Министерства промышленности Республики Беларусь. Целью работы являлось повышение качества металлопроката БМЗ и выпуск его в соответствии с современными европейскими и международными нормами, признаваемыми в мире и Европе. Соответственно это означает признание данной продукции зарубежными потребителями, повышение ее конкурентоспособности, увеличение экспорта, а также объемов реализации в Беларуси. В свою очередь это приведет к уменьшению объемов потребления машиностроительными предприятиями РБ проката аналогичных сталей, закупаемых до настоящего времени в основном в России и Украине.

Результаты выполнения проекта заключаются в следующем:

1. Впервые разработаны гармонизированные международные стандарты СТБ ISO 683-1-2020, СТБ ISO 683-2-2020, СТБ ISO 683-3-2020, введенные в действие в Беларуси в 2020 г. (в трех частях, прошедшие все согласования и вступившие в действие).

2. Разработана новая усовершенствованная металлургическая технология выплавки, внепечной обработки и прокатки сталей (в трех частях), соответствующая международным стандартам.

3. Выпущен круглый металлопрокат конструкционных сталей европейского качества (предназначен преимущественно для ответственных деталей – автомобильных компонентов).

Экономическая эффективность разработки обеспечивается за счет:

- унификации марочного состава сталей с международным стандартом; сокращения (до 30 %) номенклатуры применяемых конструкционных сталей;
- увеличения серийности выпуска современных однотипных марок сталей и соответственно снижения затрат на подготовку промежуточных ковшей;
- увеличения производительности МНЛЗ-3, снижения количества технологических остатков металла (головная и хвостовая обрезь, остаток металла в ковше, достигающих только на одной плавке до 10 т);
- увеличения объема реализации конструкционных марок стали;
- существенного снижения импорта Беларусью аналогичных сталей, закупаемых за рубежом.

ПАМЯТИ

Владимира Федоровича СОБОЛЕВА

1941–2022



26 августа 2022 года перестало биться сердце профессора, доктора технических наук Владимира Федоровича СОБОЛЕВА – известного ученого в области литейного производства и материаловедения.

В. Ф. Соболев родился 20 июня 1941 года в г. Минске. В 1958 году после окончания средней школы он поступил в Белорусский политехнический институт на специальность «Машины и технология литейного производства». После окончания института в 1963 году по распределению был направлен на Минский тракторный завод, где приобрел практический опыт, работая в качестве инженера-технолога литейного цеха № 2, а затем мастера литейного цеха № 1.

Еще в студенческие годы Владимир Федорович проявлял интерес к исследовательской работе и в 1965 году, отработав два года на заводе, вернулся на родную кафедру и поступил в аспирантуру. Следующие 50 лет жизни Владимира Федоровича, вплоть до ухода на пенсию в 2015 году, были неразрывно связаны с кафедрой «Машины и технология литейного производства». После успешного окончания аспирантуры в 1968 году Владимир Федорович начал свою педагогическую деятельность в должности ассистента кафедры, а несколько лет спустя, после защиты кандидатской диссертации, был избран на должность доцента кафедры.

В 1970 году ВАК СССР присвоил В. Ф. Соболеву ученую степень кандидата технических наук, а в 1977 году – ученое звание доцента.

В этот период Владимир Федорович начал активно развивать научно-техническое направление, связанное с расчетом и прогнозированием литейных и механических свойств сплавов. В частности, он занимался исследованием физико-химических механизмов формирования сегрегационных явлений на основе характеристик электронной структуры компонентов алюминиевых сплавов, что в дальнейшем стало основой его докторской диссертации, защищенной в 1991 году (диплом ВАК СССР 03.07.1992) по специальности «Материаловедение в машиностроении». В своих работах Владимир Федорович широко использовал математические методы исследования, что послужило основой формирования на кафедре нового научного направления, связанного с моделированием процессов и свойств литейных сплавов на основе термодинамических и физических характеристик их компонентов. В 1994 году Владимиру Федоровичу было присвоено ученое звание профессора.

За время работы на кафедре под его руководством защищались дипломные и магистерские работы. Многие из них были связаны с физическим и математическим моделированием процессов заполнения литейных форм расплавом и кристаллизации отливок, термодинамическими расчетами свойств литейных сплавов. Работая преподавателем, Владимир Федорович читал студентам лекции по курсам «Специальные методы литья», «Теория формирования отливки», «Статистические методы контроля качества отливок» и др.

В общении со студентами Владимир Федорович всегда был прост и доброжелателен. Он с готовностью оказывал помощь молодым сотрудникам в подготовке научных статей, консультировал по вопросам литейного брака технологов промышленных предприятий Республики Беларусь.

Владимир Федорович является автором более 250 научных статей, 10 учебно-методических пособий и 8 изобретений. Под его руководством были защищены три кандидатские диссертации.

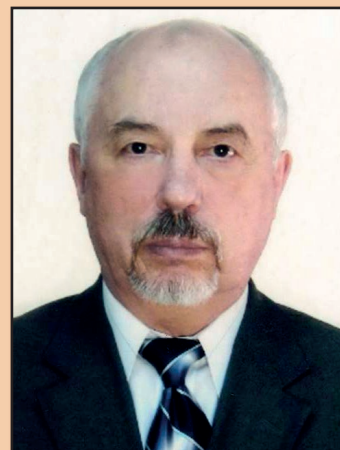
От имени редакции журнала «Литье и металлургия», кафедры «Машины и технология литейного производства» БНТУ, Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь приносим искренние соболезнования родным и близким Владимира Федоровича Соболева.

ПАМЯТИ

Владимира Ивановича

НИКИТИНА

1942–2022



1 сентября 2022 г. на 81-м году после тяжелой и продолжительной болезни ушел из жизни Владимир Иванович Никитин – профессор, доктор технических наук, заведующий кафедрой «Литейные и высокоэффективные технологии» Самарского государственного технического университета (СамГТУ).

Всю свою жизнь Владимир Иванович посвятил развитию литейной науки и подготовке специалистов и научных кадров. Свой путь в литье и металлургию Владимир Иванович начал в Красноярском институте цветных металлов (КИЦМ), после окончания которого в 1964 г. по специальности «Литейное производство черных и цветных металлов» работал мастером, технологом и старшим технологом на Омском моторостроительном заводе, а затем начальником технологического бюро на Омском электро-механическом заводе. После защиты в 1973 г. кандидатской диссертации на тему «Исследование влияния наследственных признаков и характеристик шихты на свойства алюминиевых сплавов» Владимир Иванович работал на литейной кафедре КИЦМ – старшим преподавателем, доцентом. С 1978 г. Владимир Иванович работал в СамГТУ на литейной кафедре со дня ее основания. С 1991 г. и до последних дней руководил кафедрой «Литейные и высокоэффективные технологии».

Вклад Владимира Ивановича в литейную науку и подготовку кадров невозможно переоценить. Он создал свою научную школу – Теория и практика структурной наследственности в литых сплавах, основные положения которой ежедневно используются в научной и производственной деятельности Центра литейных технологий, а также в трудах и исследованиях не только российских металлургов и литейщиков, но и зарубежных ученых и практиков. Им были разработаны 25 учебно-методических трудов и подготовлены курсы лекций по многим дисциплинам: в том числе по дисциплинам «Наследственность в литых сплавах» и «Технологии генной инженерии в сплавах».

За научные достижения Владимир Иванович получал Президентскую стипендию для выдающихся ученых России (1994–1996 гг.). Под его руководством защищены девять кандидатских и одна докторская диссертации. Владимиром Ивановичем организованы и проведены многие научные семинары, конференции и симпозиумы по теории и практике наследственности в сплавах. Он – автор более 550 печатных работ, в том числе трех монографий, 22 изобретений и патентов, 30 международных публикаций на английском и китайском языках.

Достижения В. И. Никитина были отмечены знаком «Изобретатель СССР», нагрудным знаком «Почетный работник высшего профессионального образования РФ», юбилейной медалью «Почетный литейщик РАЛ», юбилейной медалью РАЛ «За верность профессии», нагрудным знаком «Заслуженный работник профессионального образования Самарской области». Его заслуги в области научной работы и подготовки специалистов для литейно-металлургической промышленности отмечены многочисленными почетными грамотами губернатора Самарской обл. и МИНОБРНАУКИ РФ. Помимо руководства кафедрой, В. И. Никитин являлся директором универсального Центра литейных технологий. Также В. И. Никитин выполнял большую общественную работу: являлся председателем Комитета цветного литья РАЛ, председателем правления Самарского отделения РАЛ, членом трех специализированных советов по защите диссертаций (СамГТУ, СФУ), зам. руководителя Самарского отделения РИА, членом ученого совета СамГТУ, членом экспертов ФГБНУ РИНКЦЭ.

Светлая память об ученом, педагоге и человеке с активной жизненной позицией навсегда останется в сердцах его друзей, коллег и близких!

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 «Кризэтив 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
только после предварительной оплаты Заказчиком.

Адрес и телефоны редакции:

*Республика Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комн. 8М
тел. (+375-17) 292-74-75, тел/факс (+375-17) 331-11-16.
www.alimrb.by E-mail: limrb@tut.by, alimrb@tut.by*

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок, не опубликованные и не предназначенные для публикации в других изданиях. Тематика предоставляемого материала должна соответствовать рубрикам журнала (литейное производство, металлургия, САПР, охрана труда, материаловедение).

Основным критерием целесообразности публикации статьи является ее новизна и информативность.

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотацию на русском и английском языках (150–200 знаков).

Редакция журнала подготавливает статьи к предоставлению для включения в зарубежные индексы цитирования SCIVERSE SCOPUS. В связи с этим **необходимо соблюдать основные требования к оформлению статей** (см. www.alimrb.by).

Необходимо представить экспертное заключение о возможности опубликования материалов в открытой печати.

Авторы несут ответственность за направление в редакцию статей, ранее опубликованных или принятых к печати другими изданиями.

По решению редколлегии статьи направляются на рецензирование, затем визируются членом редколлегии. Датой поступления считается день получения редакцией первоначального варианта текста. Рукописи авторам не возвращаются.

Редакция предоставляет возможность первоочередного опубликования статей лицам, осуществляющим послевузовское обучение в год завершения обучения; не взимает плату с авторов за опубликование научных статей; оставляет за собой право производить редакторские правки, не искажающие основное содержание статьи.

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Рукопись предоставляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на страницах формата A4 в одну колонку, без абзацного отступа, шрифт *Times New Roman*, 12 пт, интервал одиночный. Поля не менее 1,5 см, страницы пронумерованы. Объем не более 8 страниц машинописного текста. Электронный вариант должен быть набран в *MS Word*. Статьи могут быть предоставлены в других форматах только по согласованию с редакцией. Электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному. В случае расхождений правильным считается бумажный вариант.

Для набора сложных формул использовать формульный редактор *MS Word* или *Mathtape*. Набор простых формул и вставку отдельных символов выполнять через меню «Вставка/символ». Верхние и нижние индексы (C^2 , C_2) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный». При наборе греческих символов и математических знаков использовать гарнитуру «*Symbol*» прямым начертанием, латинские буквы набирать курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд, в круглых скобках. Нумеровать рекомендуется те формулы, на которые имеются ссылки в последующем тексте.

Если в статье встречаются символы специфической гарнитуры, она должна быть предоставлена вместе со статьей.

Правильно набирать «10 °C», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» и знак градуса «°» нулем (0).

Таблицы располагаются в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовок. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки []; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ

Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов в форматах *TIF*, *PSD*, *JPEG* (растровые), *AI*, *EPS*, *CDR* (векторные), а также *PDF*. Цветовая модель *RGB* или *CMYK*, разрешение 300 точек на дюйм (dpi). Цветовая модель *Grayscale* или *Bitmap* (серый или черно-белый), разрешение не менее 600 dpi. Использование других форматов файлов допустимо только по согласованию с редакцией.

Формат иллюстрации при верно заданном разрешении в dpi должен на 100 процентов соответствовать формату, с которым она будет печататься. Масштабирования и трансформации в программах ведут к ухудшению качества изображения. Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости изображения. Формат журнала 210 × 297 мм до реза. Если рисунок должен полностью заполнять страницу журнала, то его размер должен быть не менее данного формата. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190 × 277 мм.

Текст на рисунках должен быть набран шрифтом *Arial*, светлый курсив. Размер шрифта должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9 пт). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в *MS Word* и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать.

При преобразовании изображений из цветовой модели *RGB* в *CMYK*, не следует использовать общее количество красок, большее, чем 300–320 процентов (параметр *Total ink*).

Если около краев изображения имеются практически безцветные области (например, яркие светлые облака или солнечные блики), то рекомендуется заключать все изображение в тонкую технологическую рамку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы (например, тонкие линии толщиной 0,1 мм и меньше) или текст размером менее 8 пт с использованием двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (*Illustrator*, *CorelDraw*) желательно преобразовать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

ТРЕБОВАНИЯ К РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Реклама внутри журнала – 205 × 290 мм. Реклама на обложке: 1-я стр. – 205 × 225 мм; 4-я стр. – 205 × 280 мм; внутренние страницы обложки – 205 × 290 мм. К указанным размерам нужно добавить по 5 мм с каждой стороны для обрезки. Значимые элементы макета должны располагаться не ближе 5 мм от края страницы (10 мм с учетом отступа для обрезки). Требования к изображениям в рекламных макетах аналогичны требованиям к иллюстрациям в статьях. Рекламные модули могут быть предоставлены в других форматах только по согласованию с редакцией.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются. Возвращение статьи автору на доработку не означает, что она принята к печати.

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

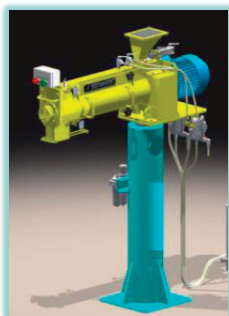


*Машина кокильная
специальная (наклонная)*



*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

ПРОЕКТИРОВАНИЕ И ИЗГОТОВЛЕНИЕ СЛОЖНОПРОФИЛЬНОЙ ОСНАСТКИ



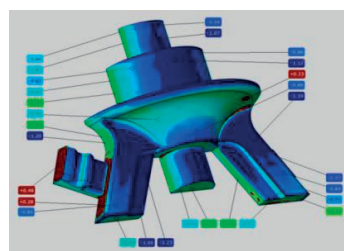
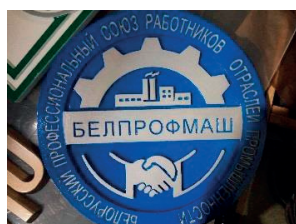
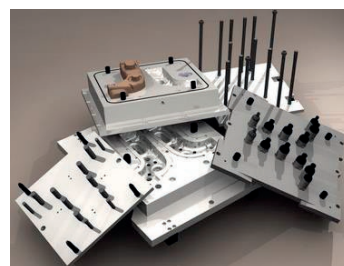
ОАО «БЕЛНИИЛИТ» проектирует и изготавливает сложнопрофильную оснастку для литейного производства с применением станков с ЧПУ.



ОАО «БЕЛНИИЛИТ» осуществляет изготовление:

- комплектов модельной оснастки (из древесины, металла или пластика) для получения отливок деталей машиностроения любой сложности;
- кокилей любой сложности;
- комплектов модельной оснастки для отливок по оригиналам деталей без специальной конструкторской документации с применением оптической оцифровки.

Полный цикл изготовления - от проектирования отливки и оснастки по чертежу детали, изготовления оснастки до отработки технологии и изготовления опытных форм, стержней и отливок. Все это позволяет сократить сроки запуска оснастки в производственную эксплуатацию и освоение производства.



Преимущества при изготовлении оснастки в ОАО «БЕЛНИИЛИТ»:

- неограниченный размер оснастки из дерева или пластика;
- срок проектирования и изготовления – от нескольких дней;
- стоимость ниже за счет применения инновационных технологий;
- для изготовления модельной оснастки используется различный материал;
- поставка совместно с оборудованием и отработкой технологии «под ключ».

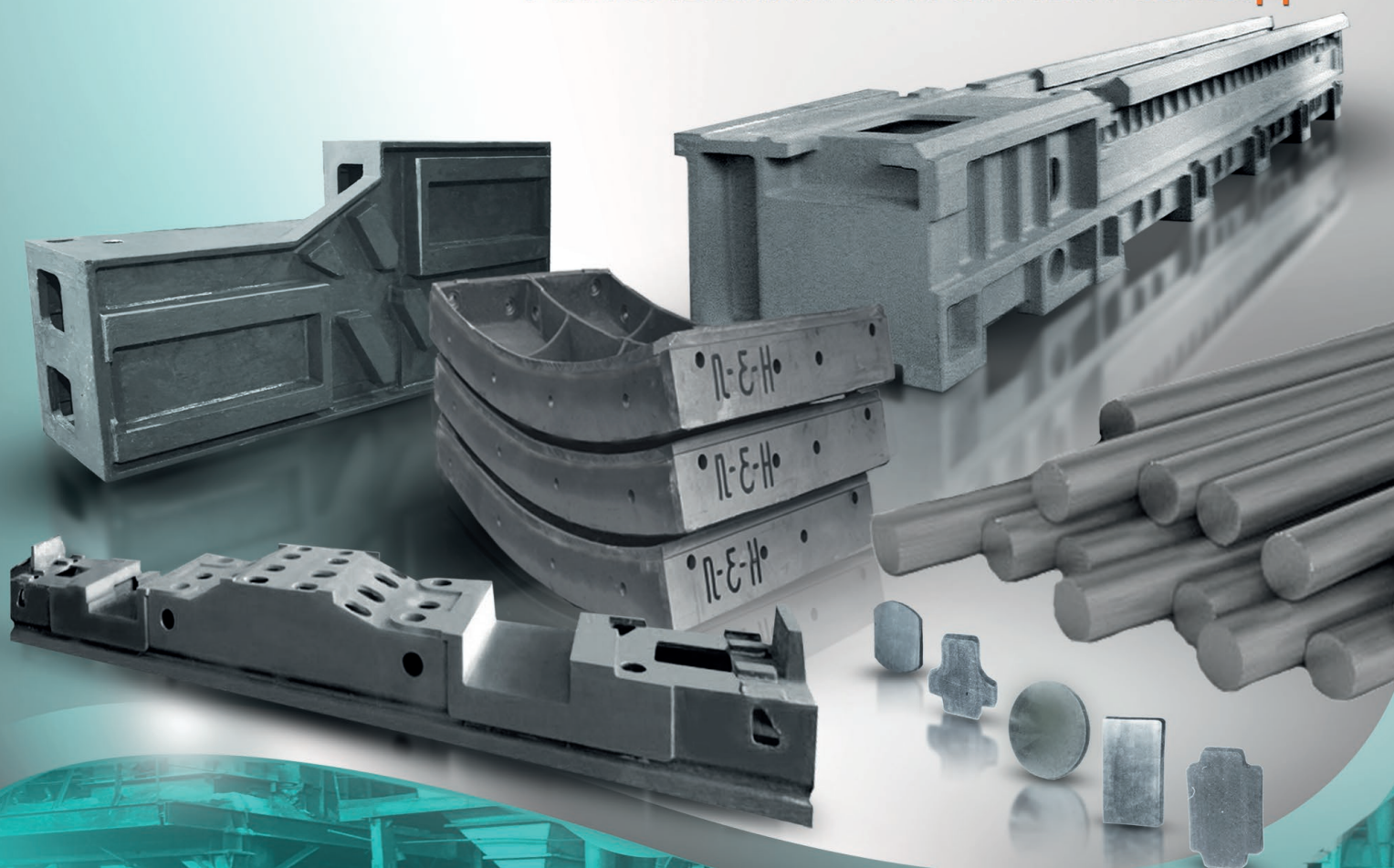


ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

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



открытое акционерное общество
ЦЕНТРОЛИТ
гомельский литейный завод



**Производство литых чугунных изделий
по чертежам заказчика из чугуна
марок СЧ 15 - СЧ 30 массой от 2 до 19 000 кг и
чугуна марок ВЧ 50 – ВЧ 60 массой до 10 000 кг**

Республика Беларусь, 246020
г. Гомель, ул. Барыкина, 240

ОАО «ГОМЕЛЬСКИЙ ЛИТЕЙНЫЙ ЗАВОД
«ЦЕНТРОЛИТ»

Приемная:
тел. + (375 232) 22-36-34
E-mail: office@glz-centrolit.by

Отдел маркетинга:
тел. + (375 232) 22-32-61
тел./факс + (375 232) 22-30-12
E-mail: info@glz-centrolit.by

Отдел продаж:
тел. + (375 232) 22-37-75
тел./факс + (375 232) 22-32-70
E-mail: op@glz-centrolit.by

www.glz-centrolit.by