

## Уважаемые коллеги!

Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Белорусский национальный технический университет и ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» приглашают Вас и Ваших партнеров принять участие в 33-й Международной научно-технической конференции и информационной выставке «**Литейное производство и металлургия 2025. Беларусь**», которые состоятся 19–21 ноября 2025 г. в г. Минске.



33-я Международная научно-техническая конференция

## **ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МЕТАЛЛУРГИЯ 2025. БЕЛАРУСЬ**

### Тематика конференции

- Литейное производство
- Металлургия
- Материаловедение

Предлагаем Вам принять участие в работе конференции и выступить с докладом или презентацией Вашего предприятия. Данные материалы будут включены в сборник трудов конференции.

Требования к оформлению публикаций на сайте [www.alimrb.by](http://www.alimrb.by).

Свои предложения просим направлять в адрес оргкомитета:  
220013, г. Минск,  
ул. Я. Коласа, 24, комн. 8м.  
Тел./факс: +375 17 331 11 16,  
e-mail: [alimrb@tut.by](mailto:alimrb@tut.by)

В рамках конференции будет проходить награждение лауреатов премии Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь по следующим направлениям:

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

# ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2025 г., №3

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

## УЧРЕДИТЕЛИ

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

## ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

## ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

## ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

## РЕДСОВЕТ

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

## ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

## РЕДАКЦИЯ

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

## ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

## РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

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

## АДРЕС РЕДАКЦИИ

Беларусь, 220013, Минск, пр. Независимости, 65, корп. 7, к. 8  
тел.: (017) 292-74-75, тел./факс: (017) 331-11-16.  
E-mail: limrb@bntu.by. Web: www.alimrb.by, www.lim.bntu.by

# **FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY**

2025, no. 3

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

## **FOUNDERS**

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

## **PUBLISHER**

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

## **CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL**

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

## **DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL**

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

## **EDITORIAL COUNCIL**

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

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

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

*Samonchik V. G.*, OJSC «Rechitsa Metziny Plant», Rechitsa, Belarus

## **CHIEF EDITOR**

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

## **EDITORIAL STAFF**

*Kraskovskaya V.I.*, Leading scientific editor, BNTU, Minsk, Belarus

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

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

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

## **FOUNDER OF THE JOURNAL**

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

## **EDITORIAL BOARD**

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

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

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

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

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

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

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

*Korenyugin S. V.*, BNTU, Minsk, Belarus

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

*Han Yuxin*, China Foundry Association, China

*Choi Ki-Jong*, Professor, Republic of Korea

## **ADDRESS OF EDITORIAL STAFF**

Nezavisimosti ave., 65, Building 7, of. 8, 220013, Minsk

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

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

## СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

## С ЮБИЛЕЕМ

<b>Пиирайнен В. Ю.</b> (к 70-летию со дня рождения) .....	8
<b>Илларионов И. Е.</b> (к 85-летию со дня рождения) .....	9
<b>Покровский А. И.</b> (к 65-летию со дня рождения) .....	12

## ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

<b>Никитин К. В., Тимошкин И. Ю., Биктимиров Р. М.</b> , Самарский государственный технический университет Разработка технологии изготовления припойного сплава системы Al–Cu–Si на основе рециклируемых отходов .....	13
<b>Чечуха В. И.</b> , ОАО «ММЗ имени С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО», <b>Садоха М. А.</b> , Белорусский национальный технический университет Преимущества применения индукционных среднечастотных тигельных плавильных печей при плавке алюминиевых сплавов .....	19
<b>Марукович Е. И., Стеценко В. Ю.</b> , Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, <b>Стеценко А. В.</b> , МОУВО «Белорусско-Российский университет» Термодинамика модифицирования заэвтектического силумина церием, бериллием, сурьмой .....	24
<b>Куликов С. А.</b> , ОАО «Минский тракторный завод», <b>Куликов Ю. А.</b> , ОАО «УКХ «Минский моторный завод» Анализ свойств литейных стержней, изготовленных по фуран-процессу методом аддитивных технологий и традиционным способом .....	29

## МЕТАЛЛУРГИЯ

<b>Чекулаев А. В.</b> , ОАО «НПО Центр», <b>Витязь П. А.</b> , Управление аэрокосмической деятельности аппарата НАН Беларуси Обработка давлением алюминиево-магниевого сплава, закристаллизованного в условиях высоких центробежных сил .....	36
<b>Писаренко И. О.</b> , ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК» Исследования усадочных процессов в кристаллизаторе при разливке непрерывнолитой круглой заготовки диаметром 200 мм .....	50
<b>Фетисов В. П.</b> , г. Орел, Россия Оценка неравномерности пластической деформации при волочении высокопрочной проволоки из перлитной стали .....	56
<b>Ивченко Д. О., Штаркина О. А., Шаповалов В. В., Судас Д. Ю.</b> , ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК» Применение принципа Рока-уоке в программном обеспечении и внедрение системы контроля вращения торсиона на канатных машинах .....	61
<b>Рябцев О. А., Ясковец В. В., Труханович А. А.</b> , ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК» Некоторые аспекты проектирования металлокорда для шин .....	66

## МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

<b>Анисович А. Г.</b> , Институт прикладной физики НАН Беларуси Антипродукция: к вопросу обнаружения неметаллических включений в стали .....	69
<b>Цыганов А. Р.</b> , ЧУВО «Международный институт управления и предпринимательства», <b>Панасюгин А. С.</b> , <b>Долгий Л. П.</b> , Белорусский национальный технический университет, <b>Машерова Н. П.</b> , <b>Курило И. И.</b> , Белорусский государственный технологический университет Жаропрочные нержавеющие стали: отечественные и зарубежные аналоги. Механические свойства. Сферы применения .....	80
<b>Немененок Б. М.</b> , <b>Панасюгин А. С.</b> , Белорусский национальный технический университет, <b>Цыганов А. Р.</b> , ЧУВО «Международный институт управления и предпринимательства», <b>Машерова Н. П.</b> , Белорусский государственный технологический университет, <b>Кулинич И. Л.</b> , <b>Яо Линь</b> , Белорусский национальный технический университет Анализ аналогов нержавеющих сталей системам AISI (США), EN (Европа), JIS (Япония), GB (КНР), ГОСТ (СНГ) .....	88
<b>Покровский А. И.</b> , Физико-технический институт НАН Беларуси, <b>Рафальский И. В.</b> , <b>Лущик П. Е.</b> , <b>Долгий Л. П.</b> , Научно-технологический парк БНТУ «Политехник» Аусферритные высокопрочные чугуны (ADI): анализ современных схем легирования .....	98
<b>Маценов С. А.</b> , <b>Калиниченко В. А.</b> , Белорусский национальный технический университет Возможности улучшения поверхностных свойств литых композиционных материалов .....	114
<b>Урбанович Н. И.</b> , <b>Барановский К. Э.</b> , <b>Бендик Т. И.</b> , <b>Дашкевич В. Г.</b> , <b>Лившиц Г. Ф.</b> , <b>Пузынин Я. С.</b> , Белорусский национальный технический университет, <b>Матыс В. Г.</b> , Белорусский государственный технологический университет К вопросу исследования коррозионной стойкости цинковых покрытий, в том числе с дополнительной их обработкой пассивацией и лакокрасочным материалом .....	120

## ОХРАНА ТРУДА

<b>Лазаренков А. М.</b> , <b>Иванов И. А.</b> , <b>Садоха М. А.</b> , Белорусский национальный технический университет Оценка условий труда сборщика форм в литейных цехах с различным характером производства .....	129
-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	-----

## CONTENTS

Subscription 75034

## HAPPY ANNIVERSARY

<b>Piirainen V. Yu.</b> (to the 70 <sup>th</sup> birthday anniversary) .....	8
<b>Illarionov I. E.</b> (to the 85 <sup>th</sup> birthday anniversary) .....	9
<b>Pokrovsky A. I.</b> (to the 65 <sup>th</sup> birthday anniversary) .....	12

## FOUNDRY

<b>Nikitin K. V., Timoshkin I. Yu., Biktimirov R. M.</b> , Samara Polytechnic Development of a technology for producing an Al–Cu–Si solder alloy based on recycled waste .....	13
<b>Chechukha V. I.</b> , OJSC “MMZ named after S. I. Vavilov – Managing Company of “BelOMO” Holding”, <b>Sadokha M. A.</b> , Belarusian National Technical University Advantages of using medium-frequency induction crucible furnaces for melting aluminum alloys .....	19
<b>Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.</b> , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, <b>Stetsenko A. V.</b> , Belarusian-Russian University Thermodynamics of modification of hypereutectic silumin by cerium, beryllium, antimony .....	24
<b>Kulikov S. A.</b> , OJSC “Minsk Tractor Works”, <b>Kulikov Yu. A.</b> , OJSC “Minsk Motor Plant” Holding Managing Company” Analysis of properties of casting rods manufactured by the furan process by additive technologies and traditional method .....	29

## METALLURGY

<b>Chekulaev A. V.</b> , OJSC “NPO Center”, <b>Vityaz P. A.</b> , Aerospace Activities Department of the Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus Pressure treatment of aluminum-magnesium alloys solidified under high centrifugal forces .....	36
<b>Pisarenko I. O.</b> , OJSC “BSW – Management Company of “BMC” Holding” Study of shrinkage processes in the mold during casting of continuously cast round billet with diameter of 200 mm .....	50
<b>Fetisov V. P.</b> , Orel, Russia Assessment of the unevenness of plastic deformation in drawing high-strength pearlite steel wire .....	56
<b>Ivchenko D. O., Shtarkina O. A., Shapovalov V. V., Sudas D. Yu.</b> , OJSC “BSW – Management Company of “BMC” Holding” Application of Poka-yoke principle in software and implementation of torsion bar rotation control system on cabling machines .....	61
<b>Ryabtsev O. A., Yaskovets V. V., Trukhanovich A. A.</b> , OJSC “BSW – Management Company of “BMC” Holding” Some aspects of bead wire design for tires .....	66

## SCIENCE OF MATERIALS

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 15,7. Account. publ. pages 11,1.

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

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

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

<b>Anisovich A. G.</b> , Institute of Physics of the National Academy of Sciences of Belarus Anti-production: on the issue of detecting non-metallic inclusions in steel .....	69
<b>Tsyganov A. R.</b> , Non-State Educational Institution “International Institute of Management and Entrepreneurship”, <b>Panasyugin A. S., Dolgiy L. P.</b> , Belarusian National Technical University, <b>Masherova N. P., Kurilo I. I.</b> , Belarusian State Technological University.....	80
Heat-resistant stainless steels: local and foreign equivalents. Mechanical properties, and application fields .....	80
<b>Nemenyonok B. M., Panasyugin A. S.</b> , Belarusian National Technical University, <b>Tsyganov A. R.</b> , International Institute of Management and Entrepreneurship, <b>Masherova N. P.</b> , Belarusian State Technological University, <b>Kulinich I. L., Yao Lin</b> , Belarusian National Technical University	88
Analysis of stainless steel analogs to AISI (USA), EN (Europe), JIS (Japan), GB (China), GOST (CIS) systems .....	88
<b>Pokrovsky A. I.</b> , Physical-technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, <b>Rafalski I. V., Lushchik P. E., Dolgiy L. P.</b> , Science and Technology Park of BNTU “Polytechnic”	98
Ausferritic ductile irons (ADI): analysis of modern alloying schemes .....	98
<b>Matsinov S. A., Kalinichenko U. A.</b> , Belarusian National Technical University	114
Potentials for improving the surface properties of cast composite materials .....	114
<b>Urbanovich N. I., Baranovsky K. E., Bendik T. I., Dashkevich V. G., Livshits G. F., Puzynin Ya. S.</b> , Belarusian National Technical University, <b>Matys V. G.</b> , Belarusian State Technological University	120
On the issue of studying the corrosion resistance of zinc coatings, including their additional treatment with passivation and paint and varnish material .....	120
<b>PROTECTION OF LABOUR</b>	
<b>Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadokha M. A.</b> , Belarusian National Technical University	129
Assessment of the working conditions of the mold assembly worker in foundries .....	129

# С юбилеем!

## Виктор Юрьевич ПИИРАЙНЕН

(к 70-летию со дня рождения)



28 мая главному редактору журнала «Литейное производство» Виктору Юрьевичу Пиирайнену исполнилось 70 лет.

Виктор Юрьевич, доктор технических наук, профессор, в настоящее время работает в Санкт-Петербургском горном университете императрицы Екатерины II в должности профессора кафедры материаловедения и технологии художественных изделий.

В. Ю. Пиирайнен родился в 1955 г. в Ленинграде в рабочей семье за Невской заставой. Трудовую карьеру начал в 15 лет учеником ремесленного училища при Пролетарском заводе. С 1971 г. работал станочником на Ленинградском заводе турбинных лопаток. Там же освоил свою первую литейную профессию формовщика литья по выплавляемым моделям, проработав в цехе точного литья с 1973 по 1977 г. Все последующие периоды его непрерывной, более полувековой производственной деятельности связаны с литейным производством. Так, 15 лет он проработал в Центральном научно-исследовательском институте материалов – одной из старейших и ведущих литейных лабораторий Советского Союза. За время работы в ЦНИИМе В. Ю. Пиирайнен прошел путь от формовщика-заливщика металла до заместителя генерального директора: закончил Завод-ВТУЗ по специальности «Машины и технология литейного производства», заочную аспирантуру, подготовил и защитил в 1993 г. кандидатскую диссертацию по специальности «Литейное производство».

С 1994 г. работал на кафедре материаловедения и технологии художественных изделий Северо-Западного технического заочного университета, где совместно с проф. О. Н. Магницким написал свои первые учебники по художественному литью и деформации.

В конце 1990-х – начале 2000-х гг. основной сферой научных интересов для В. Ю. Пиирайнена стала campanologia – наука о колоколах. В эти годы им были проведены научно-исследовательские работы по реставрации и восстановлению утраченных церковных колоколов. Результаты исследований опубликованы в научных изданиях, а часть из них легла в основу докторской диссертации, которую В. Ю. Пиирайнен защитил в 2005 г.

С 2001 г. В. Ю. Пиирайнен является членом Ассоциации колокольного искусства России и Международной американской колокольной ассоциации (АВА). В том же году он впервые заявил о себе как петербургский мастер-литейщик, автор проекта памятника жертвам событий 11 сентября 2001 г.

В. Ю. Пиирайнен – Почетный член Союза художников Санкт-Петербурга, автор и инициатор возрождения производства литых кабинетных колокольчиков. Его работы хранятся в государственных музеях и частных коллекциях. В содружестве с известными скульпторами и художниками он продолжает участвовать в международных художественных проектах: памятник М. В. Ломоносову (Фрайберг, Германия, 2021 г., не установлен); памятник С. В. Рахманинову (Париж, Франция, 2025 г.); памятник Д. И. Менделееву (Санкт-Петербург, Москва, 2026 г.); памятник 200-летия Горного журнала и др.

В 2010 г. В. Ю. Пиирайнену присвоено ученое звание профессора. В настоящее время в Санкт-Петербургском горном университете императрицы Екатерины II он ведет научные исследования в области материаловедения и технологии углеродных материалов, особое место среди которых занимает водородная металлургия.

В. Ю. Пиирайнен является автором более 230 публикаций, в том числе 7 учебников и 10 учебных пособий, более 65 патентов и свидетельств на изобретения. Под его руководством подготовлены и защищены десятки магистерских и кандидатских диссертаций.

От всей души коллектив журнала «Литье и металлургия» и Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь поздравляют Виктора Юрьевича с юбилеем и желают крепкого здоровья, творческих успехов, долгих лет жизни.

# С юбилеем!

## Илья Егорович ИЛЛАРИОНОВ

(к 85-летию со дня рождения)



21 июля 2025 г. исполнилось 85 лет со дня рождения Ильи Егоровича Илларионова, профессора кафедры «Технология машиностроения» ФГБОУ ВО «ЧГУ им. И. Н. Ульянова», одного из учредителей Российской академии наук, президента Общественной организации Академии наук Чувашской Республики и Инженерно-технологической академии Чувашской Республики, доктора технических наук, профессора, заслуженного деятеля науки и техники Российской Федерации и заслуженного деятеля науки Чувашской Республики, лауреата Государственной премии им. Изотова, кавалера ордена Почета и ордена «Рыцарь науки и искусства», золотой медали им. Келдыша и Циолковского.

Илья Егорович Илларионов родился в 1940 г. в д. Выселки-Кармамей Канашского района Чувашской Республики. Он рано, в четырехлетнем возрасте остался без матери и отца. После окончания местной семилетки 14-летним подростком уже плотничал и столярничал вместе с дедом. Работал также молотобойцем в кузнице, и у сельского юноши зародилась мечта связать свою судьбу с обработкой металла. После окончания средней школы работал заведующим библиотекой и сельским клубом. Имеет библиотечное образование. Затем подался в индустриальный центр страны, названный в суровые годы «Танкоградом», – Челябинск и поступил в одну из школ фабрично-заводского обучения. В конце 1958 г. стал слесарем-сборщиком стальных конструкций, котельщиком. В 1960 г. поступил в Челябинский политехнический институт, который успешно окончил в 1965 г. и был направлен на Челябинский металлургический завод, где работал формовщиком, подручным сталевара, мастером плавильного отделения литейного цеха. Был лучшим рационализатором и изобретателем среди молодых специалистов предприятия, на котором работало свыше 20 тыс. человек. В 1974 г. после окончания аспирантуры и защиты кандидатской диссертации работал заведующим научно-исследовательской лаборатории Министерства тракторного и сельскохозяйственного машиностроения. В 1989 г., работая в Чувашском государственном университете, защитил докторскую диссертацию в Ленинградском политехническом институте (СПбГПУ им. Петра Великого) в области литейного производства. Получив комплексное образование, он как инженер-практик, ученый стал высококвалифицированным специалистом, организовал и заведовал кафедрой «Технологии металлов и литейного производства», организовал аспирантуру и открыл специальность «Литейное производство». Подготовил свыше 10 докторов и кандидатов наук в области литейного производства. Одновременно свои разработки успешно внедрял на ряде промышленных предприятий в Чебоксарах, Челябинске, Казани, Магнитогорске, Красноярске, Туле, Ленинграде (Санкт-Петербурге), Москве, Барнауле, Рубцовске, Липецке, Уханьском металлургическом заводе (Китай) и др.

И. Е. Илларионов является автором более 900 научных, учебно-методических работ, в том числе 15 монографий, более 750 научных разработок, 80 изобретений и патентов, сборников научных трудов и т.д., опубликованных в центральных изданиях не только России и СНГ, но и в Китае, Германии, Чехословакии, Турции и других странах. Он главный редактор 35 сборников научных трудов по итогам различных конференций, 30 учебно-методических указаний и пособий, у него немало аспирантов и последователей.

Научные труды И. Е. Илларионова охватывают широкий круг вопросов в области теории и технологии литейных процессов, связанных с разработкой и внедрением высокоэффективных малоотходных и безотходных технологий с применением органических и неорганических связующих материалов, физико-химических и электрофизических методов активации формовочных материалов и смесей, обеспечивающих получение отливок высокого качества из черных и цветных металлов и сплавов. Им разработаны новые составы фосфатных связующих:

алюмофосфатные, магнийфосфатные, бормагнийфосфатные, магнийалюмофосфатные, кальциймагнийалюмофосфатные, алюможелезохромфосфатные и др., – обладающие высокой термостойкостью, адгезионной и когезионной прочностью, низкой газотворностью, обеспечивающие получение отливок из черных, цветных металлов и сплавов высокого качества. Фундаментальные и прикладные исследования И. Е. Илларионова послужили основой перспективного научного направления по разработке принципиально новых, экологически чистых технологий изготовления стержней, форм и отливок, а также огнеупорных покрытий и материалов с применением металлофосфатных связующих взамен дорогостоящих, высокотоксичных, экологически вредных синтетических связующих материалов при высокомеханизированном и автоматизированном производстве отливок, снижении себестоимости продукции и улучшении санитарно-гигиенических условий труда в литейном производстве.

Ученым впервые в отечественном и мировом металлургическом производстве созданы теоретические и практические основы, новый класс высокоэффективных металлофосфатных связующих материалов, на базе которых разработаны и внедрены эколого- и энергосберегающие технологии получения отливок, позволяющие реконструировать и прогнозировать литейные цехи с необходимыми санитарно-гигиеническими условиями труда рабочих, отсутствием опасности загрязнения окружающей среды, малоотходной и безотходной технологией, снижением брака литья, повышением физико-механических и эксплуатационных свойств отливок, экономией природного сырья и энергии. Разработанные И. Е. Илларионовым технологии используются в условиях многономенклатурного массового, серийного, мелкосерийного и единичного производства литых изделий, таких как блоки моторов, запорная арматура, корпуса и клапаны для гидроприводов, станины металлорежущих станков на предприятиях автомобилестроения, тракторного и сельхозмашиностроения, черной металлургии, военно-промышленного комплекса, станкостроения, коммунального хозяйства и др. Профессор И. Е. Илларионов является участником ряда международных симпозиумов и конгрессов по различным вопросам развития машиностроения и литейного производства, а также высшего образования и науки.

Эти разработки широко внедрялись на промышленных предприятиях: в концерне «Тракторные заводы», ООО «Промлит», АО «Текстильмашхолдинг», АО «Челябинский тракторный завод», АО «Моторный завод» в г. Барнауле, АО «Центролит» в г. Липецке, АО «Ульяновский завод тяжелых и уникальных станков», Уханьском металлургическом комбинате в Китае и др. Научно-поисковая деятельность И. Е. Илларионова, находящегося на переднем крае металлургической науки, нашла мировое признание. Так, на международной (советско-чехословацкой) научно-практической конференции «Полифосфатные холоднотвердеющие смеси и отливки из высокопрочного чугуна», проходившей в октябре 1989 г. в г. Липецке, было признано, что разработанные и внедренные чебоксарской научной школой технологические процессы получения литых машиностроительных изделий на основе использования железофосфатных связующих композиций по своим эколого-экономическим показателям превосходят как отечественные, так и зарубежные аналоги. Этой же научной школой созданы новые технологические процессы получения строительных материалов на основе отработанных смесей и производственных отходов металлургического производства для малоэтажного строительства.

В настоящее время И. Е. Илларионов является членом Совета ВАК по защите докторских и кандидатских диссертаций по специальности «Литейное производство», «Металловедение и термическая обработка» при Нижегородском государственном техническом университете им. Р. Е. Алексеева. За заслуги в научной и педагогической деятельности и активное участие в общественной деятельности И. Е. Илларионов 13 июня 1990 г. награжден Почетной грамотой Президиума Верховного совета Чувашской АССР. Указом Президента Российской Федерации от 7 сентября 1995 г. ему присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники Российской Федерации».

За научную работу «Высокоэффективные полимерные связующие» И. Е. Илларионов избран лауреатом премии им. А. А. Изотова Национальной академии науки и искусств Чувашской Республики в 1996 г. Является действительным членом-академиком Международной академии технологических наук (1996), Инженерной академии наук Российской Федерации, Международной инженерной академии, Российской академии технологических наук, Академии наук Чувашской Республики, Национальной академии наук и искусств (1994), Инженерно-технологической академии Чувашской Республики (1995), Международной академии информатизации (1995), Международной академии наук по экологии, безопасности человека и природы (1998), Международной академии наук педагогического образования (1999). За активную многолетнюю

научную, педагогическую и общественную работу И. Е. Илларионов неоднократно награждался почетными грамотами Чувашского государственного университета им. И. Н. Ульянова, Чувашского государственного педагогического университета им. И. Я. Яковлева, удостоен звания «Изобретатель СССР».

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

# С юбилеем!

## Артур Игоревич ПОКРОВСКИЙ

(к 65-летию со дня рождения)



23 июля 2025 г. исполнилось 65 лет Покровскому Артуру Игоревичу.

Покровский А. И. – ученый в области материаловедения машиностроительных материалов.

Закончил механико-технологический факультет Белорусского политехнического института по специальности «Металловедение» и был распределен в Физико-технический институт НАН Беларуси, где прошел все ступеньки от стажера-исследователя до заведующего лабораторией высоких давлений и специальных сплавов.

Ученик известного специалиста по чугунам Ларисы Романовны Дудецкой. Под ее руководством защитил кандидатскую диссертацию «Структурообразование чугуна при горячей пластической деформации и разработка технологии получения высококачественных изделий».

Тематика научных исследований связана с:

- разработкой и внедрением совместно с Белорусским металлургическим заводом технологий производства проката нелегированных, легированных конструкционных и подшипниковых сталей с учетом гармонизации международных стандартов (руководитель трех ГНТП);
- технологиями специальной штамповки ответственных деталей ускорителя электронов (проект NICA с Объединенным институтом ядерных исследований (г. Дубна, Россия);
- эволюцией структуры листовых металлов при гидроударной штамповке (совместные работы с IMR CAS, Китай, Шеньян; создатель и руководитель совместной белорусско-китайской лаборатории);
- особенностями фазовых и структурных превращений чугунов, подвергнутых горячей пластической деформации (совместные работы с МАЗ, МЗКТ и Лидагропромаш);
- разработкой гармонизированных стандартов СТБ ISO на стали и чугуны (в том числе первого белорусского стандарта на аусферритные чугуны).

Активно публикуется в рейтинговых зарубежных научных журналах: *Metals, Materials, Advances in Manufacturing, Journal of Materials Processing Technology, Journal of Materials Research and Technology, CIRP Annals – Manufacturing Technology, International Journal of Material Forming, International Journal of Mechanical Sciences, Physics of Particles and Nuclei Letters.*

Опубликовал 6 статей в журналах первого квартиля (Q1) и 12 – в журналах с импакт-фактором более 1,0. Постоянный автор журнала «Литье и металлургия» (26 статей).

Автор 5 монографий (3 без соавторов), 70 патентов (большинство без соавторов). Сочетает научную работу с преподаванием в ВУЗе, опубликовал 3 учебника по материаловедению (без соавторов).

Редакция журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь горячо и сердечно поздравляют Покровского Артура Игоревича с юбилеем и желают крепкого здоровья, творческой активности и дальнейшего плодотворного сотрудничества с нашим журналом.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-13-18>  
УДК 621.074

Поступила 17.07.2025  
Received 17.07.2025

## РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПРИПОЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ AL–CU–SI НА ОСНОВЕ РЕЦИКЛИРУЕМЫХ ОТХОДОВ

К. В. НИКИТИН, И. Ю. ТИМОШКИН, Р. М. БИКТИМИРОВ, Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия, Молодогвардейская, 244. E-mail: kvn-6411@mail.ru

Представлены основные этапы исследований по разработке технологии получения литого припоя марки А34 в виде прутков. Показано, что с учетом основных закономерностей структурной наследственности для приготовления рабочего сплава можно эффективно использовать до 100% предварительно подготовленных различных ломов и отходов. Результаты кинетики плавления и затвердевания, анализ химического состава и микроструктуры, механических испытаний и плотности показали, что припой марки А34, полученный по разработанной технологической схеме, полностью соответствует требованиям нормативной документации. Установлена возможность применения припоя марки А34 в качестве присадочного материала при сварке пластин (толщиной 2 мм) из алюминиевых сплавов АК7ч (литейный) и АМг5 (деформируемый). В качестве газовой защитной среды использовали аргон. Разработана технологическая инструкция по приготовлению припойного сплава марки А34. Организовано производство литого припоя марки А34 в виде прутков.

**Ключевые слова.** Пайка, сварка, припой, сплав, явление структурной наследственности.

**Для цитирования.** Никитин, К. В. Разработка технологии изготовления припойного сплава системы Al–Cu–Si на основе рециклируемых отходов / К. В. Никитин, И. Ю. Тимошкин, Р. М. Биктимиров // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 13–18. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-13-18>.

## DEVELOPMENT OF A TECHNOLOGY FOR PRODUCING AN AL–CU–SI SOLDER ALLOY BASED ON RECYCLED WASTE

K. V. NIKITIN, I. Yu. TIMOSHKIN, R. M. BIKTIMIROV, Samara Polytechnic, Samara, Russia, 244, Molodogvardeyskaya str. E-mail: kvn-6411@mail.ru

The main stages of research on the development of technology for obtaining cast A34-grade solder in the form of rods are presented. It is shown that, taking into account the basic patterns of structural heredity, up to 100% of pre-prepared various scraps and waste can be effectively used to prepare the working alloy. The results of melting and solidification kinetics, chemical composition and microstructure analysis, mechanical testing, and density analysis showed that the A34-grade solder obtained using the developed technological scheme fully meets the requirements of regulatory documentation. The possibility of using A34 solder as a filler material for welding plates (2 mm thick) made of aluminum alloys AK7ch (casting) and AMg5 (deformable) has been established. Argon was used as the gas shielding medium. A technological instruction for preparing A34 solder alloy has been developed. The production of A34 cast solder in the form of rods has been organized.

**Keywords.** Soldering, welding, solder, alloy, structural heredity phenomenon.

**For citation.** Nikitin K. V., Timoshkin I. Yu., Biktimirov R. M. Development of a technology for producing an Al–Cu–Si solder alloy based on recycled waste. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 13–18. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-13-18>.

Пайкой называют образование соединения с межатомными связями путем нагрева соединяемых материалов ниже температуры их плавления, смачивания припоем, затекания припоя в зазор и последующей его кристаллизации [1]. При пайке соединение элементов основного материала происходит за счет расплавления и кристаллизации припоя, температура плавления которого ниже, чем температура плавления основного материала. Несмотря на то что пайка, как и сварка, является неразъемным соединением, во многих случаях (например, когда необходимо заменить вышедший из строя элемент, деталь или узел паяного соединения) можно произвести распайку соединения, устранение дефектов и осуществить повторную пайку.

По температуре плавления различают припои для низкотемпературной пайки (особо легкоплавкие – менее 145 °С, легкоплавкие – от 145 до 450 °С) и высокотемпературной пайки (среднеплавкие – от 450 до 1100 °С, высокоплавкие – от 1100 до 1850 °С, тугоплавкие – свыше 1850 °С) [2].

Пайка широко применяется при изготовлении различных изделий из алюминиевых сплавов (сотовых панелей, радиаторов различных систем охлаждения, оболочек ТВЭЛ реакторов, вакуумных приборов), а также для ремонта деталей автомобильного назначения, где требуется обеспечение герметичности.

Согласно [3], соединение заготовок из алюминиевых сплавов пайкой можно осуществлять низко- и высокотемпературными припоями. К наиболее перспективным припоям для высокотемпературной пайки относят припой системы Al–Cu–Si марки А34 (табл. 1).

Таблица 1. Характеристика припоя марки А34 [3]

Химический состав, % (Al – ост.)			Механические свойства		Температура, °С	
Cu	Si	Σ примесей, не более	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$T_L/T_S$	Пайки
27,0–29,0	5,5–6,5	0,8	180–240	1,0	525/525	530–550

В [4, 5] исследовали влияние условий приготовления на структуру и свойства припоя А34. Показано, что высокотемпературная обработка расплава обеспечивает получение модифицированной структуры литого припоя, уменьшение размеров кристаллов  $Si_{II}$  [4]. Получение литого припоя с повышенными скоростями охлаждения также способствует обеспечению мелкокристаллического строения и улучшению технологических свойств припоя [5].

В настоящее время в России отсутствуют централизованные производства литого припоя А34 в виде прутков. По требованиям заказчика (ЗАО ПФ «Плавка и пайка», г. Москва) необходимо было организовать производство литых прутковых припоев А34, обладающих следующими характеристиками (табл. 2).

Таблица 2. Требования к сплаву и припою А34

Требования к сплаву				Требования к припою	
$T_L/T_S$ , °С	Размер $Si_{II}$ , мкм (не более)	Механические свойства, не менее		Габариты ( $d \times l$ ), мм	Дополнительные
		$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %		
525/525 (+1 °С)	10	240	1,5	4,5×200	Возможность сварки
				3,0×400	

По аналогии с литьем припой можно считать шихтовой заготовкой или предварительным сплавом функционального назначения. Следовательно, для получения припойного сплава можно использовать основные закономерности структурной наследственности.

В табл. 3 приведены шихтовые материалы, применяемые для приготовления припойного сплава А34.

Таблица 3. Шихтовые материалы для получения припойного сплава марки А34

Шихтовые материалы	Вид, характеристика
1. Лом алюминия электротехнический марки А5 ГОСТ 54564-2011	Электротехнические отходы в виде проволоки $\varnothing$ 3–5 мм
2. Лом меди электротехнический марки М1 ГОСТ 54564-2011	Электротехнические отходы в виде шины толщиной 3–5 мм
3. Стружка Д16 ГОСТ 54564-2011	Витая стружка, образующаяся при механической обработке деформированных полуфабрикатов
4. Синтезированный сплав АК12	Получен кристаллизацией в водоохлаждаемом валковом кристаллизаторе
5. Микроструктурный переплав (МКП) А34	Часть рабочего сплава, закристаллизованного в водоохлаждаемом валковом кристаллизаторе

На рис. 1 представлена технологическая схема получения литого припоя в виде прутка. После расплавления навески электротехнического лома алюминия при температуре расплава 780 °С порционно вводили электротехнический лом меди. После расплавления медного лома при температуре 710–720 °С вводили синтезированный сплав АК12, который использовался в качестве лигатуры, для обеспечения требуемого содержания кремния. Далее производили добавление предварительно подготовленной стружки Д16. Рафинирование осуществляли при 730–750 °С гранулированным флюсом Cristall 2000 (Италия) из расчета 0,5 мас. %, производили технологическую выдержку в течение 20 мин, снимали шлак и перемешивали расплав для обеспечения однородности химического состава по объему тигля. Часть расплава

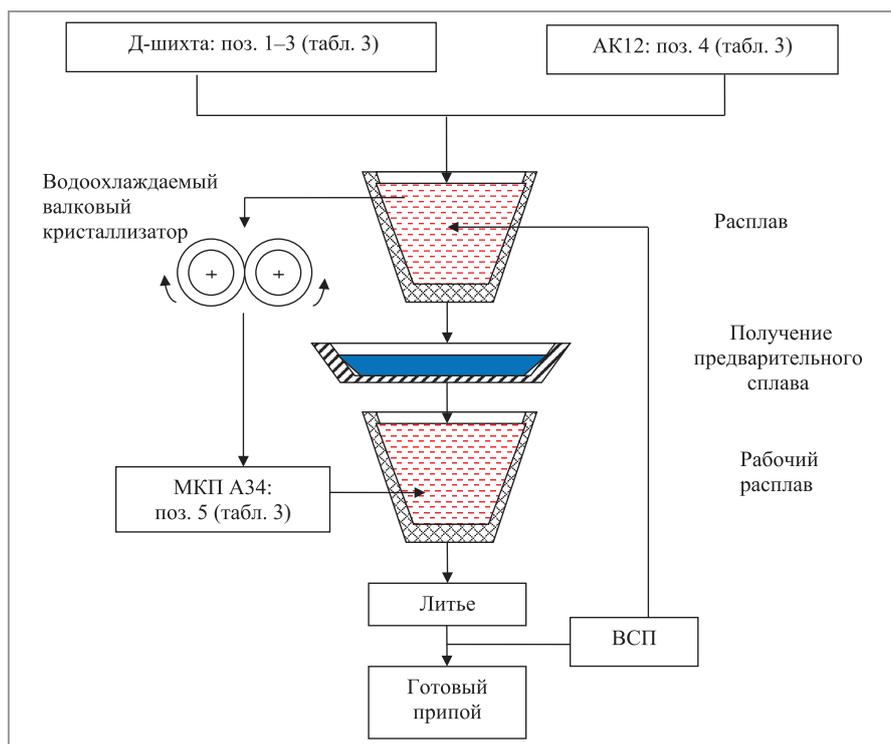


Рис. 1. Технологическая схема получения микрокристаллического припоя А34:  
МКП – микрокристаллический переplав; ВСП – возврат собственного производства

заливали в водоохлаждаемый валковый кристаллизатор, получая МКП А34 в виде ленты толщиной 1,5–2,0 мм. Основную часть расплава разливали в чугунные окрашенные изложницы, получая предварительный сплав А34 в виде чушек толщиной 20–25 мм. Предварительный чушковый сплав использовали для получения рабочего сплава А34. За 10 мин до начала литья осуществляли модифицирование добавкой МКП А34 в количестве 0,5–1,0% по массе.

Оценку кинетики затвердевания и плавления исходных припойных сплавов проводили в следующем порядке:

- 1) нагрев расплава массой 0,2 кг в печи сопротивления до 600 °С;
- 2) изотермическая выдержка в течение 15 мин для выравнивания температуры расплава по всему объему;
- 3) отключение печи, естественное охлаждение расплава вместе с печью до 300 °С. В процессе охлаждения оценивали кинетику затвердевания;
- 4) повторный нагрев печи до 600 °С. В процессе нагрева оценивали кинетику плавления;
- 5) контроль температуры в ходе экспериментов осуществляли гибкими термодарами типа ХА (диаметр горячего спая – 1,2 мм, класс допуска – 1). Горячий спай был погружен в термический центр образца, находящегося в тигле; холодный спай подключали к многоканальному видеографическому регистрирующему преобразователю Ш9329А «Сенсорика». Показания температур в процессах нагрева и охлаждения снимали с шагом 7 с.

На рис. 2 представлены результаты определения кинетики плавления и затвердевания рабочего сплава А34. Видно, что температуры ликвидуса и солидуса соответствуют требованиям заказчика.

В структуре припоя А34 в виде прутка присутствуют многочисленные мелкодисперсные включения фазы  $\text{CuAl}_2$ , многофазная эвтектика ( $\text{Al} + \text{Si} + \text{CuAl}_2$ ) имеет мелкокристаллическое строение и равномерно распределена между дендритами алюминия, выделения кристаллов первичного кремния  $\text{Si}_n$  отсутствуют (рис. 3).

Результаты микрорентгеноспектрального анализа (рис. 3, б; табл. 4) подтверждают, что в структуре припоя имеются фазы  $\text{CuAl}_2$  (точки 023 и 026) неравновесного состава; тройная эвтектика ( $\text{Al} + \text{Si} + \text{CuAl}_2$ ) (точка 025); дендриты твердого раствора на основе алюминия (точка 024).

Результаты кинетики плавления и затвердевания, анализ химического состава и микроструктуры, механических испытаний и плотности показали, что припой марки А34, полученный по разработанной технологической схеме, полностью соответствует требованиям ОСТ 4Г 0.033.200 [3] и заказчика (табл. 5).

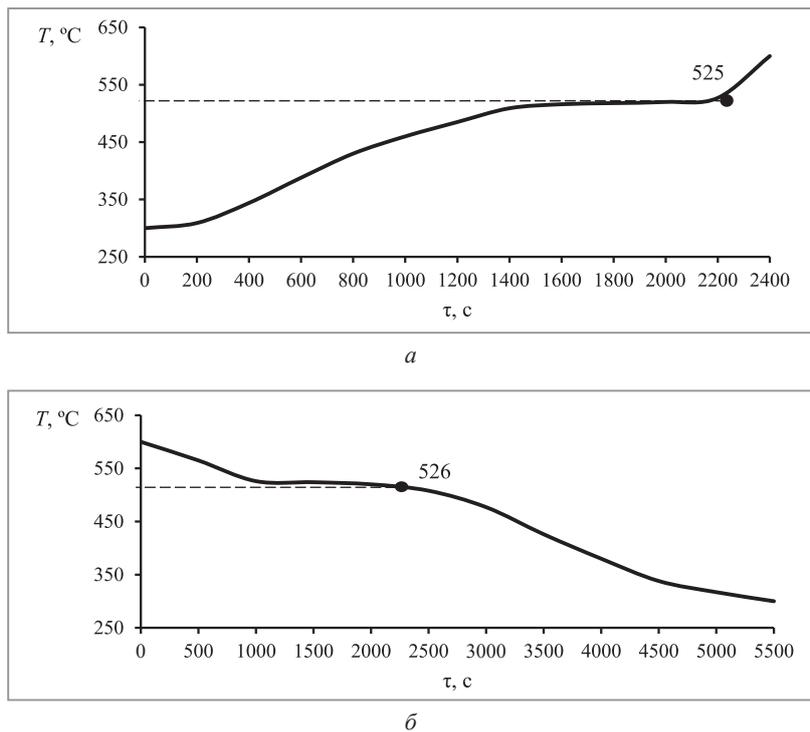


Рис. 2. Кинетика плавления (а) и затвердевания (б) сплава А34

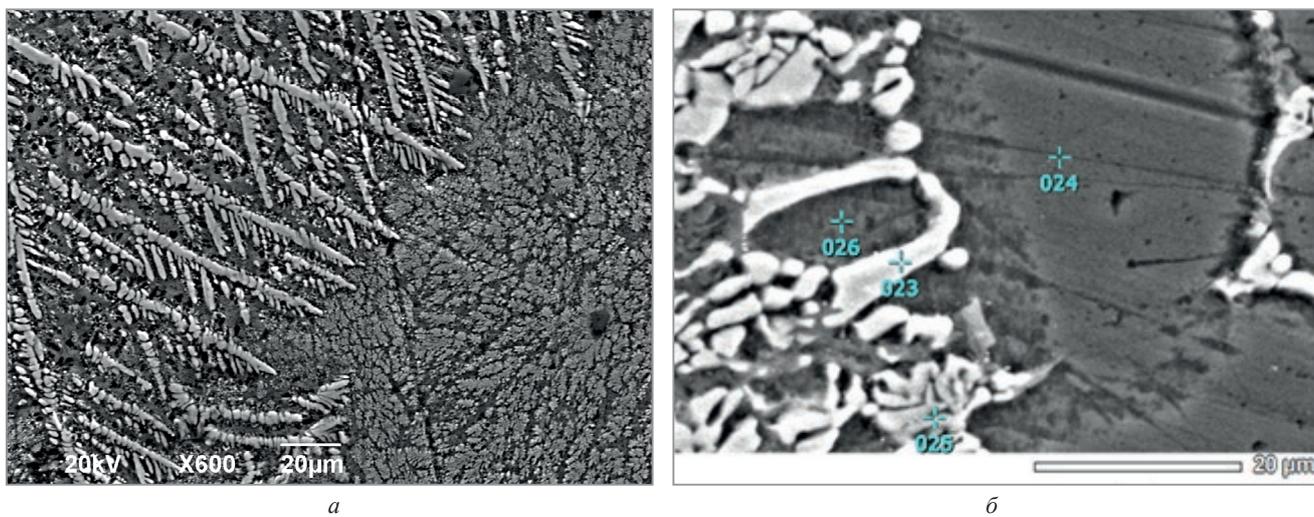
Рис. 3. Микроструктура пруткового припоя А34: а – увеличение  $\times 600$ ; б – точки микрорентгеноспектрального анализа

Таблица 4. Распределение элементов в прутковом припое А34

Номер точки замера	Содержание элементов в сварном шве, %		
	Al	Si	Cu
023	47,44	1,18	51,38
024	98,74	0,80	0,46
025	76,82	13,74	9,44
026	83,63	0,96	15,41

Таблица 5. Физико-механические свойства припойного сплава А34

$T_L/T_S$ , °C	Размер $Si_{III}$ , мкм (не более)	Механические свойства, не менее		Плотность, г/см <sup>3</sup>	
		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\rho_L$	$\rho_S$
525/526	Отсутствуют	252	1,5	3,04	3,32*

Примечание: \* – плотность в твердом состоянии 3,3 г/см<sup>3</sup> [3]

Далее оценили возможность применения припоя марки А34 в качестве присадочного материала при сварке. Сварку производили на установке Транс-ТИГ-350, предназначенной для аргонодуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом в среде инертных газов (режим ТИГ).

Оценивали возможность сварки пластин (толщиной 2 мм) из алюминиевых сплавов АК7ч (литейный) и АМг5 (деформируемый). В качестве газовой защитной среды использовали аргон. Подача аргона начиналась за 5–7 с до возбуждения дуги, а выключалась через 5–7 с после ее обрыва.

Перед сваркой поверхность заготовок была тщательно очищена стальными проволочными щетками. Сварку заготовок производили в стык, без разделки кромок, с двухсторонним проваром (рис. 4).

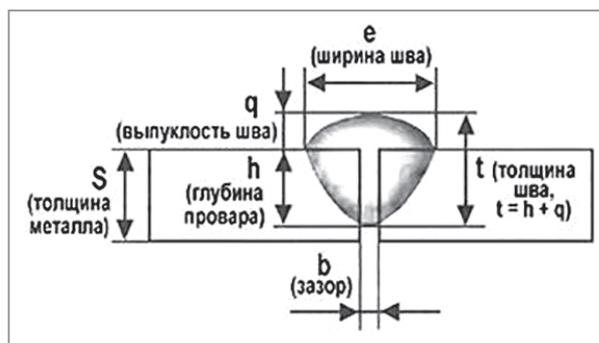


Рис. 4. Схема сварки заготовок из алюминиевых сплавов

На первом этапе оценили влияние силы тока (50, 70, 90 А) на качество сварных швов при сварке однородных материалов. Установлено, что при силе тока 90 А присадочный материал растекается по заготовкам, а в структуре сварного шва образуется большое количество пор. Кроме того, при сварке пластин из сплава АМг5 при силе тока 90 А отмечался прожег соединяемых заготовок. При силе тока 50 А в сварных соединениях присутствовал дефект «непровар». Исходя из этого, сварку АК7ч–АМг5 проводили при силе тока 70 А, поскольку тогда формировался ровный сварной шов (рис. 5, а), в структуре которого отсутствовали дефекты в виде пор и «непровар» (рис. 5, б, в).

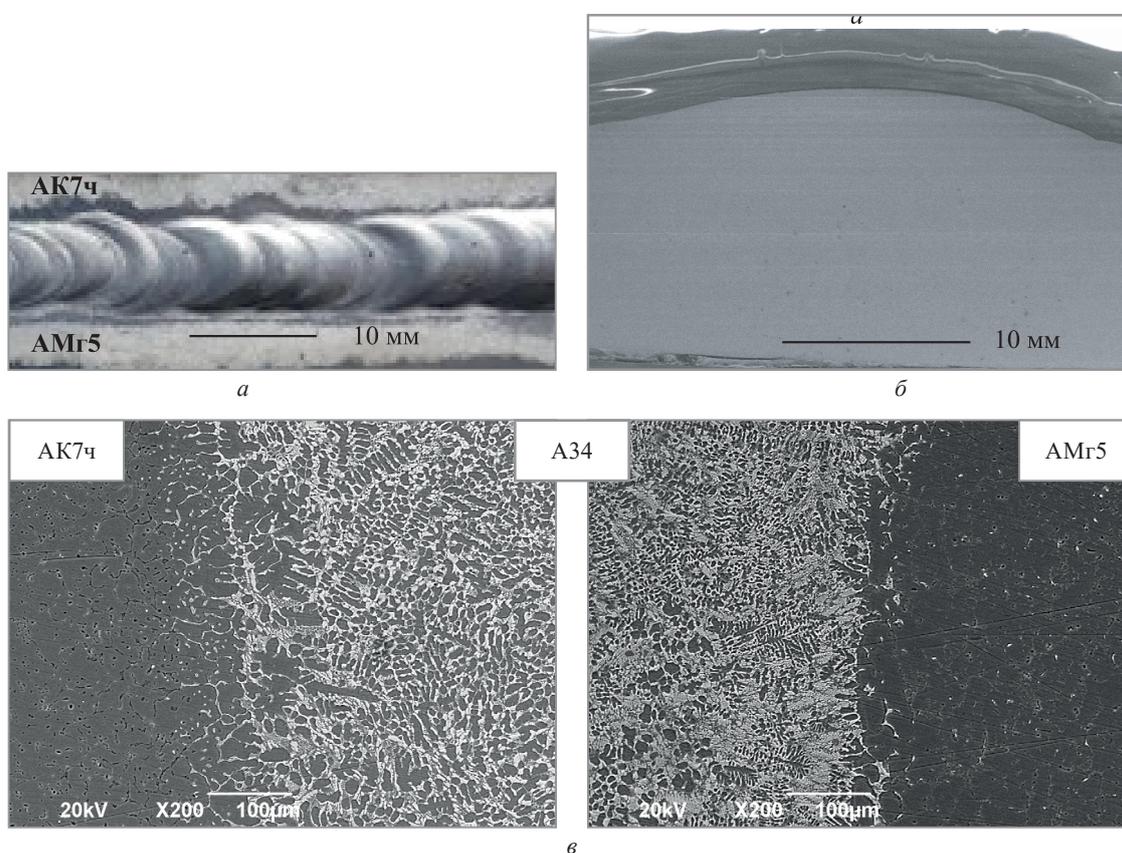


Рис. 5. Сварной шов АК7ч–АМг5, сформированный припоем А34 в качестве присадочного материала: а – сварной шов; б – макрофотография сварного шва; в – микрофотография сварного шва

### Выводы

1. В результате выполненных исследований установлено, что качество литого припоя марки А34, получаемого по разработанной технологической схеме, в полной мере соответствует требованиям ОСТ 4Г 0.033.200 [3] и заказчика. Кроме того, данный припой можно использовать как присадочный материал при сварке разнородных алюминиевых сплавов.

2. Разработана технологическая инструкция ТИ-ЛВТ-11 «Изготовление мелкокристаллического пруткового припоя А34» и организовано производство пруткового припоя марки А34 до 1000 кг/год.

### ЛИТЕРАТУРА

1. ГОСТ 17325-79. Пайка и лужение. Основные термины и определения. – М.: Издательство стандартов, 1989. – 22 с.
2. ГОСТ 19248-90. Припои. Классификация и обозначения. – М.: ГК СССР по управлению качеством продукции и стандартам, 1990. – 7 с.
3. ОСТ 4Г 0.033.200. Припои и флюсы для пайки, припойные пасты. Марки, состав, свойства и область применения. – М., 2011. – 130 с.
4. **Konstantinov, A. N.** Method for obtaining ingots of the A34 solder based on an investigation into the relation between the structure and properties of liquid and solid metals / A. N. Konstantinov, O. A. Chikova, K. V. Nikitin // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* – 2013. – Vol. 54, no. 6. – P. 484–488.
5. Effect of heating temperature and modification of Al-27%Cu-6%Si melt on the structure and phase composition of crystallized specimens / K. V. Nikitin [et al.] // *Met. Sci. Heat Treat.* – 2013. – Vol. 55, no. 3–4. – P. 30–35.

### REFERENCES

1. **GOST 17325–79.** *Pajka i luzhenie. Osnovnye terminy i opredeleniya* [Soldering and tinning. Basic terms and definitions]. Moscow, Izdatel'stvo standartov Publ., 1989, 22 p.
2. **GOST 19248–90.** *Pripoi. Klassifikaciya i oboznacheniya* [Solders. Classification and designations]. Moscow, GK SSSR po upravleniyu kachestvom produkcii i standartam, 1990, 7 p.
3. **OST 4G 0.033.200.** *Pripoi i flyusy dlya pajki, pripojnye pasty. Marki, sostav, svojstva i oblast' primeneniya* [Solders and fluxes for soldering, solder pastes. Brands, composition, properties and scope of application]. Moscow, 2011, 130 p.
4. **Konstantinov A. N., Chikova O. A., Nikitin K. V.** Method for obtaining ingots of the A34 solder based on an investigation into the relation between the structure and properties of liquid and solid metals. *Russ. J. Non-Ferr. Met.*, 2013, vol. 54, no. 6, pp. 484–488.
5. **Nikitin K. V., Chikova O. A., Timoshkin I. Yu., Konstantinov A. N.** Effect of heating temperature and modification of Al-27%Cu-6%Si melt on the structure and phase composition of crystallized specimens. *Met. Sci. Heat Treat.*, 2013, vol. 55, no. 3–4, pp. 30–35.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-19-23>  
УДК 621.74

Поступила 30.04.2025  
Received 30.04.2025

## ПРЕИМУЩЕСТВА ПРИМЕНЕНИЯ ИНДУКЦИОННЫХ СРЕДНЕЧАСТОТНЫХ ТИГЕЛЬНЫХ ПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ ПРИ ПЛАВКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

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

*Показаны преимущества использования среднечастотных индукционных тигельных печей по сравнению с печами, работающими на промышленной частоте. Представлена экономическая эффективность от перехода с индукционных печей промышленной частоты на среднечастотные печи. Описан метод многопостовой плавки.*

**Ключевые слова.** *Индукционные плавильные печи промышленной частоты, индукционные плавильные печи средней частоты, преимущества индукционных плавильных печей средней частоты, плавка сплава, алюминиевый сплав, качество литья, энергосбережение.*

**Для цитирования.** *Чечуха, В. И. Преимущества применения индукционных среднечастотных тигельных плавильных печей при плавке алюминиевых сплавов / В. И. Чечуха, М. А. Садоха // Литье и металлургия. 2025. № 3. С. 19–23. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-19-23>.*

## ADVANTAGES OF USING MEDIUM-FREQUENCY INDUCTION CRUCIBLE FURNACES FOR MELTING ALUMINUM ALLOYS

*V. I. CHECHUKHA, OJSC “MMZ named after S. I. Vavilov – Managing Company of “BelOMO” Holding”, Minsk, Belarus, 23, Makayenka str.  
M. A. SADOXHA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.  
E-mail: cadoxa@bntu.by*

*The article outlines the advantages of medium-frequency induction crucible furnaces in comparison with industrial-frequency furnaces. It presents the economic efficiency achieved by transitioning from industrial-frequency induction furnaces to medium-frequency units. Additionally, the paper describes the method of multi-station melting, highlighting improvements in energy efficiency, metal quality, and production flexibility.*

**Keywords.** *Industrial-frequency induction melting furnaces, medium-frequency induction melting furnaces, advantages of medium-frequency induction furnaces, alloy melting, aluminum alloy, casting quality, energy saving.*

**For citation.** *Chechukha V. I., Sadokha M. A. Advantages of using medium-frequency induction crucible furnaces for melting aluminum alloys. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 3, pp. 19–23. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-19-23>.*

Важным направлением развития машиностроительного комплекса на современном этапе является повышение эффективности, в первую очередь за счет снижения энергопотребления высокоэнергоемких технологических процессов, к которым относятся процессы плавки. В связи с этим особое значение приобретает совершенствование плавильного оборудования, направленное на автоматизацию, улучшение энергетических показателей, надежности работы, повышение эффективности и качества подготовки сплава. Технично-экономические показатели плавильного оборудования во многом зависят от типа и условий эксплуатации применяемых источников питания, а также технологических схем энергопитания, водоподготовки, охлаждения электрических контуров и др.

В последнее десятилетие технология индукционной плавки на заводах перешла с плавки с присутствием «болота» на более эффективную – плавку с полным сливом расплава. Такой метод подразумевает использование повышенных плотностей мощности и сокращение времени плавления. Это требует пересмотра требований к индукционным источникам питания. Старое поколение систем индукционной

плавки с присутствием «болота» работало на промышленной частоте, что ограничивало плотность мощности (кВт/т), так как при высокой мощности и малой частоте перемешивание металла в индукционной печи слишком интенсивное и в действительности может привести к выплескиванию расплава из печи. Дальнейшее повышение интенсивности плавки и производительности индукционных тигельных печей стало возможным при увеличении частоты тока в индукторе от 50 до 500 Гц для крупных печей, а по мере уменьшения размеров печи рациональная частота увеличивается и достигает 1,0–10,0 кГц для печей вместимостью 10–400 кг. Для малых печей вместимостью несколько десятков граммов оптимальная частота возрастает до 440 кГц [1–3].

По сравнению с индукционными печами промышленной частоты (ИППЧ) плавка на средней частоте имеет следующие преимущества:

- расход электроэнергии вдвое меньше, чем в ИППЧ, работающих в непрерывном цикле плавки с частичным сливом металла и периодической дозагрузки шихты;
- садочный режим плавки, т.е. без использования переходящего от плавки к плавке остатка жидкого металла («болота»), позволяет исключить предварительную сушку шихты и связанные с ней затраты, а также сократить расходы на футеровку, поскольку долговечность футеровки при садочном режиме плавки возрастает, и, наконец, исключить непроизводительные затраты труда, электроэнергии и материалов, связанные с невозможностью отключения ИППЧ на время перерывов в работе литейного производства;
- допустимая удельная мощность, подводимая к металлу, в 3 раза выше, чем в ИППЧ, что обеспечивает короткие циклы плавки (30–45 мин), повышает теплотехнический КПД;
- возможность полного слива металла из тигля и относительно малая масса футеровки печи, что создает условия для снижения тепловой инерции печи благодаря уменьшению теплоты, аккумулированной футеровкой; печи этого типа весьма удобны для периодической работы с перерывами между плавками и обеспечивают возможность для быстрого перехода с одной марки сплава на другую;
- повышение качества сплава за счет проведения плавки при его интенсивном перемешивании без разрыва оксидной пленки за более короткое время, что впоследствии снижает процент брака по газовым дефектам и неметаллическим включениям;
- в индукционных плавильных среднечастотных печах (ИПСЧ) ниже процент угара металла и легирующих элементов при плавке.

Кроме указанных выше преимуществ и энергоэффективности перехода на оборудование средней частоты с промышленной, повышение эффективности систем среднечастотной плавки металлов достигается при организации групповой плавки одновременно в нескольких печах или так называемого многопостового метода плавки. Сущность этого метода состоит в том, что процесс плавки в разных печах сдвинут по фазе технологического цикла: одна печь работает в режиме нагрева и расплавления металла с большим потреблением активной энергии, вторая находится в режиме выдержки и теплосхранения металла с малым потреблением энергии (10–20% от энергопотребления в режиме плавки), третья – в режиме разлива металла и загрузки шихтой без потребления энергии. Метод многопостовой плавки требует нового подхода к организации труда на плавильном участке. В последние годы получили развитие системы электропитания двух или нескольких одновременно работающих печей от одного источника, в которых имеется возможность гибкого перераспределения подводимой энергии от одной печи к другим.

Технико-экономическая эффективность среднечастотных индукционных плавильных систем еще более возросла с тех пор, когда компания АВР создала двухпостовой плавильный комплекс с двумя одновременно работающими ИПСЧ от одного двухэнергоканального источника питания, осуществляющего перераспределение потока энергии между печами в цикле плавки (плавильная система Twin-Power).

Компания Inductotherm (США) также разработала систему двухпостовой среднечастотной плавки DUAL-TRAK.

Компания JUNKER (Германия) предлагает на мировом рынке систему DUOMELT SYSTEM. Создание таких систем позволило повысить эффективность использования установленной мощности оборудования системы электропитания печей, снизить ее стоимость на 30–40% и повысить производительность плавильных установок.

Аналогичные системы среднечастотной плавки разработаны Российской электротехнологической компанией «РЭЛТЕК». Двухпостовые установки индукционной плавки типа УИПТ реализуют тандемный способ, когда плавка ведется последовательно в одной печи до ее завершения, а затем продолжается

во второй печи. При этом источник питания переключается с одной печи на другую. Такой метод позволяет примерно на 20% повысить производительность плавильной установки по сравнению с однопостовой плавильной системой за счет сокращения технологических перерывов и более интенсивного использования оборудования системы электропитания.

Кроме повышения производительности и энергоэффективности самих печей, требуется также сокращать время простоя плавильного оборудования на регламентные ремонтные работы.

Для контроля состояния тигля в процессе эксплуатации печи при набивке футеровки устанавливают датчики прогара, позволяющие определить место нахождения дефектов, пор и трещин, а также оценить общее состояние и степень износа футеровки по электрическим параметрам.

Для ускорения проведения ремонтных работ по набивке футеровки в конструкции печей предусматривают гидравлическую систему извлечения тигля. Также для сокращения времени на просушку и прокатку при набивке тигля вместо тигля из футеровочных огнеупорных масс используют графитовые тигли. Это значительно сказывается на качестве выплавляемого сплава, снижает процент брака отливок, связанного с неметаллическими включениями.

В соответствии с современными мировыми тенденциями с целью рационального использования плавильного оборудования, сокращения времени плавки, повышения энергоэффективности, снижения потерь на угар, повышения качества подготовленного сплава ОАО «ММЗ имени С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО» для плавки и приготовления алюминиевых сплавов на участке литья под высоким давлением произвело замену морально и физически устаревших печей ИАТ-0,4/0,18 на индукционные тигельные плавильные печи GWL-0,3Т-300/1S средней частоты (рис. 1). Технические характеристики печей приведены в таблице.



Рис. 1. ИПСЧ модели GWL-0,3Т-300/1S

Основные характеристики ИАТ-0,4/0,18 и GWL-0,3Т-300/1S

Наименование параметра	ИАТ-0,4/0,18	GWL-0,3Т-300/1S
Емкость печи, т	0,4	0,3 (при использовании набивной футеровки); 0,18 (при использовании графитового тигля СА600L)
Потребляемая мощность, кВт	180	300
Частота, Гц	50	1000
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т	620	151
Производительность (расплавление и перегрев), т/ч	0,29	0,31
Угар, %	1,2	0,8

Замер потребления электроэнергии и расчет производительности печи GWL-0,3T-300/1S производили при плавке в условиях использования графитового тигля СА600L ОАО «Лужский абразивный завод» емкостью 0,18 т по алюминиевому сплаву.

Технико-экономические показатели перехода на среднечастотную индукционную плавку приведены на рис. 2, 3.

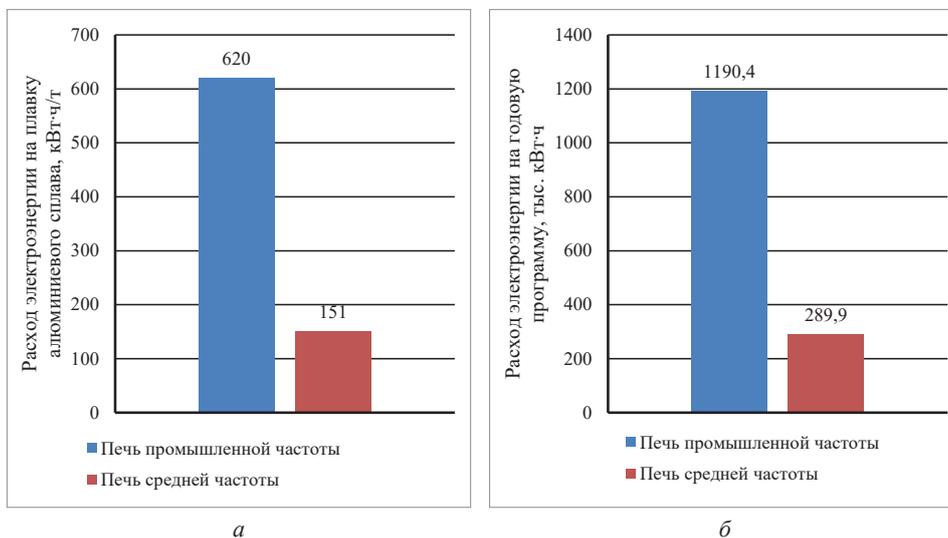


Рис. 2. Расход электроэнергии на плавку алюминиевых сплавов при применении различных плавильных агрегатов в условиях ОАО «ММЗ имени С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО»:  
а – на 1 т сплава; б – на годовую программу

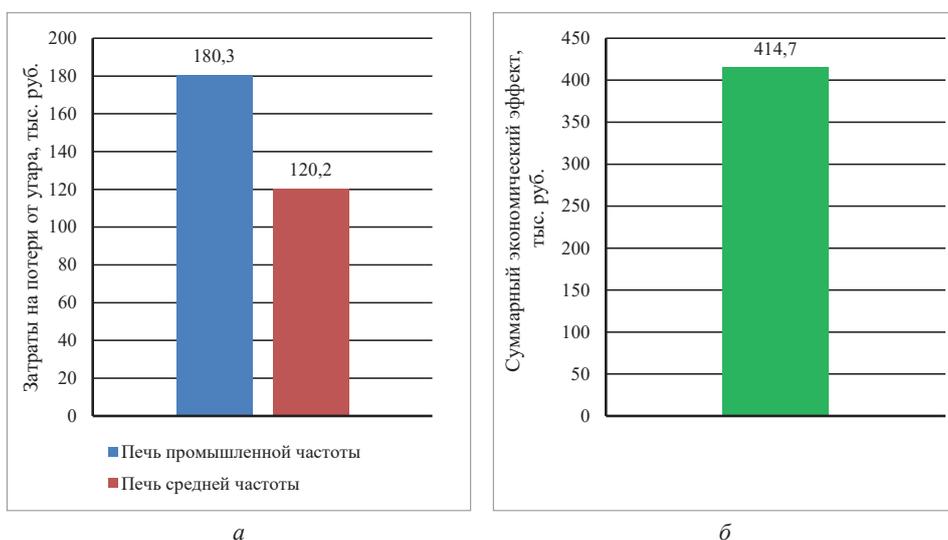


Рис. 3. Годовые экономические показатели в ОАО «ММЗ имени С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО» от перехода на плавку алюминиевых сплавов с применением плавильных печей средней частоты:  
а – потери на угар металла; б – суммарный экономический эффект от перехода на плавку всего годового объема алюминиевых сплавов в печах средней частоты, тыс. руб.

В относительных цифрах переход на плавку в среднечастотных печах в ОАО «ММЗ имени С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО» обеспечил экономию 63,9% средств, которые ранее тратились при использовании печей промышленной частоты.

Таким образом, применение ИПСЧ вместо ИППЧ позволяет повысить производительность процесса плавки, качество выплавляемого сплава, сократить расходы на электроэнергию, снизить напряженность труда плавильщиков, сократить время простоя на регламентные ремонтные работы и улучшить производственную надежность систем индукционной плавки металлов, что в свою очередь положительно отразится на себестоимости и качестве конечной продукции.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Индукционные тигельные печи: учеб. пособие / Л. И. Иванова [и др.]. – 2-е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург: Изд-во УГТУ – УПИ, 2002. – 87 с.
2. Разработка технологических решений получения черных и цветных сплавов с использованием среднечастотных индукционных печей / Д. М. Кукуй [и др.] // Литье и металлургия. – 2014. – № 2. – С. 9–14.
3. **Лузгин, В. И.** Индукционные печи средней частоты нового поколения / В. И. Лузгин, А. Ю. Петров, Л. И. Фаерман // Черные металлы. – 2006. – № 7–8. – С. 14–24.

## REFERENCES

1. **Ivanova L. I., Grobova L. S., Sokunov B. A., Sarapulov S. F.** *Indukcionnye tigel'nye pechi: ucheb. posobie* [Induction crucible furnaces: a textbook]. Ekaterinburg: UGTU – UPI Publ., 2002, 87 p.
2. **Kukuj D. M., Rudnitsky F. I., Fasevich Yu. N., Sergiyenya N. N., Sindel A. S.** Razrabotka tekhnologicheskikh reshenij polucheniya chernykh i cvetnykh splavov s ispol'zovaniem srednechastotnykh indukcionnykh pechej [Development of technological solutions of receiving black and color alloys with application of mid-frequency induction furnaces]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 2, pp. 9–14.
3. **Luzgin V. I., Petrov A. Yu., Faerman L. I.** Indukcionnye pechi srednej chastoty novogo pokoleniya [Medium-frequency induction furnaces of the new generation]. *Chernye metally = Ferrous metals*, 2006, no. 7–8, pp. 14–24.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-24-28>  
УДК 621.745.35

Поступила 10.06.2025  
Received 10.06.2025

## ТЕРМОДИНАМИКА МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ЦЕРИЕМ, БЕРИЛЛИЕМ, СУРЬМОЙ

*Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru*  
*А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43*

*В статье представлен термодинамический расчет модифицирования заэвтектического силумина церием, бериллием и сурьмой. Показано, что в расплаве заэвтектического силумина церий, бериллий и сурьма рафинируют элементарные нанокристаллы кремния от адсорбированных атомов кислорода. Исследован процесс модифицирования первичных микрокристаллов кремния церием, бериллием и сурьмой. Эти металлы повышают в расплаве заэвтектического силумина концентрацию элементарных нанокристаллов кремния, свободных от атомов кислорода. Данный процесс увеличивает концентрацию центров кристаллизации и повышает дисперсность первичных микрокристаллов кремния.*

**Ключевые слова.** Заэвтектический силумин, модифицирование, термодинамика, церий, бериллий, сурьма, адсорбированный кислород, нанокристаллы.

**Для цитирования.** Марукович, Е. И. Термодинамика модифицирования заэвтектического силумина церием, бериллием, сурьмой / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 24–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-24-28>.

## THERMODYNAMICS OF MODIFICATION OF HYPEREUTECTIC SILUMIN BY CERIUM, BERYLLIUM, ANTIMONY

*E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru*  
*A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.*

*The article presents a thermodynamic calculation of the modification of hypereutectic silumin by cerium, beryllium and antimony. It has been shown that in the melt of hypereutectic silumin, cerium, beryllium and antimony refine elementary silicon nanocrystals from adsorbed oxygen atoms. The process of modifying primary silicon microcrystals with cerium, beryllium and antimony has been studied. These metals increase the concentration of elementary silicon nanocrystals free of oxygen atoms in the melt of hypereutectic silumin. This process increases the concentration of crystallization centers and increases the dispersion of primary silicon microcrystals.*

**Keywords.** Hypereutectic silumin, modification, thermodynamics, cerium, beryllium, antimony, adsorbed oxygen, nanocrystals.

**For citation.** Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Thermodynamics of modification of hypereutectic silumin by cerium, beryllium, antimony. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 24–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-24-28>.

Основными металлами, модифицирующими первичную структуру заэвтектического силумина, являются церий, бериллий и сурьма [1]. Эти металлы в расплаве заэвтектического силумина не образуют гидридов [2, 3]. По сравнению с кислородом, водород является слабым поверхностно-активным элементом по отношению к кремнию [3]. С кремнием в расплаве заэвтектического силумина Ce, Be, Sb не образуют тугоплавких соединений [4, 5]. Кремний имеет кубическую кристаллическую решетку (сингонию) типа алмаза с параметром  $a = 0,543$  нм [4]. При обработке расплава заэвтектического силумина Ce, Be, Sb могут образовываться следующие соединения, имеющие кубическую кристаллическую решетку:  $Al_2Ce$  ( $a = 0,806$  нм);  $AlSb$  ( $a = 0,610$  нм) [4, 6]. Но по основному параметру  $a$  эти соединения отличаются от кремния более чем на 9%. Тогда  $Al_2Ce$ ,  $AlSb$  не могут быть центрами кристаллизации (ЦК) первичных микрокристаллов кремния заэвтектического силумина согласно принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского [1, 6].

Для исследования процесса модифицирования заэвтектического силумина необходимо использовать теорию наноструктурной кристаллизации металлических расплавов [7]. Согласно этой теории, расплав заэвтектического силумина состоит из элементарных нанокристаллов кремния ( $Si_{эн}$ ) и алюминия ( $Al_{эн}$ ), свободных атомов кремния ( $Si_a$ ) и алюминия ( $Al_a$ ) [1, 7]. Атомы кислорода попадают в жидкий силумин при его взаимодействии с молекулярным кислородом воздуха [1]. В расплаве заэвтектического силумина атомарный кислород, адсорбируясь на  $Si_{эн}$ , препятствует образованию ЦК первичных микрокристаллов кремния ( $Si_{мкп}$ ), а процесс модифицирования  $Si_{мкп}$  сводится к рафинированию  $Si_{эн}$  от адсорбированного кислорода [1]. Но термодинамика этого процесса применительно к модифицирующим элементам Се, Ве, Sb не исследована. Поэтому целью настоящей работы является термодинамический расчет рафинирования заэвтектического силумина от адсорбированного кислорода церием, бериллием, сурьмой.

Теплота адсорбции ( $Q$ ) зависит от температуры ( $T$ ) согласно следующему уравнению [3]:

$$Q = ae^{\frac{b}{T}}, \quad (1)$$

где  $a, b$  – константы;  $e$  – основание натурального логарифма,  $e = 2,72$ .

При температурах  $T_1$  и  $T_2$  имеем, соответственно, теплоту адсорбции  $Q_1$  и  $Q_2$ . Тогда, исходя из уравнения (1), получим следующее расчетное уравнение:

$$Q_2 = Q_1 e^{\frac{T_1 - T_2}{T_2}}. \quad (2)$$

При  $T_1 = 298$  К теплота адсорбции атомов кислорода на кремнии  $Q_1 = 880$  кДж/моль [3]. Тогда, согласно уравнению (2), при средней температуре модифицирования  $T_2 = 1100$  К теплота адсорбции атомов кислорода на кремнии  $Q_2 = 440$  кДж/моль. Это означает, что энтальпия адсорбции атомов кислорода на элементарных нанокристаллах кремния ( $\Delta H_0$ ) при температуре модифицирования заэвтектического силумина 1100 К равна  $-440$  кДж/моль.

Для термодинамического расчета реакций в качестве основного критерия выбираем энтальпию реакции при температуре 1100 К [8, 9]. Определим, могут ли  $Al_{эн}$  в расплаве заэвтектического силумина рафинировать  $Si_{эн}$  от адсорбированного кислорода. Для этого необходимо учесть, что в расплаве заэвтектического силумина концентрация атомов кислорода относительно мала, поэтому на  $Si_{эн}$  с адсорбированным кислородом предпочтительно образование газообразного оксида  $(Al_2O)_г$  [8]. Исходя из этого, произведем термодинамический расчет следующей реакции:



где  $\{O\}Si_{эн}$  – кислород, адсорбированный на элементарных нанокристаллах кремния;  $\Delta H_1$  – энтальпия реакции (3).

Реакцию (3) можно представить как сумму следующих двух реакций:



где  $\Delta H_2$  – энтальпия реакции (4);



где  $\Delta H_3$  – энтальпия реакции (5);  $\Delta H_3 = -\Delta H_0 = 440$  кДж/моль.

Реакцию (4) можно представить как сумму следующих трех реакций:



где  $\Delta H_4$  – энтальпия реакции (6), равная  $-182$  кДж/моль [8];



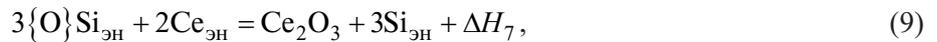
где  $\Delta H_5$  – энтальпия реакции (7), равная  $-250$  кДж/моль [10];



где  $\Delta H_6$  – энтальпия реакции (8), равная  $-5$  кДж/моль [10].

Тогда  $\Delta H_2 = \Delta H_4 + \Delta H_5 + \Delta H_6 = -437$  кДж/моль. Величина  $\Delta H_1 = \Delta H_2 + \Delta H_3 = 3$  кДж/моль. Получили  $\Delta H_1 > 0$ . Это означает, что реакция (3) не происходит. Поэтому в расплаве заэвтектического силумина  $Al_{эн}$  не могут рафинировать  $Si_{эн}$  от адсорбированного кислорода.

При растворении в расплаве заэвтектического силумина церия его микрокристаллы в основном распадаются на элементарные нанокристаллы церия ( $\text{Ce}_{\text{ЭН}}$ ) [11]. Взаимодействие адсорбированного кислорода с  $\text{Ce}_{\text{ЭН}}$  происходит согласно следующей реакции:



где  $\Delta H_7$  – энтальпия реакции (9).

Реакцию (9) можно представить как сумму следующих двух реакций:



где  $\Delta H_8$  – энтальпия реакции (10);  $\Delta H_8 = -3\Delta H_0 = 1320$  кДж/моль;

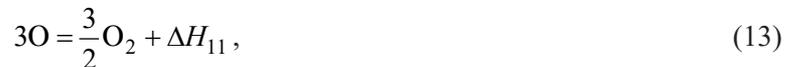


где  $\Delta H_9$  – энтальпия реакции (11).

Реакцию (11) можно представить как сумму следующих трех реакций:



где  $\Delta H_{10}$  – энтальпия реакции (12), равная  $-1823$  кДж/моль [8];



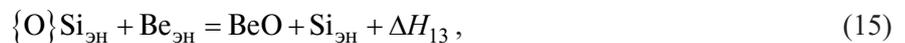
где  $\Delta H_{11}$  – энтальпия реакции (13), равная  $-750$  кДж/моль [10];



где  $\Delta H_{12}$  – энтальпия реакции (14), равная  $-4$  кДж/моль [10].

Тогда  $\Delta H_9 = \Delta H_{10} + \Delta H_{11} + \Delta H_{12} = -2577$  кДж/моль. Величина  $\Delta H_7 = \Delta H_8 + \Delta H_9 = -1257$  кДж/моль. Получили  $\Delta H_7 < 0$ . Это означает, что реакция (9) происходит. Поэтому в расплаве заэвтектического силумина  $\text{Ce}_{\text{ЭН}}$  рафинируют  $\text{Si}_{\text{ЭН}}$  от адсорбированного кислорода.

При растворении в расплаве заэвтектического силумина бериллия его микрокристаллы в основном распадаются на элементарные нанокристаллы бериллия ( $\text{Be}_{\text{ЭН}}$ ) [11]. Взаимодействие адсорбированного кислорода с  $\text{Be}_{\text{ЭН}}$  происходит согласно следующей реакции:



где  $\Delta H_{13}$  – энтальпия реакции (15).

Реакцию (15) можно представить как сумму следующих двух реакций:



где  $\Delta H_{14}$  – энтальпия реакции (16);  $\Delta H_{14} = -\Delta H_0 = 440$  кДж/моль;



где  $\Delta H_{15}$  – энтальпия реакции (17).

Реакцию (17) можно представить как сумму следующих трех реакций:



где  $\Delta H_{16}$  – энтальпия реакции (18), равная  $-596$  кДж/моль [8];



где  $\Delta H_{17}$  – энтальпия реакции (19), равная  $-250$  кДж/моль [10];



где  $\Delta H_{18}$  – энтальпия реакции (20), равная  $-4$  кДж/моль [10].

Тогда  $\Delta H_{15} = \Delta H_{16} + \Delta H_{17} + \Delta H_{18} = -850$  кДж/моль. Величина  $\Delta H_{13} = \Delta H_{14} + \Delta H_{15} = -410$  кДж/моль. Получили  $\Delta H_{13} < 0$ . Это означает, что реакция (13) происходит. Поэтому в расплаве заэвтектического силумина  $\text{Be}_{\text{ЭН}}$  рафинируют  $\text{Si}_{\text{ЭН}}$  от адсорбированного кислорода.

При растворении в расплаве заэвтектического силумина сурьмы ее микрокристаллы в основном распадаются на элементарные нанокристаллы сурьмы ( $\text{Sb}_{\text{ЭН}}$ ) [11]. Взаимодействие адсорбированного кислорода с  $\text{Sb}_{\text{ЭН}}$  происходит согласно следующей реакции:



где  $\Delta H_{19}$  – энтальпия реакции (21).

Реакцию (21) можно представить как сумму следующих двух реакций:



где  $\Delta H_{20}$  – энтальпия реакции (22);  $\Delta H_{20} = -3\Delta H_0 = 1320$  кДж/моль;



где  $\Delta H_{21}$  – энтальпия реакции (23).

Реакцию (23) можно представить как сумму следующих трех реакций:



где  $\Delta H_{22}$  – энтальпия реакции (24), равная  $-667$  кДж/моль [8];



где  $\Delta H_{23}$  – энтальпия реакции (25), равная  $-750$  кДж/моль [10];



где  $\Delta H_{24}$  – энтальпия реакции (26), равная  $-5$  кДж/моль [10].

Тогда  $\Delta H_{21} = \Delta H_{22} + \Delta H_{23} + \Delta H_{24} = -1422$  кДж/моль. Величина  $\Delta H_{19} = \Delta H_{20} + \Delta H_{21} = -102$  кДж/моль. Получили  $\Delta H_{19} < 0$ . Это означает, что реакция (21) происходит. Поэтому в расплаве заэвтектического силумина  $Sb_{эн}$  рафинируют  $Si_{эн}$  от адсорбированного кислорода.

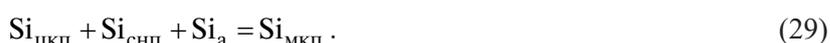
Процесс кристаллизации  $Si_{мкп}$  можно представить следующим образом [11, 12]. Сначала формируются структурообразующие первичные нанокристаллы кремния ( $Si_{снп}$ ) по реакции:



Затем образуются ЦК первичных микрокристаллов кремния ( $Si_{цкп}$ ):



Заканчивается процесс кристаллизации  $Si_{мкп}$  реакцией:



Нанокристаллы церия, бериллия и сурьмы в расплаве заэвтектического силумина рафинирует  $Si_{эн}$  от адсорбированного кислорода. В результате в расплаве увеличивается концентрация  $Si_{эн}$ . Согласно уравнениям (27)–(29), повышение концентрация  $Si_{эн}$  в расплаве заэвтектического силумина приводит к увеличению концентрация  $Si_{цкп}$  при кристаллизации расплава. Это способствует получению отливок с модифицированной первичной структурой.

Процесс модифицирования первичных микрокристаллов кремния заэвтектического силумина церием, бериллием и сурьмой заключается в рафинировании  $Si_{эн}$  от адсорбированного кислорода, что приводит к увеличению концентрации  $Si_{цкп}$  и получению отливок с модифицированной первичной структурой.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Стеценко, В. Ю.** Теоретические и технологические основы получения заготовок повышенной износостойкости из силуминов с высокодисперсной инвертированной структурой: дис. ... д-ра техн. наук / В. Ю. Стеценко. – Минск: БНТУ, 2021. – 308 с.
2. **Антонова, М. М.** Свойства гидридов металлов: справ. / М. М. Антонова. – Киев: Наукова думка, 1975. – 128 с.
3. Константы взаимодействия металлов с газами: справ. / под ред. Б. А. Колачева, Ю. В. Левинского. – М.: Металлургия, 1987. – 368 с.
4. Справочник химика. Т. 1. – Л.: Химия, 1971. – 1072 с.
5. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справ. / под ред. Т. Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1985. – 928 с.
6. **Лахтин, Ю. М.** Материаловедение: учебник для вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
7. **Марукович, Е. И.** О теории кристаллизации металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литейное производство. – 2025. – № 6. – С. 6–11.
8. Физико-химические свойства окислов: справ. / под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
9. **Жуховицкий, А. А.** Физическая химия / А. А. Жуховицкий, Л. А. Шварцман – М.: Металлургия, 2001. – 688 с.

10. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. – М.: Metallurgiya, 1976. – 600 с.
11. Кристаллизация металлов и сплавов: моногр. / Е. И. Марукович [и др.]. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2025. – 192 с.
12. Механизм сохранения структурной информации силуминов в системе «твердое – жидкое – твердое» / Е. И. Марукович [и др.] // Цветные металлы. – 2024. – № 11. – С. 76–81.

## REFERENCES

1. **Stetsenko V. Yu.** *Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy polucheniya zagotovok povyshennoj iznosostojkosti iz siluminov s vysokodispersnoj invertirovannoj strukturoj: dis. dokt. tekhn. nauk* [Theoretical and technological bases for production of blanks of increased wear resistance from silumins with highly dispersed inverted structure: dis. Dr. tech. sciences]. Minsk, BNTU Publ., 2021, 308 p.
2. **Antonova M. M.** *Svojstva gidridov metallov: sprav.* [Properties of metal hydrides: reference book]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1975, 128 p.
3. **Kolachev B. A., Levinsky Yu. V.** (ed.) *Konstanty vzaimodejstviya metallov s gazami: sprav.* [Constants of interaction of metals with gases: reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 368 p.
4. *Spravochnik himika* [Chemist's Handbook]. Leningrad, Himiya Publ., 1971, vol. 1, 1072 p.
5. **Kosolapova T. Ya.** (ed.) *Svojstva, poluchenie i primenenie tugoplavkih soedinenij: sprav.* [Properties, preparation and application of refractory compounds: reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 928 p.
6. **Lahtin Yu. M., Leont'eva V. P.** *Materialovedenie: uchebnik dlya vuzov* [Materials Science: textbook for universities]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990, 528 p.
7. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** O teorii kristallizacii metallicheskih rasplavov [On the theory of crystallization of metal melts]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and Equipment*, 2025, no. 6, pp. 6–11.
8. **Samsonov G. V.** (ed.) *Fiziko-himicheskie svojstva okislov: sprav.* [Physicochemical properties of oxides: reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 472 p.
9. **Zhuhovickij A. A., Shvarcman L. A.** *Fizicheskaya himiya* [Physical Chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2001, 688 p.
10. *Svojstva elementov. Ch. 1. Fizicheskie svojstva: spravochnik* [Properties of elements. Part 1. Physical properties: reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 600 p.
11. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Nikitin K. V., Stetsenko A. V.** *Kristallizaciya metallov i splavov: monogr.* [Crystallization of metals and alloys: monograph]. Samara: Samar. state technical un-ty Publ., 2025, 192 p.
12. **Marukovich E. I., Nikitin K. V., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Mekhanizm sohraneniya strukturnoj informacii siluminov v sisteme «tverdoe – zhidkoe – tverdoe» [Mechanism to preserve silumins structural information in the “solid – liquid – solid” system]. *Cvetnye metally = Non-ferrous metals*, 2024, no. 11, pp. 76–81.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-29-35>  
УДК 621.745

Поступила 12.07.2025  
Received 12.07.2025

## АНАЛИЗ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ПО ФУРАН-ПРОЦЕССУ МЕТОДОМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ТРАДИЦИОННЫМ СПОСОБОМ

С. А. КУЛИКОВ, ОАО «Минский тракторный завод»,  
г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29. E-mail: s.kulikov@mtz.by, cyberlis@mail.ru  
Ю. А. КУЛИКОВ, ОАО «УКХ «Минский моторный завод»,  
г. Минск, Беларусь, ул. Ваупшасова, 4. E-mail: ogmet@mmz-motor.by

*Рассмотрены примеры внедрения аддитивных технологий в действующее литейное производство. С помощью фуран-процесса показано, что аддитивные технологии по своему содержанию могут значительно отличаться от традиционных технологий. Литейные стержни, полученные технологией Binder Jetting (BJ), отличаются от стержней, полученных традиционным фуран-процессом, повышенной прочностью и газовыделением. Это требуется учитывать при проектировании литниковых систем для предупреждения возникновения газовых дефектов в отливках.*

**Ключевые слова.** Фуран-процесс, аддитивные технологии, BJ

**Для цитирования.** Куликов, С. А. Анализ свойств литейных стержней, изготовленных по фуран-процессу методом аддитивных технологий и традиционным способом / С. А. Куликов, Ю. А. Куликов // Литье и металлургия. 2025. № 3. С. 29–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-29-35>.

## ANALYSIS OF PROPERTIES OF CASTING RODS MANUFACTURED BY THE FURAN PROCESS BY ADDITIVE TECHNOLOGIES AND TRADITIONAL METHOD

S. A. KULIKOV, OJSC “Minsk Tractor Works”,  
Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str. E-mail: s.kulikov@mtz.by, cyberlis@mail.ru  
Yu. A. KULIKOV, OJSC “Minsk Motor Plant” Holding Managing Company”,  
Minsk, Belarus, 4, Vaupshasova str. E-mail: ogmet@mmz-motor.by

*Examples of the implementation of additive technologies in the current foundry production are considered. Using the example of the furan process, it is shown that additive technologies in their content can differ significantly from traditional technologies. Casting cores obtained by the Binder Jet technology differ from cores obtained by the traditional furan process in their increased strength and gas emission. This must be taken into account when designing gating systems to prevent the occurrence of gas defects in castings.*

**Keywords.** Furan process, additive technologies, BJ

**For citation.** Kulikov S. A., Kulikov Yu. A. Analysis of properties of casting rods manufactured by the furan process by additive technologies and traditional method. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 3, pp. 29–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-29-35>.

### Введение

Промышленное предприятие является первичным звеном экономики. То есть работа промышленного объекта обеспечивает функционирование экономики страны в первую очередь, все остальные сферы, например услуги, вторичны. Для наиболее эффективного вклада в благосостояние государства предприятия обязаны обеспечивать рентабельность производства. Как следствие, задача любого руководителя, в том числе и главного металлурга, – определение путей для снижения затрат на получение конечной продукции. В литейном производстве вопросы подготовки и выпуска новых моделей всегда связаны с повышенными расходами. Это обусловлено необходимостью изготавливать модельные комплекты, которые, с учетом изготовления промоделей, занимают значительную статью расходов. Одним из путей решения данного вопроса может быть внедрение аддитивных технологий (АТ).

АТ, или технологии послойного наращивания, прошли долгий путь освоения в Республике Беларусь [1]. В литейном производстве АТ внедряются сразу по нескольким направлениям: изготовление макетов, оснастки (моделей и стержневых ящиков), литейных форм и непосредственно самой отливки. Конкретные методы АТ, которые могут быть внедрены на предприятии, определяются типом производства (массовое, крупно- или мелкосерийное, единичное).

На ОАО «МТЗ» модернизации литейного производства уделяется особое внимание. Технические специалисты предприятия приняли решение о поэтапном внедрении АТ. Модельный цех является крупным структурным подразделением ОАО «МТЗ», имеющим ряд специализированных участков (рис. 1): деревомоделный, металломоделный и участок АТ. На последнем установлен 3D-принтер FORTUS 360ms (технология FDM – экструзия пластиковой нити) с размерами моделируемых элементов до 406×355×406 мм, величиной наносимого слоя от 0,127 до 0,33 мм с растворимой и отслаиваемой структурой. Данное оборудование позволило опробовать методы сквозного проектирования при производстве отливок для двигателя серии 3LD.

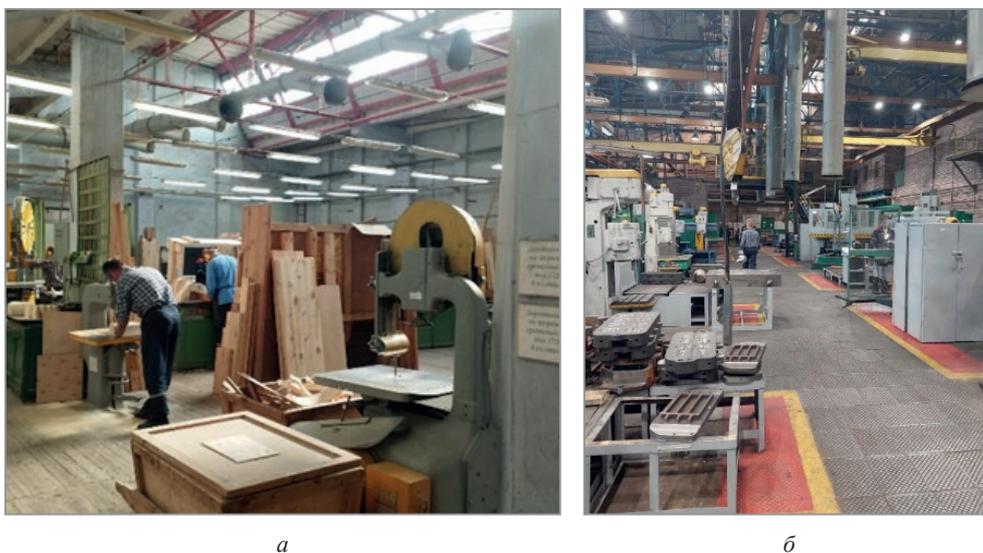


Рис. 1. Участки модельного цеха ОАО «МТЗ»: а – деревомоделный; б – металломоделный

Главное преимущество АТ – оперативное внесение изменений в электронные чертежи с последующей печатью моделей исправленной конструкции. В то же время при незначительных изменениях модели (например, установке новой бобышки под сверление), специалисты деревомоделного и металломоделного участков не испытывают затруднений с внесением изменений в действующую оснастку. Пластиковые изделия, напротив, зачастую оказалось проще изготовить вновь, нежели заниматься врезкой в пластик дополнительных элементов.

ОАО «УКХ «Минский моторный завод» не имеет такого крупного производства модельной оснастки, как ОАО «МТЗ». В целях проведения подготовки производства к созданию новых образцов двигателей специалистами ОАО «УКХ «ММЗ» было принято решение о закупке оборудования для печати песчано-полимерных форм (метод ВJ) [1–3]. При поддержке государства предприятие приобрело комплекс от компании FNZL (КНР) с областью печати 1800×1000×700 мм (рис. 2, а). Скорость печати обеспечивает получение готовой литейной формы или стержня любой геометрии с указанными размерами за 24 ч (рис. 2, б).

Внедрение АТ на моторном заводе позволило проводить подготовку производства без заказа дорогостоящей оснастки. Но как на ОАО «МТЗ», так и на ОАО «УКХ «ММЗ» столкнулись с рядом проблем, связанных с особенностями полимерно-песчаной печати. Этап подготовки внедрения данной установки требует наличия специального помещения с обеспечением необходимого микроклимата, а также самой современной литейной лаборатории. Строительство и оснащение такого помещения по цене может быть сопоставимо со стоимостью самой установки. Положительный опыт ОАО «УКХ «ММЗ» в части использования технологии ВJ в настоящий момент изучается специалистами ОАО «МТЗ», и в ближайшее время данная технология будет внедрена на тракторном заводе.

Специалисты различных областей отождествляют АТ и традиционные литейные технологии. Так, технология FDM позволяет вести печать экструзией различных пластиков, в том числе таких, чьи



Рис. 2. Комплекс для печати полимерно-песчаных форм, установленный на ОАО «УКХ «ММЗ»: а – комплекс для печати; б – напечатанные на данном комплексе литейные формы и стержни

свойства приближаются к модельным воскам. Совмещение напечатанных подобным методом «восковых» (в действительности платиновых) моделей с нанесением керамических слоев позволяет получать точные отливки методом выплавляемых моделей. Аналогичная ситуация и с фуран-процессом. Однако данные об изучении свойств литейных форм и стержней, полученных традиционным методом, в сравнении с методом АТ весьма ограничены. Поэтому данная тема актуальна и требует всестороннего изучения.

#### Методика проведения экспериментов

В случае использования АТ стержневую смесь приготавливали на лопастном смесителе, входящем в комплекс 3D-принтера FHZL (КНР). По традиционной технологии смесь приготавливали на лабораторном лопастном смесителе LMB-s (MULTISERW-Morek, Польша). Прочность при растяжении стандартных образцов проверяли на установке LRu-2e, газотворную способность смесей – на установке PR-45 (оба прибора производства MULTISERW-Morek, Польша). Гранулометрический состав контролировали по ГОСТ 2138-91 на установке 029 (Россия). Исследование морфологии образцов проводили на аттестованном сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) высокого разрешения Mira 3 фирмы Tescan (Чехия) с рентгеноспектральным анализатором фирмы Oxford Instruments Analytical (Великобритания). Ускоряющее напряжение при съемке составляло 20 кВ. Увеличение и другие параметры съемки указаны в информационной строке внизу каждого кадра.

#### Результаты экспериментов и их обсуждение

В традиционных литейных технологиях гранулометрический состав используемого формовочного песка может быть обусловлен целым спектром технологических факторов: от величины металлостатического давления до влажности окружающей среды. В табл. 1 приведены данные по определению гранулометрического песка, используемого в АТ по технологии ВJ на ОАО «УКХ «ММЗ», а также на ОАО «МТЗ» по фуран-процессу.

Таблица 1. Гранулометрический состав формовочных песков

Песок, используемый на ОАО «УКХ «ММЗ» в АТ												
№ сита	2,5	1,6	1	0,63	0,4	0,315	0,2	0,16	0,1	0,063	0,05	Таз
Остаток, %	0	0	0	0	0	0	0,1	0,2	74,0	24,8	0	0,4
Глин. сост.	0,03											
Марка	1К10101 ГОСТ 2138-91											
Песок, используемый на ОАО «МТЗ» в фуран-процессе												
№ сита	2,5	1,6	1	0,63	0,4	0,315	0,2	0,16	0,1	0,063	0,05	Таз
Остаток, %	0	0	0,26	2,28	8,92	13,96	54,32	6,08	12,64	1,48	0	0
Глин. сост.	0,06											
Марка	1К103025 ГОСТ 2138-91											

Песок для АТ обладает концентрированным зерновым составом, для обычного фуран-процесса – рассредоточенным (табл. 1). Также очевидно различие и в среднем размере зерна песка: 0,1 и 0,25 мм соответственно. То есть песок для АТ беспрепятственно будет проходить через сопла и ролики при печати, но при пескодувном процессе, например при cold-box-amine, могут быть «просвисты» по разьему оснастки [4]. Этим и обуславливается использование в пескодувных и пескометных процессах песка большей фракции. Однако его применение в АТ сейчас представляется маловероятным из-за отсутствия возможности отечественного производителя обеспечить концентрированный гранулометрический состав. Поэтому исследования проводили с использованием песка формовочного для АТ, применяемого в настоящее время на ОАО «УКХ «ММЗ».

В табл. 2 приведены рекомендуемые производителями связующих материалов рецептуры для стержневых смесей.

Таблица 2. Рекомендуемые рецептуры

Компонент смеси, %	Рецептура АТ	Рецептура обычная
Песок формовочный	96,7	98,2
Катализатор	1,3	0,6
Смола	2	1,2

Рецептура смеси для АТ отличается значительным увеличением связующих компонентов. Стоит оговориться, что на ОАО «УКХ «ММЗ» используется смола марки Binder VX-2с (Россия) с катализатором Activator (КНР), на ОАО «МТЗ» – смола «Резоформ» (Россия) с катализатором в виде ортофосфорной кислоты (Беларусь). С использованием 3D-принтера FHZL (КНР) по рекомендуемой для АТ рецептуре были изготовлены (напечатаны) лабораторные образцы «восьмерки». Также по данным рецептурам в лабораторных условиях с применением металлических вытряхных стержневых ящиков вручную были изготовлены образцы с применением связующих компонентов, используемых как для АТ, так и для традиционного фуран-процесса. Результаты сведены в табл. 3.

Таблица 3. Результаты испытаний прочности при разрыве

Время, прошедшее после изготовления образцов	Прочность смеси на разрыв, Н/см <sup>2</sup>		
	Рецептура АТ, 3D-печать, связующие компоненты ММЗ (смесь № 1)	Рецептура обычная, вытряхной ящик, связующие компоненты ММЗ (смесь № 2)	Рецептура обычная, вытряхной ящик, связующие компоненты МТЗ (смесь № 3)
1 ч	нет данных	0	6,8
4 ч	нет данных	0	27,0
8 ч	нет данных	0	30,6
24 ч	43,0	0	33,4
7 дней	98,3	0	нет данных

Данные табл. 3 показывают, что стержни, изготовленные методом АТ (смесь № 1), имеют повышенную прочность по сравнению со стержнями, изготовленными по традиционному фуран-процессу (смесь № 3). В некоторых графах стоит отметка «нет данных». Это связано с особенностью технологических процессов ОАО «УКХ «ММЗ» и ОАО «МТЗ». Технология ВJ заключается в нанесении слоя песка, смешанного с катализатором, с последующим нанесением слоя смолы по заданным координатам. Таким образом формируются области связанного и свободного песка (рис. 3). Поэтому на моторном заводе не ведется контроль отвержденной смеси до получения готового стержня. Точно так же на тракторном заводе не ведется контроль прочности смеси более чем через 24 ч, поскольку к тому времени стержень уже может быть заформован и залит. Особый интерес вызвало то, что изготовить отвержденные стержни по обычной рецептуре фуран-процесса, но с применением стержневых компонентов для АТ (смесь № 2) не получилось.

Макроанализ поверхности излома образцов показал, что для традиционного фуран-процесса характерна неравномерная поверхность с участками «непромесов», т.е. такими участками, куда не попала смола из-за несовершенства смесителя (рис. 4, а). Напротив, излом стержня, полученного методом АТ, четкий с равномерным распределением смолы (рис. 4, б).

Анализ данных, полученных СЭМ, показал следующее. Песок, применяемый для АТ (рис. 5, а), отличается равномерностью гранулометрического состава, поверхность зерен развитая. При использовании данного песка с обычным лопастным смесителем при стандартной для фуран-процесса дозировке



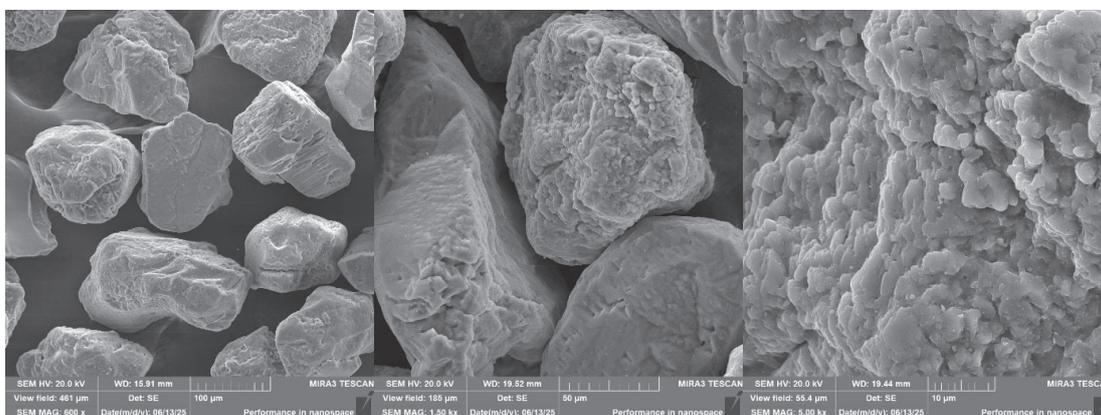
Рис. 3. Напечатанный литейный стержень, очищаемый от свободного (несвязанного) песка



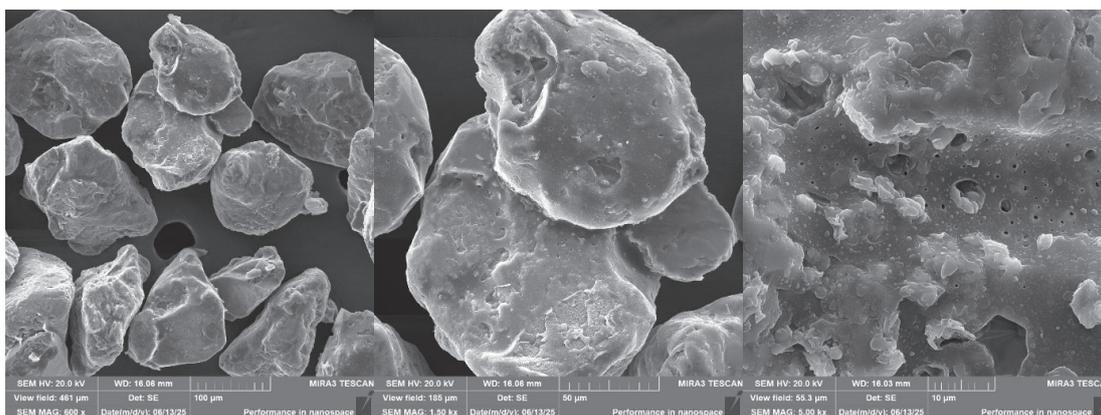
*a*

*б*

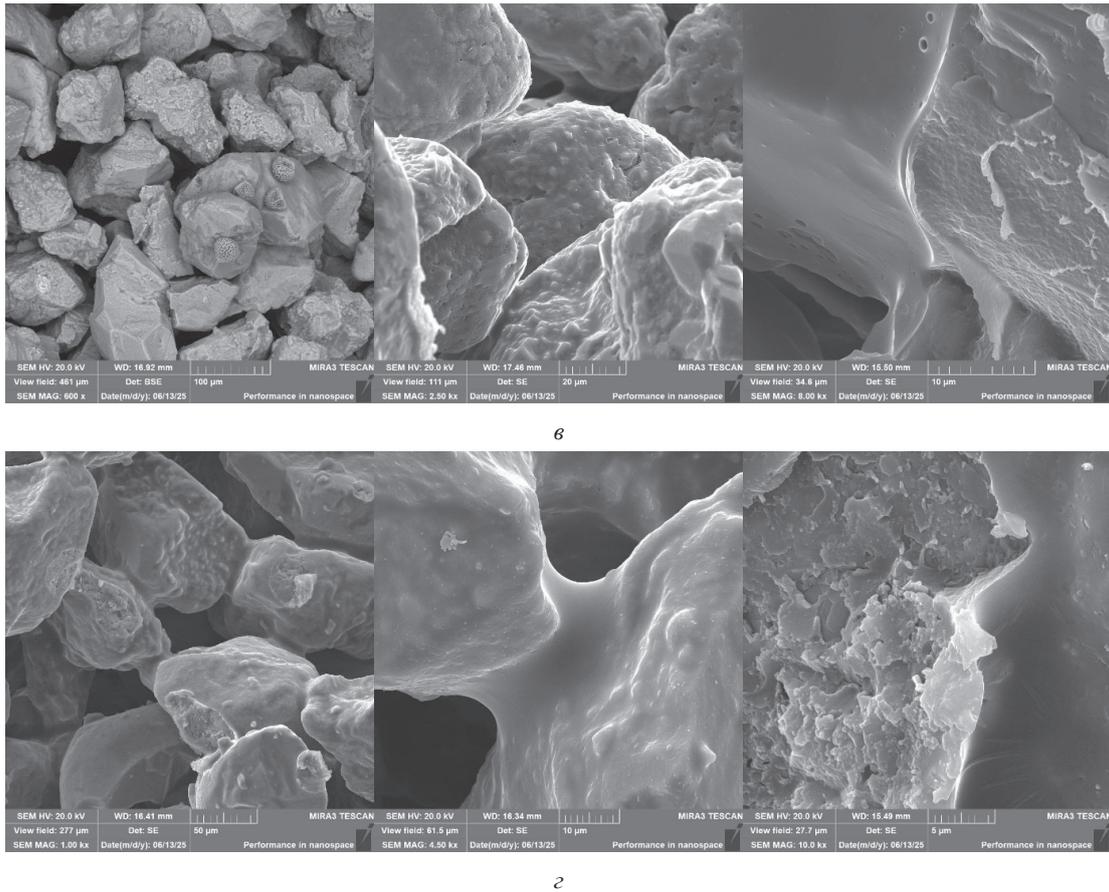
Рис. 4. Поверхность излома стержней: *a* – по традиционному фуран-процессу; *б* – методом АТ



*a*



*б*



2

Рис. 5. Результаты СЭМ:

*a* – чистый кварцевый песок; *б* – смесь № 2 (брак); *в* – смесь № 3 (обычный фуран-процесс); *г* – смесь № 4 (АТ)

компонентов не получилось обеспечить равномерность нанесения слоя смолы и обеспечить надлежащее качество пятна контакта песчинок. К тому же китайский производитель мог модифицировать катализатор, повысив его реакционную способность для обеспечения работы печатающей головки принтера. По-видимому, это и объясняет причину получения бракованной смеси (рис. 5, б). В свою очередь сравнение изображений изломов стержней по традиционному фуран-процессу (рис. 5, в) и АТ (рис. 5, г) показывает, что отождествлять эти технологии преждевременно. Незвирая на одинаковую форму технологических процессов, они полностью отличаются по содержанию. Традиционный фуран-процесс формирует прочность литейного стержня в классическом понимании, т.е. происходит буквальное склеивание зерен песка манжетами фурановой смолы толщиной не более 1,5 мкм. Напротив, стержни, полученные методом VJ (АТ), представляют собой фурановый полимер, наполненный зернами кварцевого песка.

Толщина манжеты контакта составляет порядка 10 мкм и соизмерима с диаметром зерен песка. Данная технология более близка к плакированным смесям, нежели к классическому фуран-процессу. Этим обуславливается и значительное отличие в газотворной способности смесей: у смеси № 3 она составила 2,3 см<sup>3</sup>/г, у смеси № 1 – 6,3 см<sup>3</sup>/г.

### Выводы

1. Аддитивные технологии, как и любой наукоемкий технологический процесс, требуют наличия квалифицированных кадров, подготовленных площадей и оборудования. На данный момент они наиболее эффективны в вопросах подготовки производства, но не могут полноценно заменить поточное производство.

2. Традиционные технологии и АТ могут значительно отличаться по содержанию, даже если они одинаковы по форме.

3. Литейные стержни, полученные технологией VJ, представляют собой фурановый полимер, наполненный кварцевым песком. Они обладают повышенной газотворной способностью и прочностью, что обусловлено повышенным расходом связующих компонентов. Это требуется учитывать при проектировании стержней и форм, обеспечивая надлежащий выход газов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Толочко, Н. К.** Аддитивные технологии в Беларуси: как все начиналось / Н. К. Толочко // Вестник ВГТУ. – 2022. – № 2. – С. 230–238.
2. **Голоднов, А. И.** Технологии и оборудование аддитивного производства: учеб. пособие / А. И. Голоднов, С. Н. Злыгостев, И. Е. Фурман. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2022. – 128 с.
3. **Канищев, М. В.** Введение в аддитивные технологии. Т. 1. Обзор основных технологий 3D-печати: учебник / М. В. Канищев, Л. М. Ульев. – М.: МИСиС, 2023. – 352 с.
4. **Куликов, С. А.** Влияние гранулометрического состава формовочных песков на прочность стержней, изготовленных по Cold box амин-процессу / С. А. Куликов, Ф. И. Рудницкий, В. А. Шумигай // Литейное производство. – 2024. – № 3. – С. 14–16.

## REFERENCES

1. **Tolochko N. K.** Additivnye tekhnologii v Belarusi: kak vse nachinalos' [Additive technologies in Belarus: how it all began]. *Vestnik VGTU = VSTU Bulletin*, 2022, no. 2, pp. 230–238.
2. **Golodnov A. I., Zlygostev S. N., Furman I. E.** *Tekhnologii i oborudovanie additivnogo proizvodstva: ucheb. posobie* [Technologies and equipment for additive manufacturing: textbook]. Ekaterinburg, Izd-vo Ural. un-ta Publ., 2022, 128 p.
3. **Kanishchev M. V., Uliev L. M.** *Vvedenie v additivnye tekhnologii. T. 1. Obzor osnovnyh tekhnologij 3D-pechati: uchebnik* [Introduction to additive technologies. T. 1. Review of the main 3D printing technologies: textbook]. Moscow, MISiS, 2023, 352 p.
4. **Kulikov S. A., Rudnitsky F. I., Shumigay V. A.** Vliyanie granulometricheskogo sostava formovochnyh peskov na prochnost' stержnej, izgotovlennyh po Cold box amin-processu [Influence of granulometric composition of molding sand on the strength of rods manufactured by the Cold box amin process]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2024, no. 3, pp. 14–16.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-36-49>  
УДК 621.74.01+621.787.4

Поступила 22.07.2025  
Received 22.07.2025

## ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВО–МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ

*А. В. ЧЕКУЛАЕВ, ОАО «НПО Центр»,*

*Минск, Беларусь, ул. Шаранговича, 19. E-mail: achekulayeu@npo-center.com, reliable.sys@mail.ru*

*П. А. ВИТЯЗЬ, Управление аэрокосмической деятельности аппарата НАН Беларуси,*

*Минск, Беларусь, пр. Независимости, 66. E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by*

*Опробован процесс центробежного литья сплавов АМг5 и АМг6 при коэффициентах гравитационной нагрузки (КГН) 300 и 500g. Выявлено, что положительный эффект повышения КГН на кристаллизацию расплава проявляется в большей степени при литье сплавов с высоким содержанием легирующего элемента, так как это не только способствует измельчению зерна и очистке расплава от хрупких железосилицидных соединений, но и позволяет увеличивать растворимость легирующих компонентов в  $\alpha(Al)$ . Так, отливки из АМг6, полученные при 500g, в сравнении с 300g имеют прочность и пластичность, увеличенную соответственно в 1,1 и 1,3 раза. В сравнении с лучшими образцами литого сплава АМг6 по ГОСТ 1583–93, способом центробежного литья при 500g получен литой сплав АМг6 с прочностью, пластичностью и твердостью выше на 15–25, 10–50 и 40% соответственно. При этом сплав имеет структуру, как при закалке на твердый раствор. С помощью метода прокатки исследован процесс пластической деформации алюминий-магниевого сплава марки АМг5 и АМг6 со структурой, полученной литьем при 500g. В результате обработки различных технологических маршрутов прокатки достигнуто упрочнение литого сплава АМг6, полученного при 500g, характеризующееся повышением прочности и твердости в 1,6 раза при суммарной деформации 60%. Получен материал АМг6 с прочностью от 411 до 435 МПа и относительным удлинением от 10 до 13% в зависимости от его направления при растяжении. Показана перспективность и необходимость проведения дальнейших исследований в области получения сплавов АМг методом центробежного литья при КГН 300–500g и последующей их пластической деформации.*

**Ключевые слова.** Центробежное литье, отливка, сплав, АМг, фазы, структура, пластическая деформация, обработка давлением, прокат, упрочнение, прочность, пластичность, твердость.

**Для цитирования.** Чекулаев, А. В. Обработка давлением алюминий-магниевого сплава, закристаллизованных в условиях высоких центробежных сил / А. В. Чекулаев П. А. Витязь // Литье и металлургия. 2025. № 3. С. 36–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-36-49>.

## PRESSURE TREATMENT OF ALUMINUM–MAGNESIUM ALLOYS SOLIDIFIED UNDER HIGH CENTRIFUGAL FORCES

*A. V. CHEKULAEV, OJSC “NPO Center”,*

*Minsk, Belarus, 19, Sharangovicha str. E-mail: achekulayeu@npo-center.com, reliable.sys@mail.ru*

*P. A. VITYAZ, Aerospace Activities Department of the Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus,*

*Minsk, Belarus, 66, Nezavisimosti ave. E-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by*

*The process of centrifugal casting of AMg5 and AMg6 alloys was tested under gravitational load coefficients (GLC) of 300g and 500g. It was found that the positive effect of increased GLC on melt crystallization is more pronounced when casting alloys with higher alloying element content. This promotes not only grain refinement and melt purification from brittle iron-silicon compounds but also enhances the solubility of alloying elements in  $\alpha(Al)$ . Thus, castings from AMg6 obtained at 500g, compared to those at 300g, showed 1.1 and 1.3 times higher strength and ductility, respectively. Compared to the best samples of cast AMg6 alloy produced according to GOST 1583–93, centrifugal casting at 500g yielded an AMg6 alloy with strength, ductility, and hardness increased by 15–25, 10–50, and 40%, respectively. Moreover, the alloy exhibits a structure equivalent to that obtained through solution heat treatment. Using the rolling method, the process of plastic deformation of AMg5 and AMg6 aluminum-magnesium alloys with structures obtained via casting at 500g was studied. As a result of developing various rolling routes, the AMg6 cast alloy obtained at 500g was strengthened, achieving a 1.6-fold increase in strength and hardness at a total deformation of 60%. The resulting AMg6 material had a strength ranging from 411 to 435 MPa and an elongation of 10 to 13%, depending on the tensile direction. The results demonstrate the promise and necessity of further research into producing AMg alloys via centrifugal casting under GLCs of 300–500g followed by plastic deformation.*

**Keywords.** Centrifugal casting, casting, alloy, AMg, phases, structure, plastic deformation, pressure treatment, rolling, strengthening, strength, ductility, hardness.

**For citation.** Chekulaev A. V., Vityaz P. A. Pressure treatment of aluminum-magnesium alloys solidified under high centrifugal forces. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 3, pp. 36–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-36-49>.

### Введение

Анализ тенденций получения и применения новых конструкционных материалов показывает, что сплавы на основе алюминия заслуживают особого внимания, так как они характеризуются большой удельной прочностью и коррозионной стойкостью. Легкость алюминиевых сплавов делает их особенно незаменимыми в авиа-, машино- и судостроении [1].

Объем производства деформируемых алюминиевых сплавов составляет около 80% и лишь 20% – литейных [2]. Из всего многообразия алюминиевых сплавов, одновременно относящихся как к деформируемым, так и к литейным, можно выделить сплавы системы Al–Mg (далее – AMg) [3, 4] с содержанием  $Mg \leq 6\%$ , с упрочняющими интерметаллидными фазами в виде соединений  $Mg_2Al_3$ ,  $Mg_5Al_8$ ,  $Mg_2Si$  и др. [5, 6]. Алюминиевая матрица обеспечивает пластичность, а упрочняющие фазы улучшают показатели прочности, упругости, термо- и износостойкости [7]. Сплавы AMg оптимально сочетают высокие значения прочности с пластичностью, а также характеризуются хорошей коррозионной стойкостью и свариваемостью. При этом чем больше содержание Mg, тем прочнее сплав. Сплавы, содержащие до 7% Mg, дают очень незначительное упрочнение при термической обработке. Вследствие этого сплавы AMg упрочняют с помощью пластической деформации и используют в нагартованном (80% наклепа) и полунагартованном (40% наклепа) состоянии. Так, прокат, например лента до 4 мм, при температуре 20 °C из AMg6 в нагартованном состоянии имеет прочность порядка 375 МПа по ГОСТ 13726-97. Однако применение наклепа ограничено из-за резкого (более чем в два раза) снижения пластичности сплавов. Кроме того, при содержании магния свыше 6% механическая структура сплава в нагартованном состоянии приобретает нестабильный характер, также ухудшается коррозионная стойкость и снижается модифицирующий эффект от Mg [8–10]. Легирование магнием, кроме того, вызывает склонность к окислению во время плавки, разливки и кристаллизации, что приводит к появлению оксидных пленок в структуре и снижению механических свойств. В ряде случаев такая склонность к окисляемости сплавов AMg при их взаимодействии с воздухом может образовать в расплаве даже неметаллические включения в виде оксидов типа шпинели  $Mg(AlO_2)_2$ , которые замешиваются в расплав и, попадая в отливку, снижают ее свойства.

Перечисленные выше сложности и недостатки при работе со сплавами AMg ( $Mg > 6\text{--}7\%$ ) определяют причины того, что для наиболее нагруженных и ответственных изделий, как правило, применяют сплавы марки AMg5 и AMg6 по ГОСТ 4784-74. Удлинения этих сплавов до разрыва не менее 6% (при температуре 20 °C) позволяют обрабатывать их давлением. В таком случае получаемые изделия имеют не только упрочненную структуру, но и геометрию с допусками практически готовых изделий или с минимальными допусками под механическую обработку.

При производстве изделий несложной или плоской формы эффективно используют листовые материалы с различной степенью нагартовки [11]. Основные сложности возникают при получении осесимметричных изделий, особенно крупногабаритных. Очевидно, что в этом случае эффективность изготовления кольцевых изделий может достигаться при применении заготовок в виде кольцевых отливок (слитков). Стоит отметить, что независимо от формы заготовки одним из основных требований, предъявляемых к ее материалу, является то, что его структура должна быть мелкозернистой [12, 13]. Чем мельче структура металла в заготовке, тем выше ее физико-механические свойства и эффективнее последующий процесс ее обработки давлением.

Таким образом, с точки зрения технологичности процесса обработки давлением, например кольцеразкатки осесимметричных заготовок из AMg5 и AMg6, особый интерес представляют кольцевые отливки, полученные методом центробежного литья (ЦЛ) с кристаллизацией расплава в условиях высоких центробежных сил, характеризующиеся коэффициентом гравитационной нагрузки (КГН) 300–500g [14]. Такие отливки имеют не только мелкозернистую структуру (в сравнении с традиционным ЦЛ при КГН менее 250g зерно мельче на 2–3 балла по ГОСТ 21073.1-75), но и улучшенные прочностные и пластические свойства, что обеспечивается за счет получения в их структуре пересыщенного твердого раствора легирующих компонентов в матричном алюминии. Кроме того, структура характеризуется меньшим содержанием (либо вообще отсутствием) и размерами хрупких фаз и соединений в виде  $\beta(Mg_2Al_3)$ ,  $Mg_2Si$ ,  $FeAl_3$ ,  $\alpha(AlFeSi)$ ,  $\beta(AlFeSi)$ , эвтектики  $\alpha(Al) + \alpha(AlFeSi)$  [15, 16]. Все это в комплексе формирует предпосылки

того, что пластическую деформацию таких структур, полученных при КГН 300–500g, можно успешно осуществлять и при меньших температурах, чем обычно это делают. Так, например, раскатку и прокатку изделий из АМг6 традиционно осуществляют при температурах, превышающих не только температуру рекристаллизации сплава, но и распада в нем фаз, содержащих Mg, в частности фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ , а именно при 360–420 °С, причем все это делается с частыми промежуточными длительными (2–3 ч и более) отжигами примерно при таких же высоких температурах [17]. Такая раскатка кольцевых заготовок получается достаточно трудо- и энергоемкой. В этой связи, возвращаясь к особенностям структуры сплавов, получаемых в отливках ЦЛ при КГН 300–500g, нужно отметить, что несмотря на вышеотмеченные их преимущества, в настоящее время отсутствует не только технология раскатки или прокатки этих материалов, но и в целом информация о пластической деформации данных сплавов.

Исходя из проведенного анализа, цель данной работы – изучить влияние степени деформации при температуре 20 и 300 °С сплавов АМг5 и АМг6, закристаллизованных в условиях высоких центробежных сил, на изменение их структуры и физико-механических свойств.

### Материалы, методики получения и испытаний образцов

Образцы для испытаний вырезали гидроабразивной резкой по высоте отливок из сплавов АМг5 и АМг6, закристаллизованных при КГН 300 и 500g. Отливки получали с использованием центробежно-литейной машины с вертикальной осью вращения ЦЛ-02Л производства ОАО «НПО Центр». Особенности и технологические режимы получения отливок представлены в [14]. Отличием получения отливок в данном эксперименте являлось то, что водяное охлаждение изложницы после достижения ее рабочих оборотов включалось не сразу, расплав до охлаждения изложницы центрифугировался порядка 45–60 с. Кроме это, при загрузке плавильной печи дополнительно в шихту плавки добавляли флюс универсальный для магниевых сплавов (ТУ ВУ 100196035/011–2007, производства ОДО «Эвтектика», Беларусь) в количестве 0,2–0,3% от металлозавалки. Специфика реализации процесса ЦЛ (центробежная сила, действующая на расплав по мере удаления от внутренней поверхности изложницы, и скорость охлаждения ослабевают) определила необходимость вырезки как дугообразных (длина дуги 200–300 мм) в радиальном (рис. 1, а), так и плоских образцов (длиной  $100 \pm 1$  мм) в хордовом направлении отливок. В обоих случаях толщина образцов составляла 10–20 мм, при этом их ширина была в три раза больше толщины. Перед прокаткой образцы отжигали при температуре 300–320 °С в течение  $60 \pm 10$  мин.

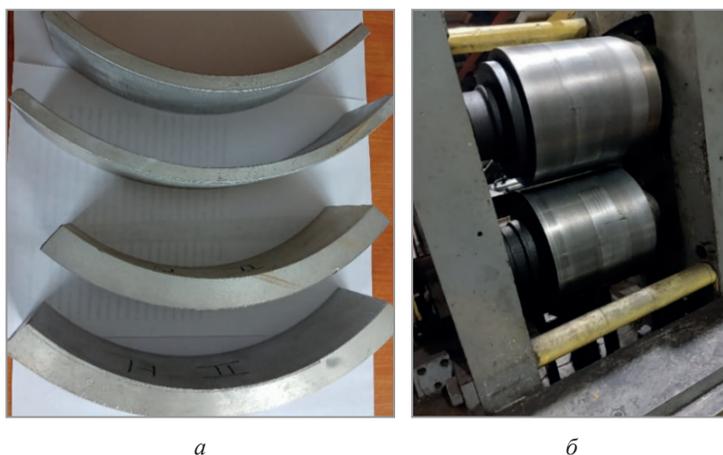


Рис. 1. Внешний вид дугообразных (а) образцов для испытаний, вырезанных из отливок с наружным диаметром 400 мм; двухвалковая клеть стана для прокатки (обжатия) образцов прямоугольного сечения (б)

Деформацию (обжатие) образцов выполняли на прокатном стане с двухвалковой клетью ДУО-320 с диаметром валков 250 мм. Регулировку степени деформации образцов за проход достигали за счет изменения зазора в очаге деформации (между валками), при этом скорость деформации была всегда одинаковой и составляла порядка 0,5 м/с. В процессе испытаний изменялась степень деформации образцов за проход и их температура.

Термическую обработку образцов выполняли в печи ЭКПС-50 (Россия).

Металлография. Образцы для металлографического анализа структуры готовили по стандартной методике. В процессе исследований использовали следующие реактивы для травления и способы применения:

– для выявления микроструктуры – плавиковая кислота 1 см<sup>3</sup> и вода 99 см<sup>3</sup>. Шлиф погружали в реактив на 10–12 с, затем промывали в проточной воде и просушивали;

– для выявления фазы Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> – азотная кислота 20 см<sup>3</sup> и вода 80 см<sup>3</sup>, шлиф погружали на 30–40 с в реактив, подогретый до 70 °С, затем промывали в холодной воде и просушивали.

Металлографический анализ структуры проводили на микроскопе «Альтами МЕТ 1М» (объект микрометр ОМП в его составе).

Химический состав материала выявляли методом оптико-эмиссионной спектроскопии с помощью искрового оптико-эмиссионного спектрометра MiniLab 150 (GNR Analytical Instruments, Италия).

Рентгеноструктурный фазовый анализ изучали с помощью рентгеновского дифрактометра POWDIX 600.

Механические свойства. Прочность и относительное удлинение при растяжении определяли по ГОСТ 1497-84 с помощью электромеханической испытательной машины TESTCOM-50/100.

Твердость по Бринеллю определяли по ГОСТ 9012-59 (диаметр шарика 10 мм, нагрузка 1000 кг, время выдержки 30 с).

### Результаты исследований и их обсуждение

На начальном этапе эксперимента перед вырезкой образцов из отливок проводили комплексное исследование последних на предмет изменения их механических свойств, структуры, химического и фазового состава в радиальном направлении. Анизотропии в осевом направлении отливок не наблюдалось. Изменение механических свойств и количества магния (как основного легирующего элемента алюминия марки АМг) по ширине отливок в зависимости от КГН при их кристаллизации представлено соответственно в табл. 1 и на рис. 2. По результатам исследований химический состав отливок в зависимости от КГН их получения по толщине (в направлении от внешнего радиуса к центру) был следующим:

для АМг5:

– при 300г: Si 0,241–0,236–0,211 %, Mn 1,311–1,261–1,282 %, Fe 0,256–0,233–0,219 %;

– при 500г: Si 0,181–0,141–0,169 %, Mn 1,301–1,286–1,314 %, Fe 0,269–0,202–0,191 %;

для АМг6:

– при 300г: Si 0,253–0,242–0,218 %, Mn 1,304–1,268–1,289 %, Fe 0,258–0,213–0,211 %;

– при 500г: Si 0,186–0,147–0,177 %, Mn 1,294–1,276–1,302 %, Fe 0,267–0,211–0,258 %;

Содержание таких элементов, как Cu, Zn, Ti и др., для обоих материалов был незначительным (менее 0,05 %).

Такой химический состав предполагает, что структура полученных сплавов АМг5 и АМг6 в отливках будет состоять в основном из α(Al) и включений в виде интерметаллидных фаз: β(Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>) или β(Mg<sub>5</sub>Al<sub>8</sub>), Mg<sub>2</sub>Si, MnAl<sub>6</sub>, Al<sub>3</sub>Fe, α(Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si), β(Al<sub>5</sub>FeSi), π(Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>) и др. Причем какая из последних трех фаз преобладающе будет образовываться, во многом определяется количеством и неоднородностью

Таблица 1. Механические свойства литых сплавов АМг5 и АМг6 в зависимости от способа получения

Материал отливки	ЦП с КГН, г	Предел прочности / предел текучести при растяжении, МПа		Твердость, НВ		Относительное удлинение при 20 °С, %	
		Н	В	Н	В	Н	В
АМг5	300	195/134	225/117	76	81	3,6	5,4
	500	235/103	180/161	84	75	7,5	7,6
АМг6	300	245/185	225/175	83	81	7,0	6,2
	500	270/180	245/180	85	83	8,9	6,6
по ГОСТ 1583-93. Сплавы алюминиевые литейные							
Материал отливки	Способ литья	Предел прочности, МПа		Твердость, НВ		Относительное удлинение при 20 °С, %	
АМг5К (АЛ13)	К	147		55		1,0	
	Д	167		55		0,5	
АМг5Мц (АЛ28)	К	206		55		5,0	
	Д	206		55		3,5	
АМг6л (АЛ23)	К, Д	216		60		6,0	

Примечания: Н, В – соответственно наружный и внутренний радиус отливок; К – литье в кокиль; Д – литье под давлением

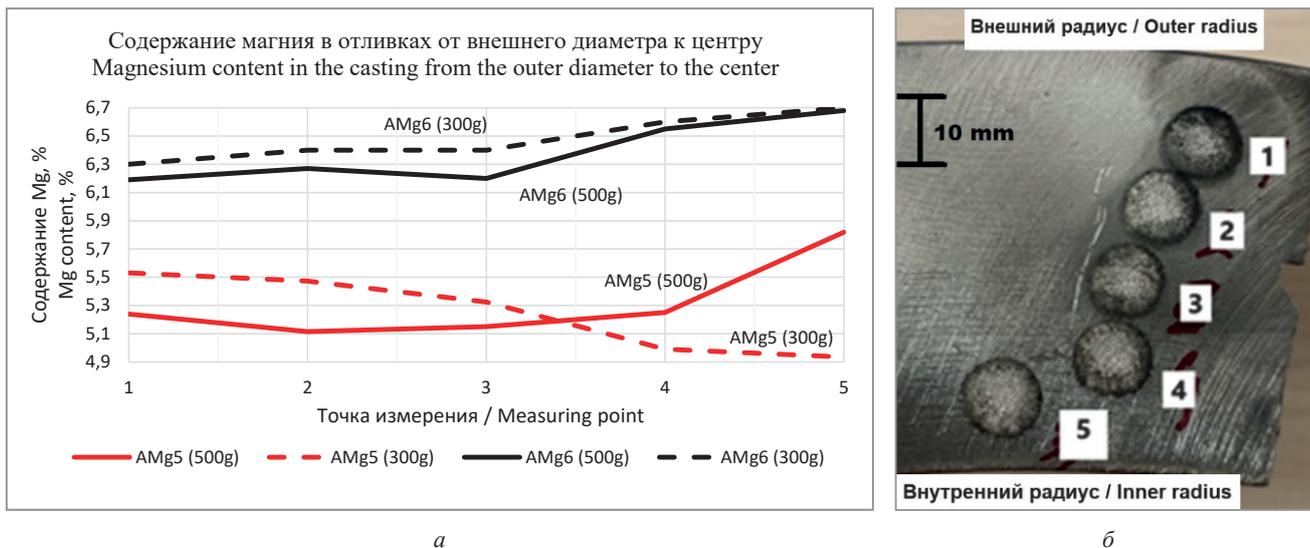


Рис. 2. Изменение содержания Mg (а) в отливках ЦЛ из АМг5 (красная линия) и АМг6 (черная линия) в радиальном направлении (от внешнего радиуса к центру) при КГН 300г (прерывистая линия) и 500г (сплошная линия); схема расположения точек измерения в отливках (б)

Si и Mg в Al в радиальном направлении отливок [18]. Так как кристаллизация расплава осуществляется при значительных КГН (300–500g), то распределение и количество фаз по толщине отливок определяется их плотностью.

Известно, что для алюминиево-магниевых сплавов очень важное значение имеет не только содержание железа и кремния (при больших значениях Fe и Si резко ухудшаются механические свойства сплава), но и их соотношение. Отрицательное влияние этих примесей проявляется в меньшей степени, если в сплавах содержится несколько больше Fe, чем Si [16]. Кроме того, избыточный кремний, химически соединяясь с магнием, образуя силицид магния  $Mg_2Si$ , обедняет матричный алюминий от содержания магния. При медленных скоростях охлаждения силицид магния образуется в форме крупных скоплений, которые также снижают пластичность сплава.

Исследование химического состава сплава от КГН показывает, что в процессе литья повышение КГН с 300 до 500g позволяет эффективно очищать расплав от избыточного Si, частицы которого попадают во время заливки расплава в изложницу при использовании литников с футеровкой на основе кварцевого песка (как и в нашем эксперименте). При таком повышении КГН содержание избыточного кремния в отливках снижается примерно в 1,5 раза до 0,14–0,18%.

На основе анализа содержания Mg в отливках из АМг5 и АМг6 установлено, что в радиальном направлении наблюдается зональная неоднородность содержания (ликвация) Mg (рис. 2). Характер ликвации Mg определяется не только КГН, но и имеет свои отличительные особенности в зависимости от его количества в исходном расплаве. Для АМг6 как при 300g, так и при 500g наблюдается плавное (практически линейное) увеличение содержания Mg в направлении от наружных слоев к оси отливки. В случае АМг5 характер изменения Mg в зависимости от КГН получился иной. Так, при 500g ликвация аналогична, как и для АМг6, а при 300g количество Mg в том же направлении отливки, наоборот, снижается. Значительное различие в содержании Mg при разных КГН для сплава АМг5 и АМг6 связано с тем, что процесс получения (плавки) данных сплавов имел свои особенности и они еще на стадии выгрузки из печи в своем объеме имели разную неоднородность. В нашем эксперименте для получения отливок из АМг6, в отличие от АМг5, при плавке шихты в расплав дополнительно добавляли Mg в твердом состоянии в виде кусков (массой 0,2–0,3 кг) Mg80 в количестве 1 мас.%. Таким образом, очевидно, что расплав АМг6 в сравнении с АМг5 при выгрузке из печи имел в своем объеме большую исходную химической неоднородностью с зонами как с меньшей, так и с большей концентрацией Mg.

С учетом вышесказанного, повышение концентрации Mg во внутренних слоях отливки для сплавов АМг6 (при 300 и 500g) и АМг5 (при 500g) обусловлено протеканием процесса обратной ликвации, возникающей при действии центробежной силы, и пропиткой менее плотными фазами  $\beta(Mg_2Al_3)$  и  $Mg_2Si$  межзеренных каналов и пор [19]. В результате содержание Mg во внутренних слоях отливок повышенное. При этом анализ табл. 1 показывает, что во внешних слоях отливок, характеризующихся наибольшими скоростями переохлаждения расплава и локальными давлениями, несмотря на пониженную концентрацию

легирующих элементов (рис. 2), наблюдается повышение их прочности и пластичности. Уменьшение прочности во внутренних слоях, а для АМг6 и пластичности, свидетельствует о том, что образующиеся в них фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  и  $\text{Mg}_2\text{Si}$  группировались в крупные включения с повышенной хрупкостью.

В случае АМг5 при 300g, в сравнении с АМг6 при тех же КГН 300g, отсутствие протекания аналогичной обратной ликвации обусловлено меньшим количеством Mg. Такое соотношение Mg и Si в присутствии Fe приводит к преимущественному образованию более плотной фазы  $\pi(\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6)$ , нежели менее плотных фаз  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  и  $\text{Mg}_2\text{Si}$  [18], и соответственно ее смещению к наружным зонам отливок. Общим результатом является большее содержание Mg во внешних зонах отливок. При этом анализ табл. 1 показывает, что хотя во внешних слоях скорости переохлаждения расплава и локальные давления на него со стороны центробежной силы больше, именно во внутренних слоях прочность и пластичность выше. Это обусловлено хрупкостью фазы  $\pi(\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6)$  во внешних слоях и образованием фаз  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  и  $\text{Mg}_2\text{Si}$  в виде упрочняющих дисперсных включений.

Подводя итог вышесказанному о неоднородности химического состава и свойств в отливках по толщине, нужно отметить, что мы не исключаем и тот факт, что в процессе получения различных отливок температура массивной стальной изложницы (масса в сборе порядка 100–120 кг) при заливке расплава (массой не более 30 кг) имела слишком большой разброс температур от 200 до 300 °С, что в свою очередь привело к относительно разным скоростям охлаждения расплавов для разных отливок, а значит, и к разным условиям их кристаллизации. Как результат, это в некоторой степени повлияло на кристаллизацию и изменение свойств отливок. В любом случае очевидно, что для более детального определения процессов, влияющих на неоднородности отливок в радиальном направлении, или корректировки установленных закономерностей их свойств от состава сплава и значений КГН при литье требуются дополнительные исследования. Однако уже сейчас можно предположить, что положительное влияние КГН при его увеличении на кристаллизацию расплава проявляется в большей степени при литье сплавов с большим содержанием легирующего элемента. В данном случае подразумевается, что повышение КГН не только способствует измельчению зерна и очистке расплава от хрупких (нежелательных) железокремниевых соединений, но и позволяет при прочих равных условиях увеличивать растворимость легирующих компонентов в  $\alpha$ -твердом растворе алюминия.

Сравнение механических свойств литых сплавов АМг в зависимости от способа получения (табл. 1) дополнительно подтверждает, что ЦЛ дает отливки наилучшего качества и повышение при этом КГН способствует улучшению их свойств. При этом положительное влияние повышения КГН в большей степени проявляется при литье АМг с большим содержанием Mg. В сравнении с лучшими свойствами литого сплава АМг6 по ГОСТ 1583-93 (табл. 1) прочность и пластичность этого сплава, полученного при 500g, выше на 15–25 и 10–50% соответственно. Также не может остаться без внимания, что при этом твердость увеличивается в 1,4 раза до значений 83–85 НВ. Такое существенное повышение твердости свидетельствует о том, что в процессе центрифугирования и кристаллизации в условиях КГН 500g сплав не только уплотнился, но и приобрел структуру, как при закалке на твердый раствор, когда легирующие элементы максимально растворены в основной кристаллической решетке.

Анализ полученных результатов (табл. 1) показал, что материал АМг5 и АМг6, закристаллизованный при КГН 500g, в сравнении с КГН 300g обладает предпочтительными свойствами для последующей его бездефектной деформации. Поэтому далее в исследованиях использовались образцы, полученные при КГН 500g, причем для отработки базовых режимов деформации предварительные исследования проводили на образцах из АМг5, а последующие и более детальные – на образцах из АМг6.

Маршрут и результаты прокатки образцов из АМг5 представлены соответственно в табл. 2 и на рис. 3 При назначении базовых режимов прокатки руководствовались подходом пластической деформации (упрочнения) материалов, когда первый проход осуществляется при наибольших степенях деформации с постепенным ее уменьшением при последующих проходах. Первый проход должен обеспечивать пластическую деформацию по всему сечению образца, недостаточные степени деформации приводят к их расслоению (раскрытию) [16]. Для алюминиевых сплавов в первых проходах рекомендуется создавать условия для упрочнения металла без рекристаллизации, в последующих проходах рекристаллизация допускается. Далее степень деформации перестает играть роль управляющего параметра, и свойства изделия определяют температура и скорость деформации [20, 21]. При прессовании последняя величина вынужденно невысокая, что объясняется опасностью перегрева металла. Такой подход позволяет получать прессованный материал с некристаллизованной (полигональной) структурой с субзерненными границами, что способствует значительному приращению его прочности (структурное упрочнение) [22].

Таблица 2. Маршрут и результаты прокатки литого АМг5 при КГН 500g

Холодная прокатка, температура образца $20 \pm 5^\circ\text{C}$				
№ прокатки	Обжатия по проходам, % (количество проходов)	Суммарная деформация, %	Твердость, НВ	Результаты прокатки, дефекты, примечания
1	17 (1)	17	81	Дефекты отсутствуют
2	20–22 (2)	37	121	Разрушение образца после второго прохода, рис. 3, а
3	32 (1)	32	114	Разрушение образца, рис. 3, б
Горячая прокатка, температура образца в начале* прокатки $300 \pm 20^\circ\text{C}$				
4	40 (1)	40	85	Рванина и разрывы, развивающиеся с торцевых поверхностей, рис. 3, в
5	50 (1)	50	–	Разрушение образца
6	20–20–20–20 (4)	60	110–138	Рванина и разрывы, развивающиеся с торцевых поверхностей, после четвертого прохода, рис. 3, з

Примечания: исходная твердость образцов 76–84 НВ; \* – в процессе прокатки за счет теплоотдачи окружающей среде и валкам стана температура образцов понижалась.



Рис. 3. Результаты прокатки литых (отожженных) образцов при КГН 500g из АМг5 в зависимости от суммарной степени обжатия и количества проходов (табл. 2):

а – 32% (2); б – 32% (1); в – 40% (1); з – 60% (4); прокатка без нагрева образцов (а, б), с нагревом образцов  $300 \pm 20^\circ\text{C}$  (в, з)

Анализ результатов обжатия (табл. 2, рис. 3) показывает, что при холодной обработке давлением образцов из АМг5 независимо от количества проходов суммарная деформация должна быть менее 20%. При больших значениях, например 32% (режим прокатки № 2, 3 табл. 2, рис. 3, а, б), в образцах образуются напряжения и деформации, превышающие их критические величины. В качестве суммарной деформации, в том числе при первом проходе, можно рекомендовать степень обжатия порядка 15–20% (режим прокатки № 1 табл. 2).

Предварительный нагрев образцов из АМг5 до  $300 \pm 20^\circ\text{C}$  позволяет повысить допустимую степень деформации за проход в два раза – до 40% (режим прокатки № 4 табл. 2, рис. 3, в). Разрывы металла по торцам образца не свидетельствует о превышении критических напряжений и деформаций материала, а являются лишь следствием отсутствия всестороннего (объемного) обжатия. Обжатие со степенью деформации 20% за проход с предварительным нагревом под первый проход и с последующими проходами на остывающем образце позволяет не только достигать значительных суммарных деформаций порядка 60%, но и существенно его упрочнить, твердость материала увеличилась примерно в 1,5 раза.

Дальнейшее исследование процесса обжатий проводили на образцах из АМг6. Маршрут и результаты прокатки представлены в табл. 3 и на рис. 4. На основании исследований, проведенных на материале АМг5, а также с учетом того, что полученные исходные образцы АМг6 в сравнении с АМг5 обладали более подходящими свойствами для пластической деформации (отливки из АМг6 по всей толщине имели

Таблица 3. Маршрут и результаты прокатки литого АМг6 при КГН 500g

№ прокатки	Обжатия по проходам, % (количество проходов)	Суммарная деформация, %	Твердость, НВ	Результаты прокатки, примечания
Холодная прокатка, температура образца $20 \pm 5$ °С				
1	20 (1)	20	107	Дефекты отсутствуют
2	20–10 (2)	28	–	Разрушение образца после второго прохода
3	20–отжиг–10–10–10–10 (5)	48	122–130	Рванина и разрывы, развивающиеся с торцевых поверхностей, после пятого прохода
Горячая прокатка, температура образца в начале* прокатки $300 \pm 20$ °С				
4	40 (1)	40	115	Дефекты отсутствуют
5	30–30 (2)	50	120	Разрушение образца после второго прохода
6	30–отжиг–15–15–10–10 (5)	60	129–138	Рванина и разрывы, развивающиеся с торцевых поверхностей, после пятого прохода, рис. 4

Примечания: исходная твердость образцов 83–85 НВ; \* – в процессе прокатки за счет теплоотдачи окружающей среде и валкам стана температура образцов понижалась.



Рис. 4. Результаты прокатки по режиму № 6 (суммарная степень деформация 60% за пять проходов, табл. 3) литого образца при КГН 500g из АМг6; исходный размер до прокатки  $100 \times 70 \times 10$  мм

лучшее соотношение предела текучести и прочности, большие относительное удлинение и однородность свойств по толщине отливки, табл. 1), степень обжатия при первом проходе для образцов без нагрева увеличили с 17 до 20% (режим прокатки № 1 табл. 3). В данном случае дефектов в образце не возникло, твердость повысилась на 30%. Результаты прокатки по режиму № 2 (табл. 3) показали, что после степени деформации 20% необходимо осуществлять разгрузку (отжиг) материала. Так, без разгрузки образца последующие даже небольшие деформации в 10% приводят к его разрушению (режим прокатки № 2 табл. 3). Прокатка по режиму № 3 (табл. 3), включающая отжиг (температура  $300 \pm 20$  °С, выдержка  $60 \pm 10$  мин) после первого прохода, позволила успешно за пять проходов достигнуть суммарных деформаций до 48% и значительно его упрочнить, при этом твердость материала увеличилась в 1,5 раза.

Предварительный нагрев образцов из АМг6 до температуры  $300 \pm 20$  °С позволяет качественно производить их прокатку со степенью деформации за проход порядка 40% (режим прокатки № 4 табл. 3). Результаты прокатки по режиму № 5 (табл. 3) показали, что по аналогии с деформацией образцов без предварительного нагрева для достижения деформаций в образцах более 50% необходимо осуществлять их разгрузку. Прокатка по режиму № 6 (табл. 3) со степенью деформации 30% при первом проходе, с предварительным нагревом под первый проход и с последующими проходами на остывающем образце позволила не только прокатать за пять проходов образец с суммарными деформациями порядка 60%, но и значительно его упрочнить, твердость материала увеличилась в 1,5–1,7 раза.

Фрагменты рентгеновских дифрактограмм АМг6 образца, прокатанного по режиму № 6 (суммарная степень обжатия 60% за пять проходов, табл. 3), в поперечном (далее – образец № 1) и продольном сечении (далее – образец № 2) соответственно представлены на рис. 5. В результате фазового анализа установлено, что в исследуемых образцах № 1, 2 регистрируются фазы Al (PDF № 4–787, кристаллографическая группа: cubic, Fm-3m,  $a = 4,0494$  Å), силицид магния  $Mg_2Si$  (PDF № 35–773, кристаллографическая группа: cubic, Fm-3m,  $a = 6,35119$  Å) и алюминид магния  $Mg_2Al_3$  (PDF № 40–903, кристаллографическая группа: cubic, Fd3m,  $a = 28,239$  Å) [23] (рис. 5). В образце № 2 регистрировалась преимущественная ориентация плоскости (110) в плоскости шлифа по сравнению с образцом № 1. Важно отметить,

что в исходной структуре (до прокатки) литого образца АМг6 дифракционные линии фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ , так же, как и в работе [14], не регистрировались. Появление упрочняющей фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  свидетельствует о распаде пересыщенного магнием  $\alpha$ -твердого раствора алюминия.

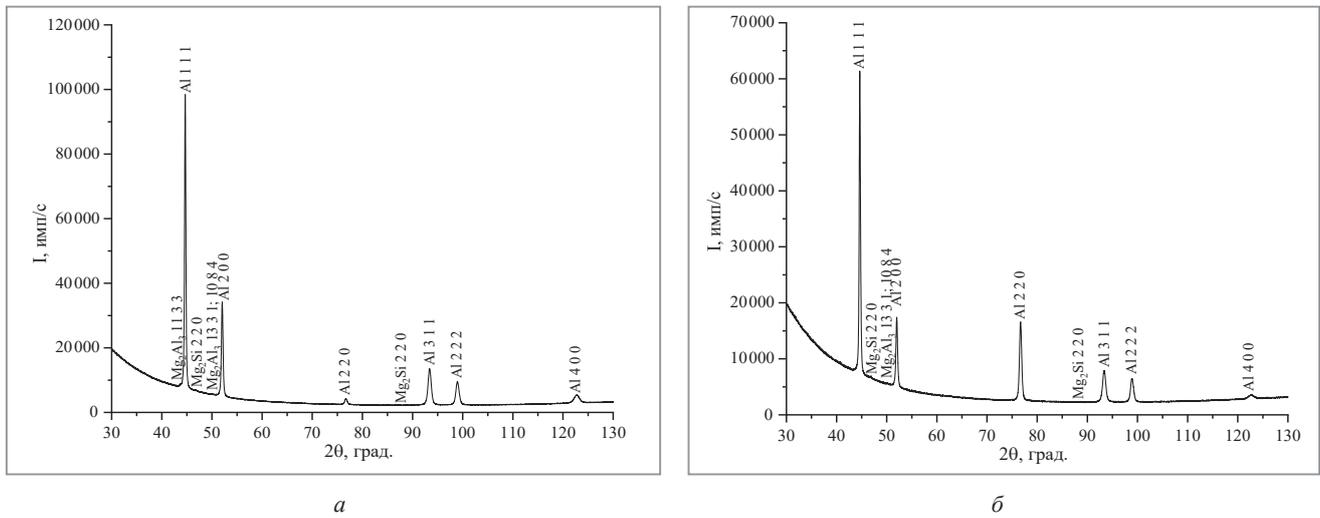


Рис. 5. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK $\alpha$ ) литого сплава АМг6 при 500g после прокатки поперек (а) и вдоль (б)

Характерные микроструктуры литого сплава АМг6 при 500g до и после прокатки (образцы № 1, 2) представлены на рис. 6. Макро- и микротрещин в образцах не обнаружено. Структура обоих образцов включает алюминий (светлые участки), а также силицид магния ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) (черные тонкие линии) и  $\beta$ -фазу ( $\text{Mg}_2\text{Al}_3$ ) (серые участки). Зерна алюминия имеют овальную форму, их размеры: поперек прокатки (образец № 1)  $\approx 15\text{--}45$  мкм высотой и  $\approx 40\text{--}130$  мкм шириной (рис. 1, а); вдоль прокатки (образец № 2)  $\approx 10\text{--}50$  мкм высотой и  $\approx 100\text{--}400$  мкм шириной. Появление упрочняющей фазы  $\beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$  в виде дисперсных включений как по границам зерен, так и в их объеме, а также характерная текстура алюминиевых зерен свидетельствуют о дисперсионном упрочнении (твердении) материала.

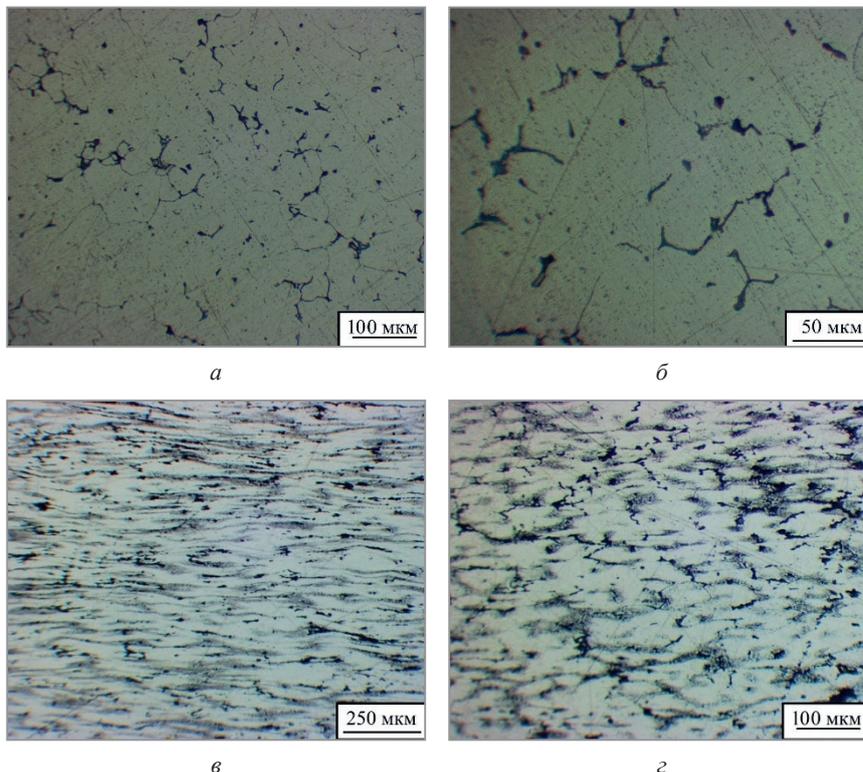


Рис. 6. Характерные микроструктуры литого сплава АМг6 при 500g до (а, б) и после прокатки со степенью обжатия 60% в поперечном (образец № 1) (в) и продольном (образец № 2) (г) сечении; а, в –  $\times 200$ ; б –  $\times 500$ ; г –  $\times 100$

Имея представление о форме и размерах зерна до и после прокатки (исходное зерно – форма равноосная с диаметром порядка 40–60 мкм [14]), можно сделать вывод, что в процессе деформации уменьшение размера зерен не происходило, они лишь вытягивались в направлении прокатки, формируя волокнистую текстуру.

Механические свойства пластически деформированного по режиму № 6 (табл. 3) литого образца из АМг6 исследовали поперек и вдоль прокатки образца (рис. 7).

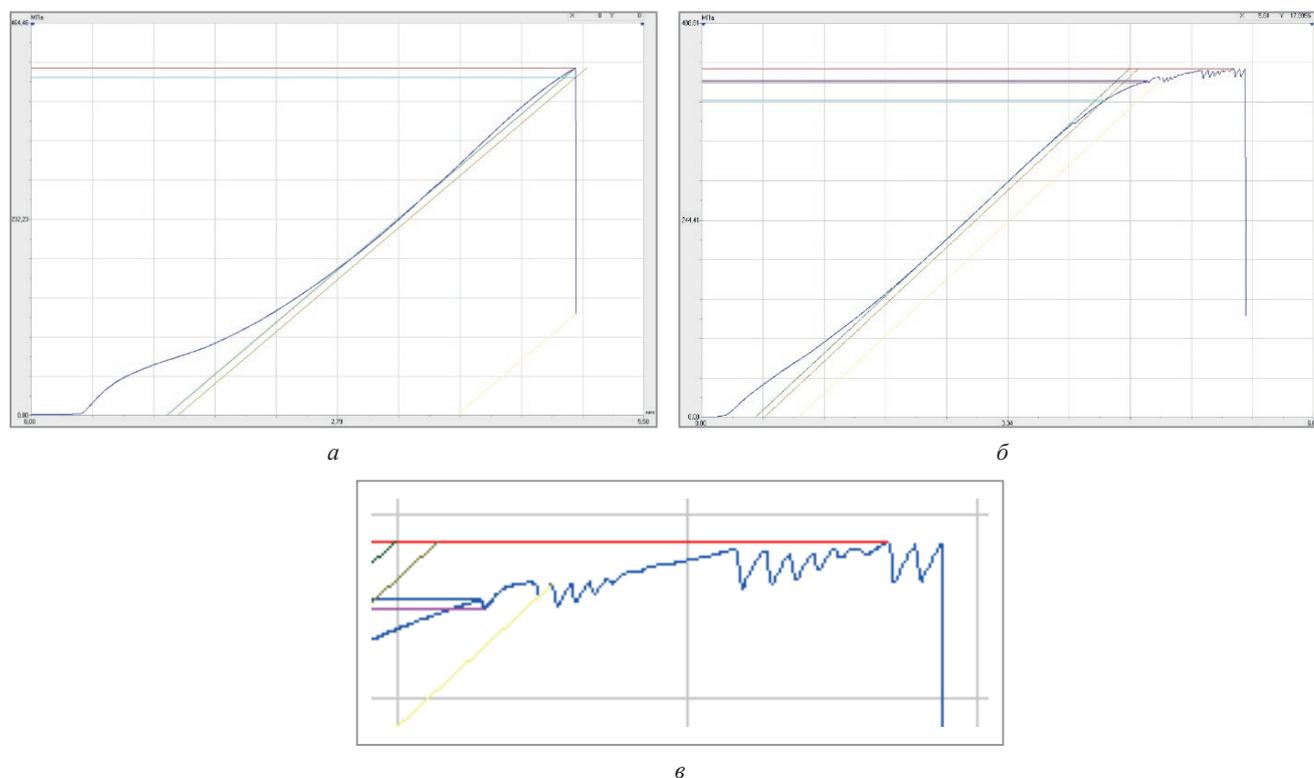


Рис. 7. Характерные диаграммы растяжения литого АМг6 при 500g после прокатки в направлении: *а* – поперечном; *б* – продольном; *в* – скачкообразное (зубчатое) изменение напряжения и деформации в зоне пластической деформации образца в продольном направлении прокатки (увеличение рис. 7, *б*) – эффект Портевена – Ле Шателье.

Анализ и схематизация диаграмм растяжения (рис. 7) показывает, что в условиях жесткого нагружения характер деформации полученного сплава АМг6 схож, как при растяжении «гибких» композитов с армирующими волокнами (нитями) [24]. При этом у полученного сплава в поперечном направлении (рис. 7, *а*, табл. 4) практически отсутствует зона пластической деформации, ее можно определить как упругопластическую, а в продольном направлении она является макролокализованной и имеет скачкообразный (зубчатый) характер (рис 7, *б*) (эффект Портевена – Ле Шателье).

Анализ структуры и механических свойств деформированного литого АМг6 (при 500g) показывает, что в процессе прокатки по режиму № 6 (табл. 3, рис. 4) упрочнение сплава происходило по двум механизмам, а именно: динамическое деформационное старение и дисперсионное упрочнение. Кроме того, есть основания полагать, что некоторое повышение механических свойств, особенно пластичности, после прокатки исследуемых материалов ЦЛ также явилось следствием уменьшения их газовой пористости, неизбежно присутствующей в любых литых материалах. При пластической деформации (сжатии), материал литого образца деформируется и постепенно заполняет пустоту, стенки пор или раковин сближаются, смыкаются и диффузионно срачиваются (свариваются). Газ, находящийся под низким давлением во внутренней полости поры или раковины, либо диффундирует из материала наружу, либо растворяется в нем [25].

Сравнение механических свойств сплава АМг6 (табл. 4) в зависимости от способа его получения показывает, что нами получен материал с улучшенными свойствами. При сохранении значений относительного удлинения порядка 10–13% материал имеет высокую прочность 410–435 МПа в зависимости от направления его деформации. Такое соотношение пластичности и прочности не достигается при использовании традиционных технологий получения проката. Так, например, при упрочнении (нагартовке) ленты толщиной до 4 мм прочность повышается на 20% (до значений 375 МПа), но при этом относительное удлинение снижается на 250% (до абсолютных значений порядка 6%).

Т а б л и ц а 4. Механические свойства АМг6 в зависимости от способа получения

Направление растяжения образца относительно прокатки. Вид термообработки		Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Твердость, НВ		Относительное удлинение, %
Литой при 500g после прокатки с суммарной степенью деформации 60 %, толщина 4 мм						
Поперек		410	405	129–138		13
Вдоль		435	395	10		
Штамповки и поковки, толщина до 75 мм (ОСТ 190073–85)						
Поперек	Отжиг	305	130	65	14	
Вдоль		315	155		15	
Плиты, толщина 11–25 мм (ГОСТ 17232-99)						
Поперек. Без термообработки		305	145	–		11
Листы, толщина до 10 мм (ГОСТ 21631-2019)						
Без термообработки. Отжиг		315	155	–		15
Ленты, толщина до 4 мм (ГОСТ 13726--97)						
Без термообработки		315	155	–		15,0
Нагартованные		375	275	–		6,0

Таким образом, сравнивая прочностные свойства деформированного и упрочненного АМг6 с пластичностью 10–15 %, можно сделать вывод, что именно особенности полученной структуры литого АМг6 (при 500g) в сравнении с исходными структурами, произведенными другими способами литья, в том числе ЦЛ при меньших КГН, позволяют получать прокат с прочностью на 30–40 % выше.

Достигнутые улучшенные свойства литого сплава АМг6 (при 500g) с последующей прокаткой значительно расширяют область его применения, например, для изготовления изделий, где требуются высокие показатели не только прочности, но и жесткости (упругости) и пластичности.

Стоит также обратить внимание, что при выполнении процесса прокатки образцов ЦЛ с исходной структурой, полученной при 500g, режимы их пластической деформации, сопровождающиеся рекристаллизацией структуры и обеспечивающие измельчение (фрагментацию) зерен [26], не исследовались, а это значит, что потенциал этих литых исходных структур для последующей ее обработки давлением гораздо больше и далеко не исчерпан.

### Выводы

1. Изучен процесс ЦЛ сплавов АМг5 и АМг6 при коэффициентах гравитационной нагрузки 300 и 500g. При данных нагрузках получены качественные отливки размером 400/130 (внешний диаметр/высота) массой 20–28 кг и толщиной от 60 до 90 мм с химическим составом, соответствующим ГОСТ 4784-2019.

2. Выявлено, что повышение КГН с 300 до 500 g различно влияет на свойства отливок из АМг5 и АМг6. Положительный эффект повышения КГН на кристаллизацию расплава проявляется в большей степени при литье сплавов с высоким содержанием легирующего элемента, так как увеличение КГН способствует не только измельчению зерна и очистке расплава от хрупких железокремниевых соединений, но и позволяет увеличивать растворимость легирующих компонентов в  $\alpha$ -твердом растворе алюминия. Для АМг6 прочность и пластичность увеличиваются в 1,1 и 1,3 раза соответственно с максимальными значениями во внешних слоях. Кроме того, содержание избыточного кремния в структуре сплавов уменьшается в 1,5 раза. В сравнении с литыми сплавами АМг6 по ГОСТ 1583-93 способом ЦЛ при 500g получен литой сплав АМг6 с прочностью, пластичностью и твердостью соответственно выше на 15–25, 10–50 и 40 %. Значительное повышение комплекса механических свойств сплава достигается за счет того, что центрифугирование и кристаллизация в условиях КГН 500g позволяют не только уплотнять и очищать сплав от нежелательных примесей, но и повышать растворимость легирующих элементов в его основной кристаллической решетке, сплав приобретает структуру, как при закалке на твердый раствор.

3. Исследован процесс пластической деформации алюминиево-магниевого сплава марок АМг5 и АМг6 со структурой, полученной ЦЛ при 500g.

4. В результате отработки различных маршрутов прокатки установлено, что первый проход рекомендуется делать с максимальной степенью обжатия. Показано, что допустимая степень деформации

значительно зависит от температуры образца. Так, при обжатии образцов из АМг5 и АМг6 она не должна превышать 20% при  $20 \pm 5$  °С и 40% при  $300 \pm 20$  °С. После первого обжатия с указанными степенями деформации, независимо от температуры, материал необходимо разгружать, например отжигать (температура  $300 \pm 20$  °С, выдержка  $60 \pm 10$  мин). После первого обжатия и разгрузки образцов последующую деформацию рекомендуется осуществлять в зависимости от их температуры: при  $20 \pm 5$  °С степень обжатия за проход 10–15%, после каждого прохода разгрузка образца; при  $300 \pm 20$  °С (с проходами на остывающем образце) степень обжатия за проход 20%, при достижении суммарной деформации более 50% разгрузка образца.

5. Определены режимы пластической деформации (прокатки) сплавов АМг5 и АМг6, полученных при 500g, позволяющие повысить прочность и твердость в 1,6 раза при суммарной деформации 60%.

6. Показана перспективность и необходимость проведения дальнейших исследований в области получения сплавов АМг методом центробежного литья при КГН более 300g и последующей их пластической деформации. В зависимости от направления прокатки получен сплав АМг6 с прочностью от 411 до 435 МПа и относительным удлинением от 10 до 13%.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Выбор и применение материалов: учеб. пособие: в 5 т. Т. 4. Выбор и применение цветных металлов и сплавов / Н. А. Свиридович [и др.]. – Минск: Беларуская навука, 2020. – 616 с.
2. Термическая обработка и металлографическое исследование деформируемых алюминиевых сплавов: метод. указания к выполнению лаб. работ для студентов очной формы обучения по направлению подготовки 22.03.02 «Металлургия», профиль подготовки «Металловедение, термическая обработка сталей и высокопрочных сплавов» / сост. С. А. Сорокина. – Н. Новгород, 2016. – 36 с.
3. **Белецкий, В. М.** Алюминиевые сплавы: состав, свойства, технология, применение: справ. / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов; под общ. ред. И. Н. Фридляндера. – Киев: Коминтех, 2005. – 365 с.
4. **Корягин, Ю. Д.** Особенности рекристаллизации деформируемых алюминий-магниевого сплавов со скандием / Ю. Д. Корягин, С. И. Ильин // Вестник ЮУрГУ. Серия: Metallurgy. – 2017. – № 1.
5. **Головкин, П. А.** О факторе количественного содержания интерметаллидных фаз в природе разрушения поковок из сплава АМг6 / П. А. Головкин // Технология легких сплавов. – 2022. – № 2.
6. Металловедение алюминия и его сплавов: справ. / А. И. Беляев [и др.]; под ред. И. Н. Фридляндера. – М.: Metallurgy, 1983. – 280 с.
7. Structural characterization of aluminium alloy 7075-graphite composites fabricated by mechanical alloying and hot extrusion / R. Deaquino-Lara [et al.] // Materials and Design. – 2014. – Vol. 53. – P. 1104–1111.
8. Получение высокопрочных деформируемых алюминиевых сплавов типа АМг10 / П. А. Витязь // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2017. – № 4. – С. 7–16.
9. **Корягин, Ю. Д.** Разупрочнение нагартованного сплава АМг6 при скоростном нагреве в интервале температур 100–300 °С // Вестник ЮУрГУ. Серия: Metallurgy. – 2012. – № 15.
10. **Мондольфо, Л. Ф.** Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо. – М.: Metallurgy, 1979. – 640 с.
11. Алюминиевые сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: справ. – М.: Metallurgy, 1979. – 432 с.
12. Low-temperature superplasticity and internal friction in microcrystalline Mg alloys processed by ECAP / V. N. Chuvil'deev [et al.] // Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 50, iss. 6. – P. 861–865.
13. Выбор технологических параметров для снижения размера зерна в основе и плакировке обшивочных листов из алюминиевых сплавов / В. Ю. Арышенский [и др.] // Технология легких сплавов. – 2010. – № 3. – С. 22–30.
14. **Чекулаев, А. В.** Получение алюминий-магниевого сплава с улучшенными свойствами при их кристаллизации в условиях высоких центробежных сил / А. В. Чекулаев, В. И. Бородавко, П. А. Витязь // Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2025. – Т. 70, № 2. – С. 124–135.
15. Role of Mg in simultaneously improving the strength and ductility of Al–Mg alloys / Byeong-Hyeon Lee [et al.] // Materials Science and Engineering A. – 2016. – Vol. 657. – P. 115–122.
16. **Мальцев, М. В.** Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – 2-е изд. – М.: Metallurgy, 1970. – 364 с.
17. Новые подходы к получению высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu / П. Ю. Предко [и др.] // Технология легких сплавов. – 2023. – № 1.
18. Исследование влияния содержания железа на образование железосодержащих фаз в литейных алюминиевых сплавах / В. И. Горбачева [и др.] // Литье и металлургия. – 2013. – № 4. – С. 74–81.
19. **Аммер, В. А.** Кристаллизация металла в отливках: учеб. пособие / В. А. Аммер. – Воронеж: Воронеж. гос. техн. ун-т, 2012. – 156 с.
20. **Логинюв, Ю. Н.** Влияние деформации на уровень механических характеристик прессованных заготовок из сплава АМг6 / Ю. Н. Логинюв, Л. В. Антоненко // Заготовительные производства в машиностроении. – 2010. – № 7. – С. 14–19.
21. **Логинюв, Ю. Н.** Влияние конфигурации очага деформации при прессовании на рекристаллизацию алюминиевых сплавов / Ю. Н. Логинюв // Инновации в материаловедении и металлургии: материалы IV Междунар. интеракт. науч.-практ. конф. – Екатеринбург: УрФУ, 2015. – С. 239–242.
22. Взаимосвязь кристаллографических ориентировок зерен при горячей деформации и рекристаллизации в алюминиевом сплаве АМг6 / Г. М. Русаков [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 12. – С. 15–21.

23. Powder diffraction file. Data cards. ICDD. Swarthmore. Pennsylvania. – USA. – 1948–2021.
24. **Любимов, А. К.** Моделирование вида структурного элемента гибких тканых композитов при статическом растяжении с применением метода конечных элементов в ANSYS / А. К. Любимов, Д. А. Кожанов // Компьютерные исследования и моделирование. – 2016. – Т. 8. – № 1. – С. 113–120.
25. **Каблов, Е. Н.** Особенности упрочнения и кинетика старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al–Si–Cu–Mg / Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. – 2021. – № 2.
26. **Останина, Т. В.** Измельчение зеренной структуры металлов и сплавов при интенсивном пластическом деформировании: экспериментальные данные и анализ механизмов / Т. В. Останина, А. И., Швейкин П. В. Трусов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2000. – № 2. – С. 85–111.

## REFERENCES

1. **Svidunovich N.A.** [et al.] *Vybor i primeneniye materialov: ucheb. posobie: v 5 t. T. 4. Vybor i primeneniye cvetnykh metallov i splavov* [Selection and application of materials: textbook: in 5 volumes. Volume 4. Selection and application of non-ferrous metals and alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka, 2020, 616 p.
2. **Sorokina S.A.** (comp.) *Termicheskaya obrabotka i metallograficheskoye issledovanie deformiruyemykh alyuminievykh splavov: metod. ukazaniya k vypolneniyu lab. rabot dlya studentov ochnoy formy obucheniya po napravleniyu podgotovki 22.03.02 "Metallurgiya", profil' podgotovki "Metallovedeniye, termicheskaya obrabotka stalej i vysokoprochnykh splavov"* [Heat treatment and metallographic examination of deformable aluminum alloys: method. instructions for performing lab. works for full-time students in the direction of training 22.03.02 "Metallurgy", training profile "Metal science, heat treatment of steels and high-strength alloys"]. Nizhny Novgorod, 2016, 36 p.
3. **Beletsky V.M., Krivov G.A., Fridlyander I.N.** (ed.) *Alyuminievye splavy: sostav, svoystva, tekhnologiya, primeneniye: sprav.* [Aluminum alloys: composition, properties, technology, application: reference book]. Kiev, Komintekh Publ., 2005, 365 p.
4. **Koryagin Yu. D., Il'in S.I.** Osobennosti rekristallizatsii deformiruyemykh alyuminij-magnievykh splavov so skandiem [Features of recrystallization of deformable aluminum-magnesium alloys with scandium]. *Vestnik YuUrG U. Seriya: Metallurgiya = Bulletin of SUSU. Series: Metallurgy*, 2017, no. 1.
5. **Golovkin P.A.** O faktore kolichestvennogo sodержaniya intermetallidnykh faz v prirode razrusheniya pokovok iz splava AMg6 [About the factor of quantitative content of intermetallic phases in the nature of destruction of AMg6 alloy open forgings]. *Tekhnologiya legkih splavov = Technology of light alloys*, 2022, no. 2.
6. **Belyaev A.I., Bochvar O.S., Bujnov N.N.** [et al.], **Fridlyandera I.N.** (ed.) *Metallovedeniye alyuminiya i ego splavov: sprav.* [Metallurgy of aluminum and its alloys: reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983, 280 p.
7. **Deaquino-Lara R., Gutierrez-Castaneda E., Estrada-Guel I.** [et al.] Structural characterization of aluminium alloy 7075-graphite composites fabricated by mechanical alloying and hot extrusion. *Materials and Design*, 2014, vol. 53, pp. 1104–1111.
8. **Vityaz P.A., Ilyushenko A. Ph., Sobol S. Ph., Savich V.V., Churik M.N.** Poluchenie vysokoprochnykh deformiruyemykh alyuminievykh splavov tipa AMg10 [Producing high-strength deformable aluminum alloys of type AMg10]. *Vesti Natsyonal'nai akademii nauk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2017, no. 4, pp. 7–16.
9. **Koryagin Yu.D.** Razuprochneniye nagartovannogo splava AMg6 pri skorostnom nagreve v intervale temperatur 100–300 °C [Softening of work-hardened AMg6 alloy during high-speed heating in the temperature range of 100–300 °C]. *Vestnik YuUrG U. Seriya: Metallurgiya = Bulletin of SUSU. Series: Metallurgy*, 2012, no. 15.
10. **Mondolfo L.F.** *Struktura i svoystva alyuminievykh splavov* [Structure and properties of aluminum alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979, 640 p.
11. *Alyuminievye splavy. Struktura i svoystva polufabrikatov iz alyuminievykh splavov: sprav.* [Aluminum alloys. Structure and properties of semi-finished products from aluminum alloys: reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979, 432 p.
12. **Chuvil'deev V. N., Nieh T.G., Gryaznov M. Yu.** [et al.] Low-temperature superplasticity and internal friction in microcrystalline Mg alloys processed by ECAP. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 50, iss. 6, pp. 861–865.
13. **Aryshenskiy V. Yu., Grechnikova A. F., Drits A.M., Sosedkov S.M.** Vybor tekhnologicheskikh parametrov dlya snizheniya razmera zerna v osnove i plakirovke obshivochnykh listov iz alyuminievykh splavov [Selection of technological parameters for reducing the grain size in the base and cladding of cladding sheets made of aluminum alloys]. *Tekhnologiya legkih splavov = Technology of light alloys*, 2010, no. 3, pp. 22–30.
14. **Chekulayeu A. V., Baradavka V.I., Vityaz P.A.** Poluchenie alyuminievo-magnievykh splavov s uluchshennymi svoystvami pri ih kristallizatsii v usloviyakh vysokikh centrobezhnykh sil [Production of aluminum-magnesium alloys with improved properties during their crystallization under conditions of high centrifugal forces]. *Vesti Natsyonal'nai akademii nauk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2025, vol. 70, no. 2, pp. 124–135.
15. **Byeong-Hyeon Lee, Sung-Hoon Kim, Jun-Hyoung Park** [et al.] Role of Mg in simultaneously improving the strength and ductility of Al–Mg alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2016, vol. 657, pp. 115–122.
16. **Maltsev M.V.** *Metallografiya promyshlennykh cvetnykh metallov i splavov* [Metallography of industrial non-ferrous metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970, 364 p.
17. **Predko P. Yu., Shanin N.D., Bakhteeva N.D.** [et al.] Novye podhody k polucheniyu vysokoprochnykh alyuminievykh splavov sistemy Al–Zn–Mg–Cu [New approaches to producing high-strength aluminum alloys of the Al–Zn–Mg–Cu system]. *Tekhnologiya legkih splavov = Technology of light alloys*, 2023, no. 1.
18. **Gorbachiova V.I., Terentjeva A.V., Turchanin M.A., Dreval L.A.** Issledovanie vliyaniya sodержaniya zheleza na obrazovanie zhelezosoderzhashchikh faz v litejnykh alyuminievykh splavakh [Research of influence of the iron content on formation of iron-bearing phases in foundry aluminum alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 4, pp. 74–81.
19. **Ammer V.A.** *Kristallizatsiya metalla v otlivkah: ucheb. posobie* [Crystallization of metal in castings: textbook]. Voronezh, Voronezh. gos. tekhn. un-t Publ., 2012, 156 p.

20. **Loginov Yu. N., Antonenko L. V.** Vliyanie deformatsii na uroven' mekhanicheskikh karakteristik pressovannykh zagotovok iz splava AMg6 [Influence of deformation on the level of mechanical characteristics of pressed blanks made of AMg6 alloy]. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii = Blank production in mechanical engineering*, 2010, no. 7, pp. 14–19.
21. **Loginov Yu. N.** Vliyanie konfiguratsii ochaga deformatsii pri pressovanii na rekristallizatsiyu alyuminievykh splavov [Influence of the deformation zone configuration during pressing on the recrystallization of aluminum alloys]. *Innovatsii v materialovedenii i metallurgii: materialy IV Mezhdunar. interakt. nauch.-prakt. konf. = Innovations in materials science and metallurgy: Proc. IV Int. interactive scientific-practical. conf.* Ekaterinburg, UrFU Publ., 2015, pp. 239–242.
22. **Rusakov G. M., Illarionov A. G., Loginov Yu. N.** Vzaimosvyaz' kristallograficheskikh orientirovok zeren pri goryachej deformatsii i rekristallizatsii v alyuminievom splave AMg6 [Relationship between crystallographic orientations of grains during hot deformation and recrystallization in aluminum alloy AMg6]. *Metalovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal science and heat treatment of metals*, 2014, no. 12, pp. 15–21.
23. Powder diffraction file. Data cards. ICDD. Swarthmore. Pennsylvania, 1948–2021.
24. **Lyubimov A. K., Kozhanov D. A.** Modelirovanie vida strukturnogo elementa gibkikh tkanykh kompozitov pri staticheskom rastyazhenii s primeneniem metoda konechnykh elementov v ANSYS [Modeling the appearance of a structural element of flexible woven composites under static tension using the finite element method in ANSYS]. *Komp'yuternye issledovaniya i modelirovanie = Computer research and modeling*, 2016, vol. 8, no. 1, pp. 113–120.
25. **Kablov E. N., Belov E. V., Trapeznikov A. V.** [et al.] Osobennosti uprochneniya i kinetika stareniya litejnogo alyuminieвого vysokoprochnogo splava na osnove sistemy Al–Si–Cu–Mg [Features of hardening and kinetics of aging of cast aluminum high-strength alloy based on the Al–Si–Cu–Mg system]. *Aviacionnye materialy i tekhnologii = Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2.
26. **Ostanina T. V., Shveikin A. I., Trusov P. V.** Izmel'chenie zerennoy struktury metallov i splavov pri intensivnom plasticheskom deformirovanii: eksperimental'nye dannye i analiz mekhanizmov [Refining of the grain structure of metals and alloys under severe plastic deformation: experimental data and analysis of mechanisms]. *Vestnik Permskogo nacional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika = Bulletin of Perm National Research Polytechnic University. Mechanics*, 2020, no. 2, pp. 85–111.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-50-55>  
УДК 620.18:620.192.41

Поступила 23.05.2025  
Received 23.05.2025

## ИССЛЕДОВАНИЯ УСАДОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ПРИ РАЗЛИВКЕ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ КРУГЛОЙ ЗАГОТОВКИ ДИАМЕТРОМ 200 ММ

*И. О. ПИСАРЕНКО, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: stol.tu@bmz.gomel.by*

*В работе проведены исследования влияния усадочных процессов в кристаллизаторе машины непрерывного литья заготовок на образование поверхностных дефектов при разливке непрерывнолитой круглой заготовки диаметром 200 мм. Определены необходимые критерии усадки непрерывнолитой заготовки для образования оптимальной корочки заготовки путем выбора гильз с определенным геометрическим исполнением, а также подбора шлакообразующих смесей индивидуального химического состава.*

**Ключевые слова.** Непрерывнолитая заготовка, кристаллизатор, гильза, конусность, геометрия, усадка, воздушный зазор, шлакообразующая смесь.

**Для цитирования.** Писаренко, И. О. Исследования усадочных процессов в кристаллизаторе при разливке непрерывнолитой круглой заготовки диаметром 200 мм / И. О. Писаренко // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 50–55. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-50-55>.

## STUDY OF SHRINKAGE PROCESSES IN THE MOLD DURING CASTING OF CONTINUOUSLY CAST ROUND BILLET WITH DIAMETER OF 200 MM

*I. O. PISARENKO, OJSC “BSW – Management Company of “BMC” Holding”, Zhlobin, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: stol.tu@bmz.gomel.by*

*The study investigates the influence of shrinkage processes in the mold of a continuous casting machine on the formation of surface defects during the casting of a 200 mm diameter round billet. The necessary shrinkage criteria for the continuously cast billet were determined to form an optimal shell by selecting molds with a specific geometric configuration and by using slag-forming mixtures of customized chemical composition.*

**Keywords.** Continuously cast billet, mold, sleeve, taper, geometry, shrinkage, air gap, slag-forming mixture.

**For citation.** Pisarenko I. O. Study of shrinkage processes in the mold during casting of continuously cast round billet with diameter of 200 mm. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 50–55. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-50-55>.

Одной из основных задач системы скоростной разливки стали является организация оптимальной и равномерной передачи теплоты от корки непрерывнолитой заготовки к гильзе кристаллизатора. Качество слитка, полученного при непрерывной разливке стали, во многом определяется характером образования тонкой твердой корочки (оболочки) в пределах кристаллизатора. Значительная часть дефектов непрерывного слитка появляется в кристаллизаторах из-за нерациональных условий теплоотвода. Теплопередача в кристаллизаторе, равномерность роста корочки слитка, линейная скорость разливки и распределение в ней напряжений зависят от характера контакта между гильзой кристаллизатора и слитком. Затвердевание металла в кристаллизаторе происходит на основе представлений о частичном контакте слитка со стенками, образуя по периметру усадки некоторые зазоры. Характер контакта и величина образуемых зазоров определяются в первую очередь геометрическим исполнением внутренней конструкции самой гильзы, химическим составом разливаемой марки стали, а также рядом других факторов, таких как скорость разливки, свойства используемых шлакообразующих смесей и др. Правильный выбор данных параметров обеспечивает оптимальные условия для формирования первичной корочки слитка и исключает образование поверхностных дефектов.

Таким образом, для предотвращения поверхностных дефектов и обеспечения постоянства формирования толщины корочки слитка необходимо обеспечить образование низких температурных градиентов при формировании корочки слитка.

Объектом исследования в данной работе является процесс формирования корочки непрерывнолитого слитка диаметром 200 мм для дальнейшего производства горячекатаных бесшовных труб.

Цель работы – определение оптимальных условий формирования корочки в слитке и предотвращения образования поверхностных дефектов путем исследования усадки слитка при работе на гильзах с разным геометрическим исполнением внутренней поверхности и шлакообразующих смесей с различным химическим составом и свойствами.

По статистическим данным, большинство дефектов металлургического происхождения при производстве горячекатаных бесшовных труб в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее – предприятие) являются трещинами кристаллизационного характера (рис. 1). Количество несоответствующей продукции по данному виду дефекта за 2020–2024 гг. находится на уровне 4,4%, что влечет большие издержки на обратный передел бракованных труб и увеличение себестоимости выпускаемой продукции. Таким образом, определение закономерностей теплообмена между слитком и кристаллизатором и снижение уровня кристаллизационных дефектов при производстве непрерывнолитой заготовки – одна из наиболее актуальных задач сталеплавильного производства.

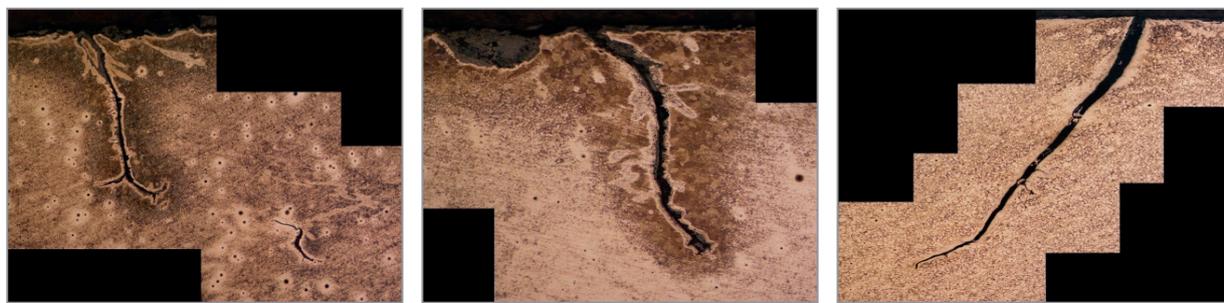


Рис. 1. Микроструктура марки стали 30ХГСА в зоне дефектов горячекатаных бесшовных труб,  $\times 100$

Поперечные микрошлифы образцов в зонах дефектов труб представляют собой полости, суживающиеся вглубь, расположенные под углом к поверхности, извилистые, с окисленными стенками. От полостей в стороны отходят дорожки мелких диффузионных оксидов, вдоль полостей наблюдаются мелкие диффузионные оксиды. После травления микрошлифов в реактиве Nital наблюдается обезуглероживание. Травление реактивом Обергоффера показало наличие ликвации в зоне дефектов. Трещины кристаллизационного происхождения.

Причинами выявленных дефектов являются температурные напряжения, возникающие в определенных условиях при кристаллизации стали. Эти условия создаются при нарушениях технологических факторов и качественных параметров стали, вызывающих понижение механической прочности первичной корочки и увеличение разрывающих усилий в момент образования трещин [1].

Опыт промышленного производства показывает, что наиболее часто поверхностные дефекты кристаллизационного характера возникают при содержании углерода в стали на уровне 0,20% и достигают своего максимума при С более 0,35%. Это объясняется тем, что при таком содержании углерода усадка стали достигает максимальных значений, а прочность на растяжение падает при сохранении относительно низкой пластичности. Легирование стали такими элементами, как хром, марганец, кремний, оказывает дополнительное существенное ослабляющее влияние на прочность корки слитка.

Поскольку в гильзе кристаллизатора формируется оболочка слитка необходимой толщины и прочности, такие дефекты слитка, как наружные поперечные и продольные трещины, находятся в прямой зависимости от конструктивных и теплофизических характеристик гильзы кристаллизатора. Выбор конусности кристаллизатора, соответствующий усадке слитка из конкретных сталей, является одной из наиболее важных задач для снижения поверхностных дефектов кристаллизационного характера. Теплопередача в кристаллизаторе, линейная скорость разливки, равномерность роста корочки слитка и распределение напряжений в ней во многом зависят от контакта слитка с рабочими стенками и в свою очередь определяют ее.

На предприятии производится широкий спектр марок сталей сечением  $\varnothing 200$  мм, что требует определенного универсального внутреннего профиля гильзы. В рамках освоения производства сечения формата  $\varnothing 200$  мм в условиях сталеплавильного цеха опробована разливка с использованием четырех типов

исполнения гильз кристаллизаторов. На рис. 2 представлены графики, построенные по точкам результатов лазерной съемки гильз с радиального вида.

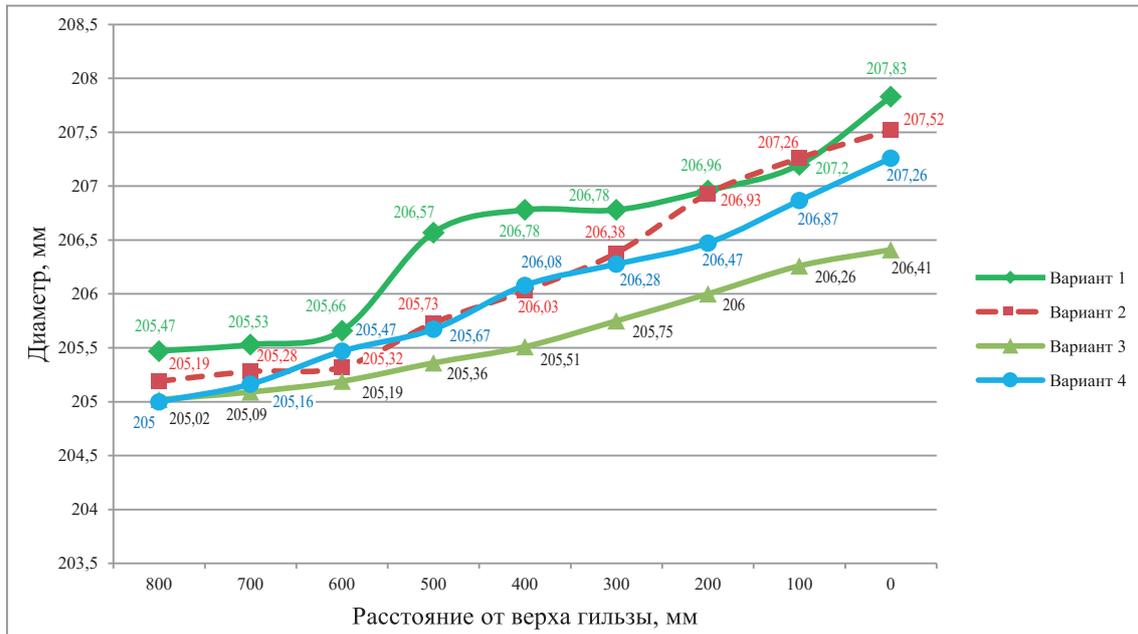


Рис. 2. Внутренняя геометрия использованных гильз кристаллизаторов для разливки формата сечения  $\varnothing 200$  мм

Каждая из используемых гильз имеет индивидуальное исполнение и, соответственно, обладает индивидуальными закономерностями усадочных процессов.

**Вариант 1.** Гильзы с параболическим исполнением внутренней геометрии. При таком исполнении заложен принцип компенсации усадки выпуклой синусоидальной затвердевающей корочки ее постепенным выпрямлением. Амплитуды синусоид монотонно убывают на верхнем торце гильзы на границе выпуклой и плоской частей.

**Вариант 2.** Гильзы с двухконусным исполнением внутренней геометрии. При использовании гильз конусности в верхней части кристаллизатора наблюдается большая степень усадки, чем в его нижней части, серединная часть гильзы является центром дополнительных напряжений и повышенных сил трения.

**Вариант 3.** Гильзы с переменным сечением рабочей полости, где в параболической полости внедрены четыре синусоидальные воронки. В данной конструкции гильзы средняя конусность составляет 2,5%, длина участка распрямления синусоидальной поверхности – 300 мм от уровня мениска. Центрирование слитка в верхней половине гильзы кристаллизатора приводит к снижению термических напряжений в затвердевающей оболочке слитка. Выпрямление синусоидальных участков позволяет довести до минимума газовый зазор между оболочкой и стенкой гильзы. Это создает условия для равномерного теплоотвода и образования жесткой равномерной оболочки затвердевающей круглой заготовки.

**Вариант 4.** Гильзы с трехконусным исполнением внутренней геометрии. Средняя конусность составляет 2,7%, длина синусоидальной поверхности – 300 мм от уровня мениска в кристаллизаторе.

Возникновение и рост твердой корочки на стенке кристаллизатора, наличие газовой и шлаковой прослойки (60–70% от всей суммы термического сопротивления) создает дополнительное термическое сопротивление для теплоотвода (потери составляют 25–30%), в связи с чем плотность теплового потока постепенно снижается в направлении от мениска расплава к нижней кромке кристаллизатора, где она опускается до значений  $250 \text{ Вт/м}^2$  [2, 3].

Определяющую величину теплового потока оказывает воздушный зазор между стенкой кристаллизатора и корочкой слитка. Увеличением или уменьшением величины теплового зазора достигается минимизация сил трения и усадочных напряжений. Передача теплоты от корки слитка к стенкам кристаллизатора сильно уменьшается при потере контакта между слитком и кристаллизатором, при этом изменяется характер усадки слитка, что может привести к возникновению дефектов в корке [2].

В процессе разливки величину воздушного зазора между стенкой кристаллизатора и корочкой слитка можно вычислить по формуле

$$\delta = \omega^p + \omega^t + \Delta_y + \Delta_p + \omega^k, \quad (1)$$

где  $\omega^p$  – изгиб корочки слитка под действием ферростатического давления, м;  $\omega^t$  – то же под действием термических напряжений, м;  $\Delta_y$  – усадка корочки слитка, м;  $\Delta_p$  – растяжение корочки слитка под действием ферростатического давления, м;  $\omega^{tk}$  – коробление стенок кристаллизатора, м.

Каждое из слагаемых должно быть со своим знаком в выбранной системе координат, для решения уравнения используется понятие кажущегося теплового зазора, т.е. сплошного воздушного зазора, аналогичного тому, что имеет место в действительности (рис. 3) [2].

Толщина кажущегося зазора определяется формулой

$$\Delta_{з.к} = \lambda_{в} (T_{п} + T_{с}) / (g_1 - g_2), \tag{2}$$

где  $\lambda_{в}$  – коэффициент теплопроводности воздуха, Вт/м·К;  $T_{п}$  – температура поверхности слитка, К;  $T_{с}$  – то же стенки кристаллизатора, обращенной к металлу, К;  $g_1$  – плотность теплового потока, направленного от слитка к стенке кристаллизатора, Вт/м<sup>2</sup>;  $g_2$  – плотность теплового потока излучения, Вт/м<sup>2</sup>.

При физико-математическом рассмотрении принимаем следующие допущения. Отсутствует тепловой барьер теплового потоку на поверхности между корочкой и кристаллизатором. Охлаждение водой кристаллизатора достаточное, чтобы поддерживать температуру его внутренних стенок равномерной. Зависимость между толщиной корочки слитка и временем пребывания слитка в кристаллизаторе можно вычислить по формуле

$$\delta_{к} = 0,335 \left( \sqrt{1 - 0,95\tau} - 1 \right). \tag{3}$$

При постоянстве разности между температурой ликвидуса и поверхности корочки

$$\delta_{к} = 0,28\sqrt{\tau}. \tag{4}$$

Время полного затвердевания

$$\tau = \left( \frac{D + 52 \cdot 10^{-3}}{74,5 \cdot 10^{-3}} \right)^2, \tag{5}$$

где  $D$  – диаметр круга, 200 мм.

По мере нарастания корочки затвердевшего металла тепловой поток к стенке кристаллизатора уменьшается. Неравномерное распределение тепловых потоков при продвижении слитка приводит к неравномерному прогреву стенки кристаллизатора. Различная температура твердых слоев корочки затвердевшего металла вызывает их различную усадку и деформацию, что ведет к возникновению сложнапряженного состояния затвердевшей оболочки слитка.

При вариантах работы на гильзах с двухконусной и трехконусной конфигурациями отмечены следы торможения и ускорения при формировании роста корочки слитка в период 40–60 с после начала формирования (рис. 3), что связано с избыточной конусностью в соответствии с рис. 2. Передача теплоты от корки слитка к стенкам кристаллизатора сильно уменьшается при потере контакта между слитком и кристаллизатором, при этом изменяется характер усадки слитка, что может привести к возникновению

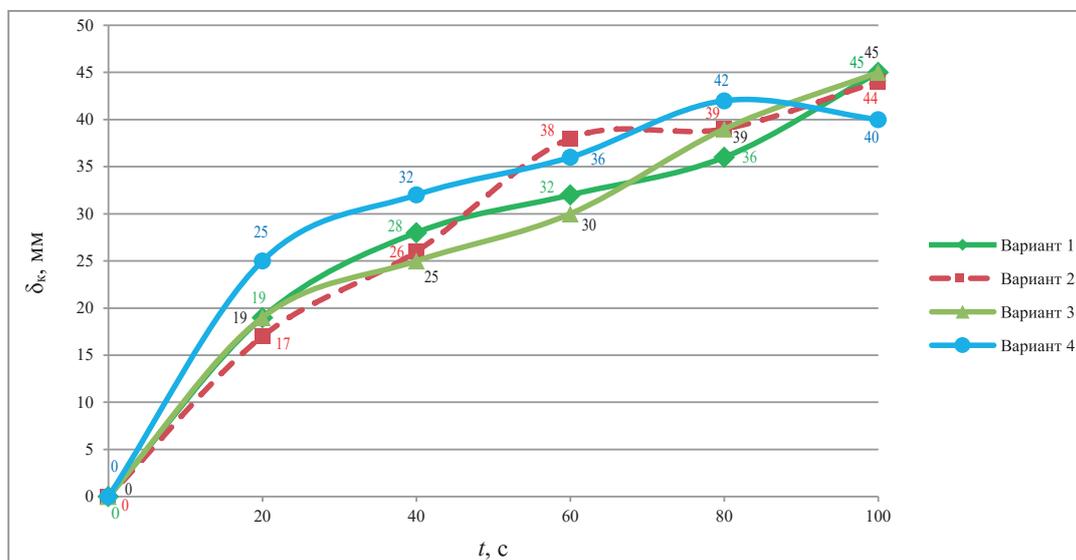


Рис. 3. Расчетные значения роста корочки слитка в кристаллизаторе при различной толщине кажущегося зазора в зависимости от типа применяемых гильз

дефектов. В результате в стенках возникают напряжения, которые постепенно накапливаются и превышают пределы упругости в условиях длительной ползучести. Гильзы с параболическим исполнением и переменным сечением рабочей плоскости создают минимальное сопротивление теплоты путем постоянства кажущегося зазора на протяжении всей длины рабочей поверхности.

Проведенные ранее исследования [4] показали, что применяемая смазка шлакообразующей смесью может уменьшать тепловой поток в кристаллизаторе на 5–18% для сталей с содержанием углерода более 0,1%. Наличие некоторой прослойки шлакообразующей смеси может вызывать увеличение коэффициента трения при вытягивании заготовки из кристаллизатора. При снижении вязкости шлака сила трения, тормозящая вытягивание заготовки из кристаллизатора, уменьшается, а сам шлак служит смазкой, однако образование такого типа смазки имеет высокую проницаемость и практически не компенсирует теплопередачу в месте контакта с жидкой сталью.

В условиях сталеплавильного производства предприятия при разливке формата  $\varnothing 200$  мм использовались различные варианты шлакообразующих смесей с химическим составом в соответствии с таблицей.

Таблица. Химический состав шлакообразующих смесей

Химический состав, %	C	SiO <sub>2</sub>	F	CaO	Mg	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Основность
Вариант 1	17,0	20,0	2,1	20,3	5,1	10,0	1,0
Вариант 2	5,5	34,4	3,5	23,2	2,4	11,1	0,7
Вариант 3	20,0	33,0	4,1	21,1	2,2	4,1	0,7
Вариант 4	18,2	22,8	3,0	24,6	4,1	8,7	0,9

В соответствии с рис. 4 произведен теоретический расчет термосопротивления шлаковой прослойки в зависимости от типа применяемой шлакообразующей смеси.

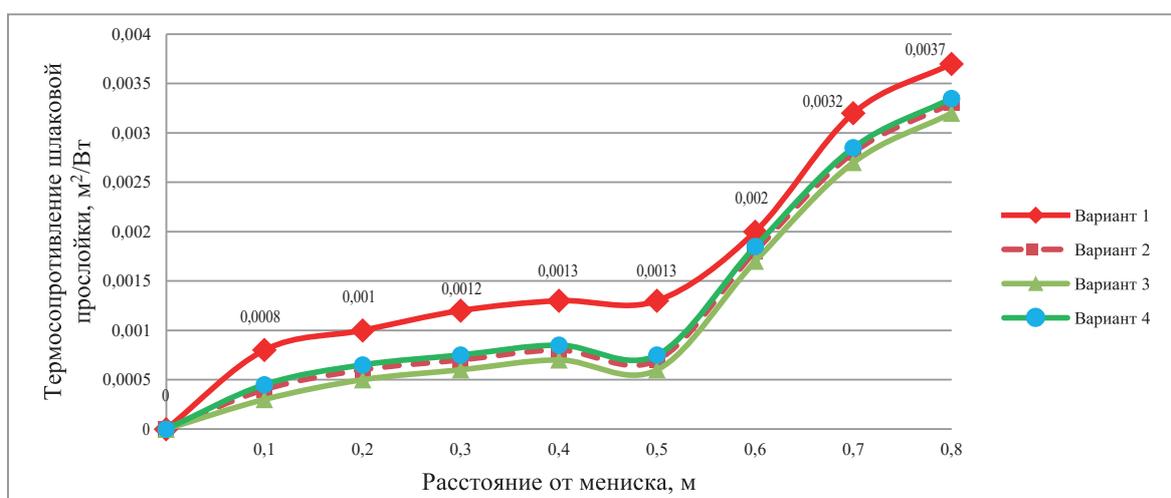


Рис. 4. Термосопротивление в зависимости от химического состава шлакообразующей смеси

Чтобы компенсировать увеличение теплопередачи и снизить градиенты температур между корочкой слитка и стенкой кристаллизатора, при работе на вариантах гильз 2, 4 для качественных легированных сталей необходимо поддержание соотношения  $(CaO)/(SiO_2) \geq 1$ . Наличие прослойки шлака уменьшает температуру внутренней поверхности кристаллизатора за счет большего термосопротивления, так как при затвердевании такого шлака внутри него образуется множество микропор, которые являются причиной снижения теплопроводности [3, 5].

### Выводы

Проведенные исследования влияния исполнения внутренней геометрии гильз и использования высокоосновных шлакообразующих смесей позволили снизить количество поверхностных дефектов горячекатаных бесшовных труб на легированных марках сталей более чем на 40%, а при разливке качественного углеродистого сортамента – не менее чем на 10%. Работа по совершенствованию технологического процесса в настоящее время продолжается.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Дефекты стальных слитков и проката: справ. изд. / В.В. Правосудович [и др.]. – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 41 с.
2. **Козырев, Н. А.** Непрерывная разливка стали и сплавов: учеб. пособие / Н. А. Козырев, Р. А. Гизатулин, Д. В. Валувев. – Томск: Изд-во Томск. политех. ун-та, 2011. – С. 313–315.
3. **Огурцов, А. П.** Непрерывная разливка стали: учеб. пособие / А. П. Огурцов. – Киев: Наукова думка, 2001. – 47 с.
4. Непрерывная разливка сортовой заготовки / А. Н. Смирнов [и др.]. – Донецк: Цифровая типография, 2012. – 139 с.
5. **Смирнов, А. Н.** Непрерывная разливка стали: учебник / А. Н. Смирнов, С. В. Куберский, Е. В. Штепан. – Донецк: ДонНТУ, 2011. – 161 с.

## REFERENCES

1. **Pravosudovich V. V.** [et al.] *Defekty stal'nyh slitkov i prokata: sprav. izd.* [Defects of steel ingots and rolled products: reference publication]. Moscow, Intermet Engineering Publ., 2006, 41 p.
2. **Kozyrev N. A., Gizatulin R. A., Valuev D. V.** *Nepreryvnaya razlivka stali i splavov: ucheb. posobie* [Continuous casting of steel and alloys: a tutorial]. Tomsk, Publishing house of Tomsk Polytechnic University, 2011, pp. 313–315.
3. **Ogurtsov A. P.** *Nepreryvnaya razlivka stali: ucheb. posobie* [Continuous casting of steel: a tutorial]. Kyiv, Naukova dumka, 2001, 47 p.
4. **Smirnov A. N.** [et al.] *Nepreryvnaya razlivka sortovoj zagotovki* [Continuous casting of billets]. Doneck, Cifrovaya tipografiya Publ., 2012, 139 p.
5. **Smirnov A. N., Kubersky S. V., Shtepan E. V.** *Nepreryvnaya razlivka stali: uchebnik* [Continuous casting of steel: textbook]. Doneck, DonNTU, 2011, 161 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-56-60>  
УДК 669

Поступила 19.06.2025  
Received 19.06.2025

## ОЦЕНКА НЕРАВНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ

В. П. ФЕТИСОВ, г. Орел, Россия. E-mail: [olga1560@yandex.ru](mailto:olga1560@yandex.ru)

Контролем пластических свойств проведено сравнение надежности предварительной оценки неравномерности пластической деформации в процессе многократного волочения высокопрочной проволоки с помощью расчетного геометрического параметра клиновидной зоны и экспериментально определяемого подъема металла на входе в рабочий конус волоки. Геометрический параметр клиновидной зоны не характеризует влияние на формирование пластических свойств повышения прочности, соотношения сжимающих и растягивающих напряжений в очаге деформации при изменении единичного обжатия и поэтому не может применяться в качестве показателя неравномерности пластической деформации при многократном волочении высокопрочной проволоки из перлитной стали. Определяемый при волочении на разъемных волоках подъем металла на входе в деформационную зону волочильного инструмента обладает повышенной чувствительностью к изменению основных технологических параметров процесса волочения и соответствует критерию неравномерности пластической деформации высокопрочной стали. С увеличением суммарного обжатия при волочении высокопрочной проволоки дополнительной оценкой неравномерности пластической деформации является соотношение сжимающих и растягивающих напряжений в схеме объемного напряженного состояния. Для повышения равномерности деформации при многократном волочении высокопрочной проволоки необходимо снижение единичных обжатий и уменьшение угла рабочего конуса волоки по мере роста суммарной степени деформирования. Деформацию волочением следует осуществлять с противонапряжением и в режиме гидродинамического трения.

**Ключевые слова.** Геометрический параметр клиновидной зоны, подъем металла на входе в рабочий конус волоки, неравномерность пластической деформации, соотношение при волочении сжимающих и растягивающих напряжений.

**Для цитирования.** Фетисов, В. П. Оценка неравномерности пластической деформации при волочении высокопрочной проволоки из перлитной стали / В. П. Фетисов // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 56–60. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-56-60>.

## ASSESSMENT OF THE UNEVENNESS OF PLASTIC DEFORMATION IN DRAWING HIGH-STRENGTH PEARLITE STEEL WIRE

V. P. FETISOV, Orel, Russia. E-mail: [olga1560@yandex.ru](mailto:olga1560@yandex.ru)

Under the control of plastic properties, the reliability of a preliminary assessment of the unevenness of plastic deformation during repeated drawing of high-strength wire was compared using the calculated geometric parameter of the wedge-shaped zone and the experimentally determined metal lift at the entrance to the working cone of the drawing. The geometric parameter of the wedge-shaped zone does not characterize the effect on the formation of plastic properties of increased strength, the ratio of compressive and tensile stresses in the deformation zone with a change in a single compression, and therefore cannot be used as an indicator of the unevenness of plastic deformation during repeated drawing of high-strength wire made of pearlite steel. The rise of metal at the entrance to the deformation zone of the drawing tool, determined by drawing on split lugs, is highly sensitive to changes in the main technological parameters of the drawing process and meets the criterion of uneven plastic deformation. To increase the uniformity of deformation during repeated drawing of high-strength wire, it is necessary to reduce single compressions and reduce the angle of the working cone of the drawing as the total degree of deformation increases, as well as to carry out deformation by drawing with counter-tension and in the mode of hydrodynamic friction.

**Keywords.** The geometric parameter of the wedge-shaped zone, the rise of metal at the entrance to the working cone of the drawing, the unevenness of plastic deformation, the ratio of compressive and tensile stresses during drawing.

**For citation.** Fetisov V. P. Assessment of the unevenness of plastic deformation in drawing high-strength pearlite steel wire. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 56–60. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-56-60>.

Пластическая деформация волочением в условиях объемного напряженного состояния характеризуется неравномерностью по сечению проволоки. Конусный очаг деформации и внешнее трение обеспечивают отставание периферийных слоев от центральных, которое в зависимости от исходной прочности металла проявляется в уменьшении или повышении (подъеме металла) диаметра проволоки в начале деформационной

зоны волочильного инструмента [1]. При этом оценку неравномерности деформации осуществляют при волочении через разъемные волокни или на образцах проволоки, заторможенных в рабочем конусе волокни. Применительно к высокопрочной перлитной стали неравномерность пластической деформации сопровождается подъемом металла на входе в рабочий конус волочильного инструмента [2].

При волочении перлитной стали отмечается также структурная неоднородность пластической деформации. Отсутствие совместимости деформации пластин цементита и феррита, особенно в колониях перлита, ориентированных с отклонениями от оси проволоки, а также распад карбидной фазы при пластической деформации вызывают разрушение пластин цементита и потерю пластинчатого строения перлита [3].

Влияние отмеченных деформационного и структурного факторов, повышения неравномерности пластической деформации на снижение пластических свойств холоднодеформированной проволоки обусловлено возникновением дополнительных растягивающих напряжений и образованием микротрещин [4], что требует предварительной оценки неравномерности деформации при разработке технологического процесса волочения проволоки.

Наряду с экспериментальным определением подъема металла на входе в рабочий конус проволоки известен [5] способ оценки неравномерности пластической деформации с помощью расчетного геометрического параметра клиновидной зоны  $\Delta$ , который определяется отношением среднего диаметра проволоки в очаге деформации к длине контактной линии инструмента. По мнению В. Бэкофена [5], условия равномерной пластической деформации обеспечиваются при  $\Delta \leq 1$ , а при значениях более единицы деформация не проникает до оси проволоки. При этом для параметра клиновидной зоны  $\Delta \approx 2-3$  возможно осевое разрушение проволоки [6].

Влияние структурного фактора неравномерности пластической деформации на формирование пластичности холоднодеформированной перлитной стали рассмотрено в [7].

Целью настоящей работы является сравнение надежности предварительной оценки неравномерности пластической деформации при многократном волочении высокопрочной проволоки из перлитной стали при расчете геометрического параметра клиновидной зоны и контроле подъема металла на входе в рабочий конус волочильного инструмента.

В табл. 1 [2] представлены результаты определения подъема металла при волочении проволоки на разрывной машине УММ-5 со скоростью 50 мм/мин с использованием разъемных вилок, внутренний канал которых подвергался фосфатированию. Заостренные образцы проволоки тщательно выпрямлялись. Диаметр проволоки на входе в очаг деформации определили на инструментальном микроскопе БМИ-1 по отпечатку на волоке. Угол рабочего конуса волок  $\beta$  составлял  $6^\circ 35'$  и  $16^\circ 35'$ , прочность патентованной и предварительно деформированной (31,5 и 43,7%) стали 80, 70 и 60 изменялась от 940,8 до 1548 Н/мм<sup>2</sup>, а единичное обжатие – от 24,5 до 31,1%

С повышением прочности патентованной стали (табл. 1) подъем металла возрастает: с 1,43% для стали 60 до 1,58% для стали 80 при волочении с единичным обжатием 30,5% и для угла рабочего конуса волоки  $16^\circ 35'$ . Предварительное деформирование также повышает неравномерность деформации: с 1,58 до 1,74% для стали 80 и  $\beta = 16^\circ 35'$ , а для стали 70 и угла рабочего конуса  $6^\circ 35'$  – с 0,208 до 0,415%. Сравнение при волочении патентованной стали 60 с единичными обжатиями 30,5–31,1% показывает, что увеличение  $\beta$  с  $6^\circ 35'$  до  $16^\circ 35'$  повышает подъем металла с 0,40 до 1,43%, а рост для этой стали единичного обжатия с 24,5 до 30,5% и для угла рабочего конуса волоки  $16^\circ 35'$  увеличивает неравномерность деформации с 1,33 до 1,43%. При этом из-за подъема металла повышается степень единичной деформации от 0,4 до 2,4%.

Т а б л и ц а 1. Результаты определения подъема металла на входе в очаг деформации и расчета геометрического параметра клиновидной зоны

Марка стали	Степень предварительной деформации, %	Временное сопротивление разрыву проволоки до волочения, Н/мм <sup>2</sup>	Угол рабочего конуса волоки, $\beta$	Диаметр проволоки, мм			Степень единичной деформации, $\frac{d_0^2 - d_2^2}{d_0^2} \cdot 100\%$	Подъем металла на входе в очаг деформации, $\frac{d_1 - d_0}{d_1} \cdot 100\%$	Степень единичной деформации с учетом подъема металла, $\frac{d_1^2 - d_2^2}{d_1^2} \cdot 100\%$	Параметр клиновидной зоны, $\Delta$
				до волочения, $d_0$	в начале зоны контактной деформации, $d_1$	после волочения, $d_2$				
80	0,0	1259,3	$16^\circ 35'$	6,20	6,30	5,17	30,5	1,58	32,6	1,59
	31,5	1548,4		6,20	6,31					
60	0,0	940,8	$16^\circ 35'$	6,20	6,29	5,17	30,5	1,43	32,4	1,59
	0,0	960,4		5,95	6,03					
70	0,0	1029,0	$6^\circ 35'$	4,79	4,80	4,15	24,9	0,208	25,3	0,80
	43,7	1430,8		4,80	4,82					
60	0,0	970,2	$6^\circ 35'$	5,0	5,02	4,15	31,1	0,40	31,7	0,62

Экспериментальные данные по исследованию подъема металла на входе в очаг деформации дополнены расчетом параметра  $\Delta$  (табл. 1). Полученные результаты свидетельствуют, что геометрический параметр клиновидной зоны повышается с уменьшением единичного обжатия и с увеличением угла рабочего конуса волокна.

Расчеты параметра  $\Delta$  показывают также, что условиям равномерной деформации отвечает только волочение с использованием волокон с малым углом рабочего конуса ( $\beta = 6^\circ 35'$ ) для стали 60 и 70 и единичного обжатия 24,9–31,1%, а осевое разрушение ( $\Delta = 2,05$ ) проволоки может возникнуть для  $\beta = 16^\circ 35'$  и единичного обжатия 24,5% при волочении стали 60.

Из сравнения для перлитных сталей показателей подъема металла и параметра клиновидной зоны видно, что прямо пропорциональная зависимость отмечается только для угла рабочего конуса волокна, а для величины единичного обжатия – противоположное влияние на равномерность пластической деформации.

Наличие зависимости накопления необратимой повреждаемости структуры и пластических свойств от условий деформирования позволяет использовать показатели пластичности для оценки влияния величины единичного обжатия на формирование неравномерности пластической деформации.

В табл. 2 [8] приведены результаты многократного волочения проволоки диаметром 2,2 мм из стали 65 с пониженными единичными обжатиями (6,1 против 20,7% и, соответственно,  $\Delta$  на чистовом переходе: 6,67 против 1,81). Эксперименты показали хотя и незначительный, но рост числа скручиваний. Увеличение при волочении суммарного обжатия с 75 до 97,9% усиливает влияние снижения единичной степени деформации с 16,5 до 13,2% на рост числа скручиваний холоднодеформированной проволоки диаметром 0,187 мм из стали 80 (табл. 3) [8].

Таблица 2. Влияние величины среднего единичного обжатия на механические свойства проволоки диаметром 2,2 мм из стали 65, деформированной с суммарным обжатием 75%

Среднее единичное обжатие, %	Предел прочности, Н/мм <sup>2</sup>	Число скручиваний $\frac{\min - \max}{\text{среднее}}$
20,7 (6 переходов)	1579,7	$\frac{37 - 40}{39}$
6,1 (22 перехода)	1556,2	$\frac{38 - 45}{41}$

Таблица 3. Влияние единичной степени деформации на свойства латунированной проволоки диаметром 0,187 мм из высокочистой стали 80, деформированной с суммарным обжатием 97,9%

Единичное обжатие, %	Предел прочности, Н/мм <sup>2</sup>	Число скручиваний на базе 300d
16,5	3298	131
14,7	3182	141
13,2	3087	147

Повышение числа скручиваний, весьма чувствительной характеристики к внутренним и поверхностным дефектам металла, ставит под сомнение необходимость волочения с повышенными единичными обжатиями, исходя из требований расчета геометрического параметра клиновидной зоны. При этом возражения против указанной технологической рекомендации усиливаются при применении малых обжатий для волочения предварительно деформированной с повышенной суммарной степенью деформации проволоки.

Так, применительно к ультравысокопрочной проволоке диаметром 0,18 мм для металлокорда при волочении патентованной и латунированной заготовки диаметром 1,49 мм из особо чистой стали (C = 0,87%) дополнительная деформация волочением составила: 5,2% после 23-го перехода; 4,95% после 24-го перехода и 3,3% после чистового 25-го перехода в маршруте волочения (Евразийский патент 002443). Полученные свойства проволоки (числитель) по сравнению с традиционными обжатиями (знаменатель) характеризовались следующими значениями: предел прочности – 4083/4095 Н/мм<sup>2</sup>, относительное удлинение на базе 200 мм – 1,2/0,75%; число переменных скручиваний – 88/14 [8]. Результаты исследования показали, что число переменных скручиваний, которые являются наиболее структурно чувствительной характеристикой пластичности холоднодеформированной стали [2], возрастает в 6,3 раза с 14 до 88, соответственно, для единичных обжатий ( $q$ ) и параметра клиновидной зоны на чистовом переходе в маршруте волочения:  $q = 17,6\%$  и  $\Delta = 1,99$  против  $q = 3,3\%$  и  $\Delta = 12,8$ .

Эффективность чередования нормальных и малых обжатий (2,3–2,9%) на последних переходах в маршруте волочения заэвтектонидной стали ( $C = 0,99\%$ ) показана также в [9]: достигнуто повышение порога прочности расслоения проволоки с  $3\,636\text{ Н/мм}^2$  на диаметре  $0,313\text{ мм}$  до  $4\,182\text{ Н/мм}^2$  на диаметре  $0,237\text{ мм}$ .

Характерной особенностью волочения с малыми единичными обжатиями является повышение доли сжимающих напряжений в схеме объемного напряженного состояния. В [8] установлено, что при единичном обжатии  $q > 15,75\%$  сжимающие напряжения становятся меньше растягивающих, а при  $q < 15,75\%$  в схеме деформации волочением преобладают сжимающие напряжения, причем их величина возрастает с уменьшением единичной степени деформации.

Исследования [2, 8] показали, что малые деформации на последних переходах многократного волочения с большими суммарными обжатиями изменяют соотношение твердости поверхностных и центральных слоев проволоки с превышением прочности поверхности металла. При этом при контроле прочностных и пластических свойств растяжением и кручением более прочный поверхностный слой проволоки служит барьером для дислокационных скоплений подповерхностных слоев, прорыв которого при деформации сопровождается увеличением плотности подвижных дислокаций, незначительным разупрочнением и существенным повышением пластических характеристик.

Повышению пластичности холоднодеформированной проволоки способствует также наведение в дополнительных плоскостях скольжения новых незакрепленных дислокаций с ростом величины сжимающих напряжений при уменьшении единичных обжатий.

Подтверждением доминирующей роли сжимающих напряжений в повышении пластичности служит исследование [8] влияния увеличения доли сжимающих напряжений в схеме деформации за счет отсутствия цилиндрической части в канале волоки. Использование на чистовом переходе многократного волочения проволоки диаметром  $0,30\text{ мм}$  из стали 80 волоки без цилиндрической части повышает (табл. 4) в 2,1 раза показатель  $Y_{\sigma_B}$ , который является одним из критериев усталостной долговечности холоднодеформированного металла [2], и в 1,09 раза общее удлинение проволоки.

Таблица 4. Результаты применения на чистовом переходе многократного волочения проволоки волоки с цилиндрической (числитель) и без цилиндрической (знаменатель) части

Свойства патентованной заготовки		Свойства проволоки после предчистового перехода		Свойства проволоки диаметром $0,30\text{ мм}$ после волочения на чистовом переходе			
Диаметр, мм	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	Диаметр, мм	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{02}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$Y_{\sigma_B} = (\sigma_B - \sigma_{02}) / \sigma_{02}$	$\delta_{\text{общ}}$ , %
1,7	1263	0,319	2888	2991	2831	0,056	1,74
				2982	2672	0,12	1,90

Поэтому учет соотношения сжимающих и растягивающих напряжений в схеме объемного напряженного состояния может служить дополнительным способом предварительной оценки неравномерности пластической деформации при волочении высокопрочной проволоки из перлитной стали.

Технологический анализ результатов исследования (табл. 1) показывает, что для повышения равномерности пластической деформации при многократном волочении высокопрочной проволоки необходимо:

1) снижать единичные обжатия и угол рабочего конуса волок по мере роста степени предварительного деформирования и прочности проволоки;

2) осуществлять волочение проволоки с противонапряжением:  $\sigma_q = N_{\text{пр}} + \Delta N_{\text{В}}^{\text{П}}$ , включающим напряжение ( $N_{\text{пр}}$ ) выравнивания (правки) и прирост напряжения волочения из-за подъема металла на входе в очаг деформации ( $\Delta N_{\text{В}}^{\text{П}}$ ) и составляющим 15–20% от временного сопротивления разрыву проволоки перед волочением [10];

3) обеспечить волочение проволоки в режиме гидродинамического трения за счет использования мыльниц с вращающимся волокодержателем и непосредственным охлаждением обоймы сборной волоки по а. с. 169 55 75 СССР.

Повышение пластичности высоко-, сверхвысоко- и ультравысокопрочной проволоки достигается при увеличении доли сжимающих напряжений в схеме деформации за счет снижения единичного обжатия и применения волок без цилиндрической части на последних переходах многократного волочения с большими суммарными обжатиями.

Обработка результатов экспериментов (табл. 1) позволила определить следующую зависимость подъема металла от прочности проволоки, единичного обжатия и угла рабочего конуса волоки:

$$\Pi (\%) = 0,005\sigma_B (\text{кгс/мм}^2) + 0,02 q (\%) + 0,11 \beta (\text{градус}) - 1,50.$$

### Выводы

1. Геометрический параметр клиновидной зоны не может служить показателем неравномерности пластической деформации при многократном волочении высокопрочной проволоки из перлитной стали, так как не отражает влияния на формирование пластических свойств повышения прочности и соотношения сжимающих и растягивающих напряжений в схеме деформации.

2. Определяемый при волочении с использованием разъемных волок подъем металла на входе в рабочий конус волочильного инструмента обладает повышенной чувствительностью к изменению основных технологических параметров процесса волочения и соответствует критерию неравномерности пластической деформации высокопрочной стали.

3. Контроль соотношения сжимающих и растягивающих напряжений при волочении предварительно деформированной с большими суммарными обжатиями проволоки дополняет оценку неравномерности пластической деформации перлитной стали. Превышение сжимающих напряжений в схеме деформации увеличивает пластические свойства холоднодеформированной проволоки.

4. Определены технологические направления уменьшения неравномерности пластической деформации при волочении проволоки повышенной прочности и сохранения запаса пластичности, необходимого для промышленной реализации полученного высокопрочного состояния.

5. Получено экспериментальное выражение зависимости подъема металла от прочности проволоки, единичного обжатия и угла рабочего конуса волоки.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Перлин, И.Л. Теория волочения / И.Л. Перлин, М.З. Ерманок. – М.: Metallurgia, 1971. – 448 с.
2. Фетисов, В.П. Деформационное старение стали при волочении проволоки / В.П. Фетисов. – Минск: Белоргстанкинпромиздат, 1996. – 120 с.
3. Гриднев, В.Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В.Н. Гриднев, В.Г. Гаврилюк, Ю.Я. Мешков. – Киев: Наукова думка, 1974. – 231 с.
4. Губкин, С.И. Пластическая деформация металлов. Т. 1 / С.И. Губкин. – М.: Metallurgizdat, 1961. – 376 с.
5. Бэкофен, В. Процессы деформации / В. Бэкофен. – М.: Metallurgia, 1977. – 288 с.
6. Avitzur, V. Metal forming. Processes and analysis / V. Avitzur. – New York, 1968. – P. 172.
7. Фетисов, В.П. Контроль пластичности высокопрочного состояния холоднодеформированной перлитной стали / В.П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2024. – № 1. – С. 51–54.
8. Фетисов, В.П. Пластичность высокопрочной проволоки / В.П. Фетисов. – М.: Интернет Инжиниринг, 2011. – 128 с.
9. Mamoru, N. Suppression of delamination in hypereutectoid steel wires by multi skin-pass drawing / N. Mamoru, K. Takeshi // Tetsu-to-hagane. J. ISIS. – 2004. – Vol. 90, № 8. – P. 588–592.
10. Фетисов, В.П. Деформационное упрочнение углеродистой стали / В.П. Фетисов. М.: Мир, 2005. – 200 с.

### REFERENCES

1. Perlin I.L., Ermanok M.Z. *Teoriya volocheniya* [The theory of drawing]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1971, 448 p.
2. Fetisov V.P. *Deformacionnoe starenie stali pri volochenii provoloki* [Deformational aging of steel during wire drawing]. Minsk. Belorgstankinpromizdat Publ., 1996, 120 p.
3. Gridnev V.N., Gavriluk V.G., Meshkov Ju. Ja. *Prochnost' i plastichnost' holodnodeformirovannoi stali* [Strength and ductility of cold-rolled steel]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1974, 231 p.
4. Gubkin S.I. *Plasticheskaya deformaciya metallov. T. 1.* [Plastic deformation of metals. Vol. 1]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1961, 376 p.
5. Backofen W. *Processy deformacii* [A deformation processing]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977, 288 p.
6. Avitzur B. *Metal forming. Processes and analysis.* New York, 1968, p.172.
7. Fetisov V.P. *Kontrol' plastichnosti vysokoprochnogo sostoyaniya holodnodeformirovannoj perlitnoj stali* [Control of plasticity of high-strength condition of cold-formed pearlitic steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 1, pp. 51–54.
8. Fetisov V.P. *Plastichnost' vysokoprochnoj provoloki* [Ductility of high tensile wire]. Moscow, Internet Inzhiniring Publ., 2011, 128 p.
9. Mamoru N., Takeshi K. Suppression of delamination in hypereutectoid steel wires by multi skin-pass drawing. *Tetsu-to-hagane. J. ISIS*, 2004, vol. 90, no. 8, pp. 588–592.
10. Fetisov V.P. *Deformacionnoe uprochnenie uglevodistoj stali* [Carbon steel strain hardening]. Moscow, Mir Publ., 2005, 200 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-61-65>  
УДК 669

Поступила 07.08.2025  
Received 07.08.2025

## ПРИМЕНЕНИЕ ПРИНЦИПА РОКА–УОКЕ В ПРОГРАММНОМ ОБЕСПЕЧЕНИИ И ВНЕДРЕНИЕ СИСТЕМЫ КОНТРОЛЯ ВРАЩЕНИЯ ТОРСИОНА НА КАНАТНЫХ МАШИНАХ

Д. О. ИВЧЕНКО, О. А. ШТАРКИНА, В. В. ШАПОВАЛОВ, Д. Ю. СУДАС, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: [tech2.plus@bmz.gomel.by](mailto:tech2.plus@bmz.gomel.by)

*В статье представлены программная реализация принципа Рока-уоке и внедрение системы контроля вращения торсиона на канатных машинах, позволяющие существенно снизить издержки производства, вызванные влиянием оборудования и человеческим фактором. Цель данного проекта – совершенствование программного обеспечения канатной машины, направленное на выявление скрытых дефектов (в том числе по длине металлокорда) для снижения доли технически неизбежных отходов у потребителя и несоответствующей продукции на производстве. Рассмотрены решения по усовершенствованию системы улавливания обрывов, введения дополнительных триггеров для исключения образования «короткомеров» при изготовлении металлокорда, снижения количества несоответствующей продукции (исправимой и неисправимой), вычисления и своевременного устранения сбоев в работе машины и контроля непреднамеренных ошибок операторов. Разработаны и внедрены программное обеспечение контроля и счета длины металлокорда, система контроля вращения торсиона.*

**Ключевые слова.** Программное обеспечение, Рока-уоке, торсион, датчик обрыва, длина, контроль, человеческий фактор.  
**Для цитирования.** Ивченко, Д. О. Применение принципа Рока-уоке в программном обеспечении и внедрение системы контроля вращения торсиона на канатных машинах / Д. О. Ивченко, О. А. Штаркина, В. В. Шаповалов, Д. Ю. Судас // Литье и металлургия. 2025. № 3. С. 61–65. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-61-65>.

## APPLICATION OF POKA–YOKE PRINCIPLE IN SOFTWARE AND IMPLEMENTATION OF TORSION BAR ROTATION CONTROL SYSTEM ON CABLING MACHINES

D. O. IVCHENKO, O. A. SHTARKINA, V. V. SHAPOVALOV, D. Yu. SUDAS, OJSC “BSW – Management Company of “BMC” Holding”, Belarus, Zhlobin, 37, Promyshlennaya str. E-mail: [tech2.plus@bmz.gomel.by](mailto:tech2.plus@bmz.gomel.by)

*The article presents software implementation of Poka-yoke principle and introduction of torsion bar rotation control system on cabling machines, which can significantly reduce production costs caused by the influence of equipment and human error. The aim of this project is to improve software of cabling machine, allowing to identify hidden defects (including along the length of steel cord) in order to reduce share of technically unavoidable waste at the customer, and to reduce share of non-conforming products in production. The solutions for improving breakage detection system, introducing additional triggers to eliminate “short-length” during production of steel cord, reducing amount of non-conforming products (correctable and non-correctable), calculating and promptly eliminating machine failures and monitoring unintentional operator errors are considered. During the process software for monitoring and counting length of steel cord and a torsion bar rotation monitoring system were developed and implemented.*

**Keywords.** Software, Poka-yoke, torsion bar, breakage detector, length, control, human error.  
**For citation.** Ivchenko D. O., Shtarkina O. A., Shapovalov V. V., Sudas D. Yu. Application of Poka-yoke principle in software and implementation of torsion bar rotation control system on cabling machines. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 3, pp. 61–65. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-61-65>.

Основным фактором, определяющим успех компании на рынке в условиях жесткой конкуренции, является оптимальное соотношение качества и цены продукции. При производстве дефекты могут возникать в различных областях деятельности, поэтому управление несоответствующей продукцией необходимо для успешного функционирования компаний. Современное управление несоответствиями помогает предотвратить потери, связанные с браком, неудовлетворенностью потребителей и прочими негативными последствиями [1]. Из этого складывается как имидж компании, так и ее рентабельность, конкурентоспособность. Рока-уоке (PY) – это методы и приспособления, которые помогают избежать

ошибок или вовремя выявить их в процессе производства, таким образом снизив уровень некачественной продукции или вовсе ее предотвратив. Ключевой особенностью метода управления РУ является процесс устранения потерь [2]. Термин «рока» означает случайную, непреднамеренную ошибку, «уоке» – избежание, сокращение количества ошибок [3]. Программная реализация принципа РУ и внедрение системы контроля вращения торсиона на канатных машинах могут существенно снизить издержки производства, вызванные влиянием оборудования и человеческим фактором.

Цель данной работы – снижение доли несоответствующей продукции на производстве и претензий от потребителей по различным видам дефектов.

Для достижения поставленной цели на основе принципов РУ обновлено программное обеспечение и внедрена система контроля вращения торсиона на канатных машинах типа DV3TIR.

Выделяют два вида РУ:

- предупреждающий (система предупреждения) – посылает оператору сигнал остановить машину или устранить проблему. Зависит от оператора, поэтому человеческий фактор не полностью исключен;
- контролирующий (система контроля) – останавливает оборудование в случае возникновения нарушения или блокирует продукцию. Это более предпочтительная система, поскольку она не зависит от оператора.

Внедрение системы контроля торсиона должно снизить долю несоответствующей продукции по дефекту «несоответствующее остаточное кручение на металлокорде».

Использование усовершенствованного программного обеспечения направлено на выявление скрытых дефектов по длине, уменьшение технически неизбежных отходов по причине ошибки оператора, обнаружение и изучение сбоев канатных машин, способных привести к выпуску несоответствующей продукции.

При внедрении системы контроля вращения торсиона обязательным условием было применение оборудования заводского изготовления, рассчитанного на промышленное использование в круглосуточном режиме с открытым кодом для возможности редактирования программного обеспечения в будущем в процессе оптимизации работы канатной машины. Ввиду конструктивных особенностей канатной машины (снаружи-внутри) серьезной проблемой является запитывание устройств внутри гондолы и передача сигналов с датчиков и прочей информации (количество импульсов с двух счетных датчиков, с датчиков отмота-домота, хода укладчика, частоты вращения торсиона, обрыва проволоки).

Изначально фирмой – изготовителем канатного оборудования передача питания внутрь гондолы была реализована посредством щеточного узла. Быстрый износ, частая замена щеток щеточного узла и большой парк канатных машин привели к необходимости их модернизации. Было предложено заменить щеточный узел системой вращающихся трансформаторов и использовать специально разработанный под данные задачи контроллер, который выпускался только одной компанией и только для этих целей.

Вращающиеся трансформаторы имеют повышенные требования к механике машины: не должно быть сильных биений валов, зазоры между трансформаторами должны быть минимальны, также проблемным вопросом является небольшая мощность порядка 3 Вт данных трансформаторов, что крайне мало в современных условиях. Кроме того, через несколько лет эксплуатации железный сердечник, на который намотана обмотка, имеет свойство размагничиваться, что приводит к снижению мощности, которую мог обеспечить трансформатор. Исходя из расчетов, напряжение, подаваемое снаружи машины, на трансформаторы должно составлять 40 В, чтобы внутри машины получить 36 В. По факту необходимо поднимать напряжение снаружи машины до уровня 53 В для обеспечения напряжения внутри 28 В. Проблемы с уровнем напряжения или просадками питания ввиду одновременного срабатывания всех датчиков внутри гондолы приводят к потере счетных импульсов, связи через инфракрасный канал, что влечет отклонение по длине намотанного металлокорда и увеличение технически неизбежных отходов у конечного потребителя.

С целью исключения перечисленных вопросов принято решение модернизировать машину, задействовав оборудование, выпускаемое в серийных условиях различными производителями, что позволяет производить закупку по рыночной цене вместо оборудования, изготовленного на заказ одним производителем без конкуренции, и избежать необоснованного завышения цены.

Для внедрения системы контроля вращения торсиона предложено использовать источник бесперебойного питания внутри машины, что позволило сохранить всю информацию с датчиков в случае отключения питания или проблем со связью. В качестве связи использован Bluetooth/Ethernet-радиомодуль с классом защиты не ниже IP65 и расширенным диапазоном питающего напряжения (от 9 до 30 В). Контроллер внутри гондолы должен обладать энергонезависимой памятью, иметь высокоскоростные входы для возможности считывания частоты вращения торсиона и подсчета счетных импульсов метража.

Данные требования не могли быть реализованы при использовании вращающихся трансформаторов ввиду повышенного потребления питания новой системой и необходимости заряда аккумуляторов. Совместно со службой электрика разработан новый щеточный узел с более крупными щетками наподобие тех, что используются в двигателях постоянного тока и, соответственно, имеют повышенные ресурс и срок службы.

Установка дополнительного датчика на узел торсиона позволила считывать скорость его вращения. Это необходимо ввиду приведения торсиона в движение посредством зубчатого ремня, который в процессе эксплуатации изнашивается и приходит в негодность. Нарушение целостности ремня при работе канатной машины и свивки металлокорда может стать причиной образованию неисправимого дефекта «несоответствующее остаточное кручение» и производства более 14 тыс. м бракованной продукции (эквивалент 45 кг металлокорда).

На практике выяснилось, что разная степень износа вносит минимальные коррективы скорости вращения торсиона, но тем не менее, опираясь на принципы РУ, наладчик должен на панели оператора выставить расчетную скорость торсиона, при отклонении от которой произойдет формирование ошибки и остановка машины, таким образом, величина несоответствующей продукции не превысит 100 м.

Программное обеспечение усовершенствовано [4] с целью более детального анализа работы машины, исключения или своевременного обнаружения аварийных событий и предотвращения ошибок оператора. Это позволило обеспечить:

- визуализирование [5] сигнализации в случае остановки канатной машины в диапазоне длины намотки от 0 до 300 м. Вывод предупреждающего сообщения на панель оператора: «Внимание. Проверь обнуление счетчика», – дает возможность исключить образование «короткомеров» и тем самым снижает уровень технически неизбежных отходов у потребителя;
- выявление неисправностей узла торсиона, что уменьшает количество несоответствующей продукции путем быстрой остановки канатной машины;
- создание архива [5] катушек, где оператор должен перед началом работы ввести номер катушки, на которую происходит намот (рис. 1), либо указать, что это настроечная катушка, на которую запрещается намот свыше 300 м, с отображением всплывающего окна: «Внимание. Настроечная катушка. Обнули метраж». Также в архиве хранится история срабатывания всех ошибок, которые могут повлиять на длину металлокорда на катушке (рис. 2);

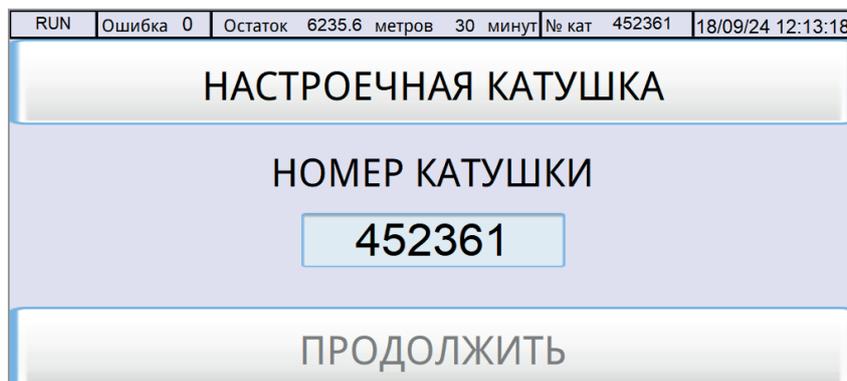


Рис. 1. Визуализирование всплывающего окна для ввода номера катушки

LA	Ошибка ###	Остаток #####.# метров ### минут	№ кат #####	18/09/24 11:54:54											
Наматываемая:		#	##	#	#	##	#	#	#	#	#	#	#	#	
№	Дата	Время	№ катушки	Доп счётчик	UPD	Коэффициент	Осн счётчик	16	24	30	45	48	106	105	46
1	18/09/2024	11:54	#	##	#	#	##	#	#	#	#	#	#	#	#
Назад							Меню								

Рис. 2. Визуализирование истории архива

– контроль действий оператора в процессе намота в формате отдельного списка [5], в котором отображены дата и время формирования события, причина срабатывания (нажатие кнопок управления оператором либо аварийные события) (рис. 3). К данному событию привязаны номер катушки, состояние машины (например, «намот завершён», «сбой датчика метража» и т. д.), фактический метраж на катушке и целевое задание метража;

RUN	Ошибка	0	Остаток	6235.6 метров	30 минут	№ кат	452361	18/09/24	12:08:15
09/18/2024	12:08:11	Кнопка пуск.	Катушка 452361 , метраж 7652 (70000)	RUN					
09/18/2024	12:08:07	Аварийный стоп.	Катушка 452361 , метраж 7652 (70000)	RUN					
09/18/2024	12:08:04	Кнопка стоп.	Катушка 452361 , метраж 7652 (70000)	RUN					
09/18/2024	12:07:59	Кнопка квитирования.	Катушка 452361 , метраж 7652 (70000)	RUN					
09/18/2024	12:05:02	105 - Обрыв.	Катушка 452361 , метраж 7652 (70000)	RUN					
09/18/2024	12:04:55	Намот завершён.	Катушка 452361 , метраж 7652 (70000)	RUN					
09/18/2024	12:03:33	48 - Нет напряжения.	Катушка 452361 , метраж 7652 (0)	RUN					
09/18/2024	12:02:13	30 - Сбой датчиков метража.	Катушка 452361 , метраж 7652 (0)	STOPu					

Назад      Меню

Рис. 3. Визуализирование событий в формате отдельного списка

– возможность проверки работоспособности каждого из датчиков, используемых в машине [5] (рис. 4);  
 – вычисление и своевременное устранение сбоев в работе машины и контроль непреднамеренных ошибок операторов.

RUN	Ошибка	0	Остаток	6235.6 метров	30 минут	№ кат	452361	18/09/24	12:16:27
Сигналы периферии	Входы	Входы	Входы	Входы	Выходы	CPU			
Входы	I00	I01	I02	I03	Q03	Входы / Выходы	I2960 / Q2961		
I00	I06	00 08	00 08	00 08	00 08	00 05	00		
I01	I07	01 09	01 09	01 09	01 09	01 06	02		
I02	I10	02 10	02 10	02 10	02 10	02 07	03		
I03	I11	03 11	03 11	03 11	03 11	03 08	04		
I04	I110	04 12	04 12	04 12	04 12	04 09	05		
I05	I111	05 13	05 13	05 13	05 13				
Выходы		06 14	06 14	06 14	06 14				
CO.0C1.5		07 15	07 15	07 15	07 15				

Меню

RUN	Ошибка	0	Остаток	6235.6 метров	30 минут	№ кат	452361	18/09/24	12:16:55
Сигналы периферии	Входы	Входы	Входы	Входы	Выходы	CPU			
Входы	I00	I01	I02	I03	Q03	Входы / Выходы	I2960 / Q2961		
I00	00	00	00	00	00	00	00		
I01	01	01	01	01	01	01	01		
I02	02	02	02	02	02	02	02		
I03	03	03	03	03	03	03	03		
I04	04	04	04	04	04	04	04		
I05	05	05	05	05	05	05	05		
Выходы		06	06	06	06	06	06		
CO.0C1.5		07	07	07	07	07	07		

Меню

Рис. 4. Визуализирование работоспособности датчиков, используемых в машине

Внедрение контроля системы РУ. В 2019–2020 гг. у потребителей возникла проблема обнаружения в резинокордном полотне такого дефекта, как «заеживание» – одиночные обрывы, пропущенные датчиками улавливания обрывов и увитые в структуру металлокорда при изготовлении. В результате проделанной работы появилась возможность контроля автоматической остановки работы машины через 4 ч без обрыва для проверки работоспособности всех датчиков улавливания обрывов перед приемной катушкой, что позволяет вовремя заметить неисправность системы улавливания обрывов и не допустить попадания одиночных обрывов внутрь катушки. Результатом внедренных мероприятий стало снижение количества случаев по дефекту «заеживание»: в 2018 г. 32 случая, 2019 г. – 10, 2020 г. – 6 случаев, далее сообщений о наличии дефекта не поступало.

### Выводы

Таким образом, в проведенной работе можно выделить два направления.

1. Совершенствование программного обеспечения в части внедрения функции срабатывания сигнализации (в случае остановки канатной машины в диапазоне длины намотки от 0 до 300 м), обнаружения и своевременного устранения сбоев в работе машины, контроля непреднамеренных ошибок операторов, создания архива действий и событий, происходящих на канатной машине. Это позволяет выявлять скрытые дефекты и сбои канатной машины (в том числе по длине), которые могут привести к образованию несоответствующей продукции. Скрытые дефекты по длине (разнодлинность в масштабе зарядки

каландра) в дальнейшем при каландрировании у потребителя приводят к образованию «короткомеров» – катушек, которые выходят по длине намота раньше остальных, что приводит к остановке каландра. Весь металлокорд, оставшийся необрезанным (минимальная зарядка каландра основного потребителя металлокорда составляет 360 катушек), включается в технически неизбежные отходы (ТНО). Данные по ТНО за период с 2023 г. по второй квартал 2025 г. представлены на рис. 5.

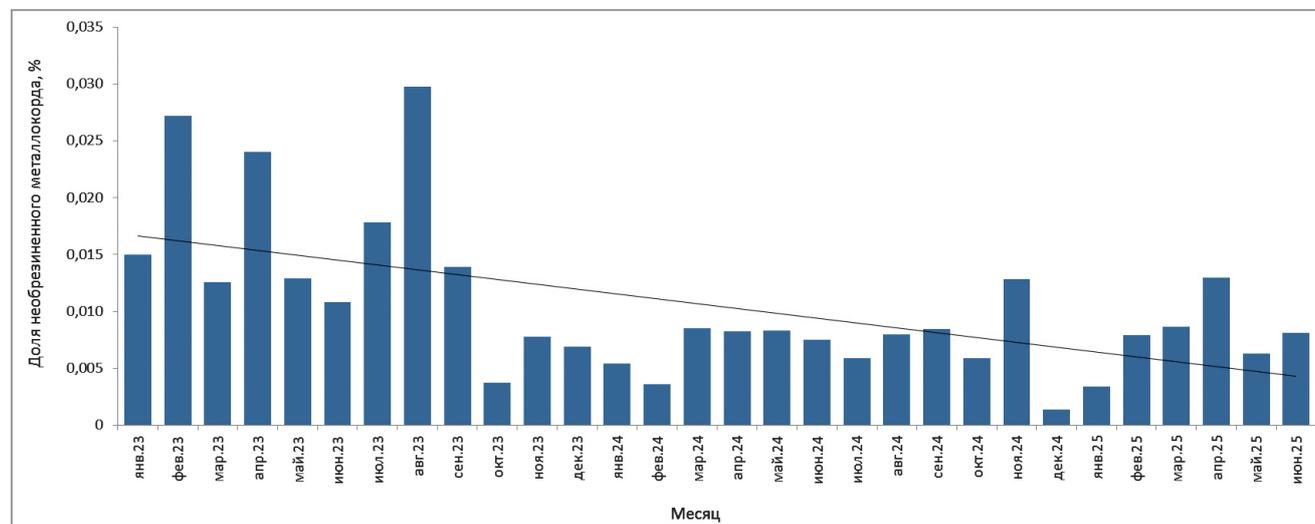


Рис. 5. Отходы необрезанного металлокорда по месяцам

2. Внедрение системы контроля торсиона позволяет выявлять неисправности узла торсиона на ранней стадии путем быстрой остановки канатной машины и, таким образом, снижать количество несоответствующей продукции. Внедрение контроля системы РУ в части автоматической остановки работы машины через 4 ч без обрыва для проверки работоспособности всех датчиков улавливания обрывов перед приемной катушкой дает возможность вовремя заметить неисправность системы улавливания обрывов и не допустить попадания одиночных обрывов внутрь катушки.

## ЛИТЕРАТУРА

1. РОКА-YOKE (принцип нулевой ошибки) [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.up-pro.ru>. – Дата доступа: 30.04.2025.
2. Здесенко, В.А. Инструмент «Рока-Йоке» как фактор повышения эффективности производства / В.А. Здесенко, В.М. Мордова // Междунар. науч.-техн. конф. молодых ученых БГТУ им. В.Г. Шухова. – Белгород: БГТУ им. В.Г. Шухова, 2015. – С. 2683–2687.
3. HQTS-Услуги по управлению качеством цепочки поставок [Электронный ресурс]. – Режим доступа: [www.hqts.ru](http://www.hqts.ru). – Дата доступа: 30.04.2025.
4. Weintek: тематический форум / Работа с панелями оператора Weintek – подключение, программирование, совмещение с ПЛК. Данные в коммуникативных форматах, txt. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.rusavtomatika.com/forum/viewforum.php?f=1>. – Дата доступа: 30.04.2025.
5. Серия cMT: электронная библиотека / Weintek – Среда разработки EasyBuilder Pro. Данные в формате pdf. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.weintek.net/documents.html?docsection=cmt>. – Дата доступа: 30.04.2025.

## REFERENCES

1. *POKA-YOKE (princip nulevoj oshibki)* [POKA-YOKE (zero error principle)] [Electronic resource]. Access mode: <http://www.up-pro.ru> (access date: 04.30.2025).
2. *Zdesenko V.A., Mordova V.M.* Instrument «Roka-Yoke» kak faktor povysheniya effektivnosti proizvodstva [The Roca-Yoke tool as a factor in increasing production efficiency]. *Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. molodyh uchenyh BGTU im. V.G. Shuhova = Int. scientific and technical. conf. of young scientists of BSTU named after V.G. Shukhov.* Belgorod, BSTU im. V.G. Shuhova, 2015, pp. 2683–2687.
3. *HQTS – Uslugi po upravleniyu kachestvom cepochki postavok* [HQTS – Supply Chain Quality Management Services] [Electronic resource]. Access mode: [www.hqts.ru](http://www.hqts.ru). (access date: 30.04.2025).
4. *Weintek: tematicheskij forum / Rabota s panelyami operatora Weintek – podklyuchenie, programmirovaniye, sovmeshcheniye s PLK. Dannyye v kommunikativnyh formatah, txt.* [Weintek: thematic forum / Working with Weintek operator panels – connection, programming, combination with PLC. Data in communication formats, txt] [Electronic resource]. Access mode: <https://www.rusavtomatika.com/forum/viewforum.php?f=1> (access date: 30.04.2025).
5. *Seriya cMT: elektronnyaya biblioteka / Weintek – Sreda razrabotki EasyBuilder Pro. Dannyye v formate pdf.* [cMT Series: Electronic Library / Weintek – EasyBuilder Pro Development Environment. Data in pdf format] [Electronic resource]. Access mode: <https://www.weintek.net/documents.html?docsection=cmt> (access date: 30.04.2025).



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-66-68>  
УДК 669

Поступила 30.07.2025  
Received 30.07.2025

## НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ПРОЕКТИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОКОРДА ДЛЯ ШИН

О. А. РЯБЦЕВ, В. В. ЯСКОВЕЦ, А. А. ТРУХАНОВИЧ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: emo.tu@bmz.gomel.by

*В данной статье рассмотрены приоритетные требования к металлокорду как основному элементу шины. Приведены различные факторы, влияющие на переработку металлокорда, и действия, предпринимаемые изготовителем для ее улучшения. Затронуты важнейшие проблемы, возникающие при проектировании новых конструкций металлокорда, и способы их решения. Рассмотрены основные этапы проектирования новых конструкций металлокорда. Описана роль многофункциональной команды для оперативного решения возникающих проблем и сокращения сроков проектирования. Сделан акцент на важности предоставления заказчиком полной информации на проектируемую конструкцию, в том числе касающейся области ее применения. Затронута тема применения методике DFMEA как возможного инструмента решения проблемы недостатка входных данных при проектировании.*

**Ключевые слова.** Металлокорд, резинометаллокордный композит, проектирование конструкции металлокорда.

**Для цитирования.** Рябцев, О. А. Некоторые аспекты проектирования металлокорда для шин / О. А. Рябцев, В. В. Ясковец, А. А. Труханович // Литье и металлургия. 2025. № 3. С. 66–68. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-66-68>.

## SOME ASPECTS OF BEAD WIRE DESIGN FOR TIRES

О. А. RYABTSEV, V. V. YASKOVETS, A. A. TRUKHANOVICH, OJSC "BSW – Management Company of "BMC" Holding", Zhlobin, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: emo.tu@bmz.gomel.by

*This article examines the priority requirements for bead wire as a key component of tires. It outlines various factors affecting the processing of bead wire and the actions taken by manufacturers to improve it. The most critical challenges encountered in designing new bead wire constructions are highlighted, along with possible solutions. The main stages of developing new bead wire designs are reviewed. The important role of a multifunctional team in promptly resolving emerging issues and reducing design timelines is described. Emphasis is placed on the importance of customers providing complete information about the intended design, including its area of application. The use of DFMEA methodology is discussed as a potential tool to address the issue of insufficient input data during the design phase.*

**Keywords.** Bead wire, rubber-bead wire composite, bead wire design.

**For citation.** Ryabtsev O. A., Yaskovets V. V., Trukhanovich A. A. Some aspects of bead wire design for tires. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 3, pp. 66–68. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-66-68>.

### Введение

С момента появления металлокорда как армирующего материала для автомобильных шин и резино-технических изделий можно наблюдать его непрерывное развитие. В основном оно обусловлено изменением требований шинной промышленности. Многие шинные предприятия определили цели в развитии своего производства, направленные на снижение материалоемкости и потерь на качество, повышение ресурса шин. В связи с этим приоритетными требованиями к металлокорду и резинометаллокордным композитам для шин являются: повышение долговечности системы металлокорд – резина; дальнейшее снижение материалоемкости брекера на базе использования высокопрочных, сверх- и ультравысокопрочных конструкций металлокорда в сочетании с улучшенными обкладочными резинами и технологическими процессами производства резинокордных композитов.

В данной статье сделана попытка рассмотреть некоторые аспекты проектирования металлокорда для удовлетворения требований шинной промышленности.

### Основная часть

Характеристики металлокорда условно можно разделить на две группы. Первая включает параметры, определяющие технологичность переработки металлокорда на шинных заводах, – равновесность

(остаточные кручения), прямолинейность, нераскручиваемость, эластичность, разброс длин на катушках, количество и качество сварок, качество намотки и упаковки. Внедрение автоматических линий каландрирования и раскроя на шинных заводах привело к ужесточению требований по этой группе свойств.

Вторую группу образуют характеристики, определяющие поведение шин при эксплуатации, – сама конструкция металлокорда, адгезия, адгезия после старения, сопротивление различным видам механического и коррозионно-механического разрушения, изгибная жесткость, отсутствие выхода сердечника в процессе эксплуатации, линейная плотность металлокорда.

Улучшение технологичности переработки металлокорда (первая группа свойств) достигается в основном совершенствованием действующей технологии, оборудования и методов контроля. Повышение эксплуатационных характеристик шин связано, как правило, с освоением производства новых типов металлокорда.

При проектировании конструкции металлокорда разработчику приходится сталкиваться с решением множества задач, таких как: неполные данные в техническом задании заказчика; ограничения производственной площадки по составу и качеству оборудования и технологической оснастки; недостаточность знаний о процессах, происходящих в резиноталлокордном композите при эксплуатации шин; недоступность или отсутствие специализированного испытательного оборудования; жесткие временные рамки.

Рассмотрим этапы разработки конструкции. Типовой алгоритм взаимодействия представлен на рис. 1.

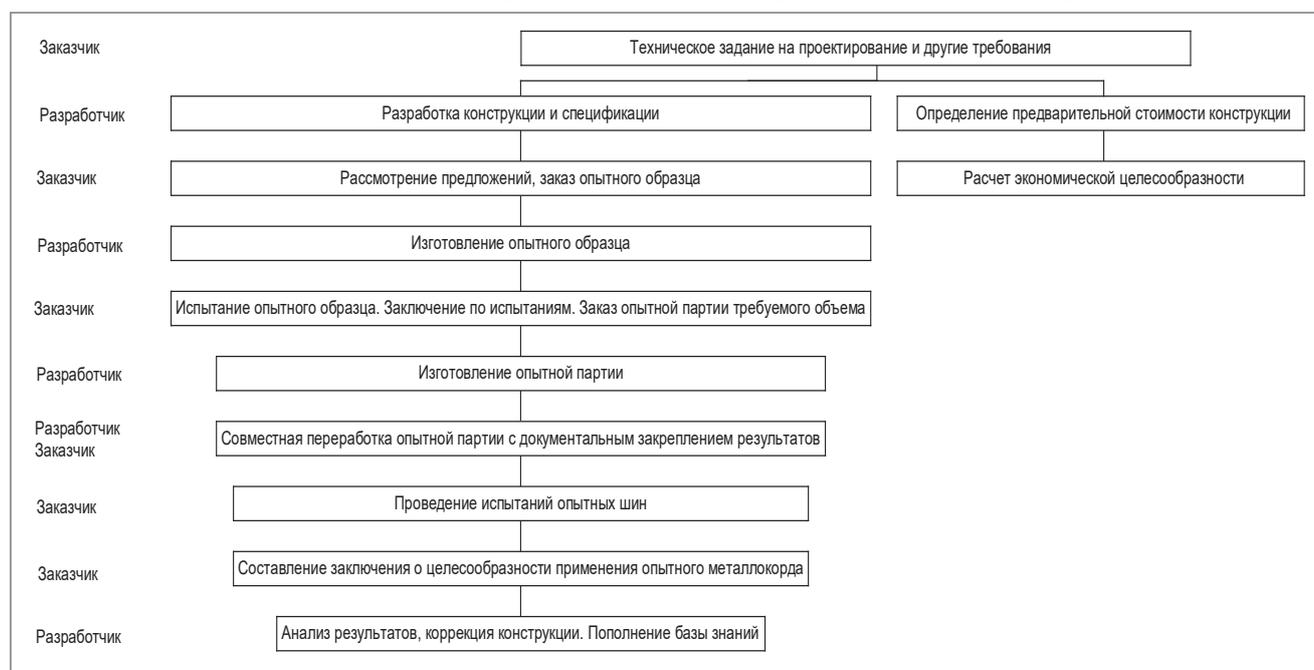


Рис. 1. Типовой алгоритм разработки конструкции металлокорда

На первом этапе происходит разработка технического задания на проектирование и определяются другие сопутствующие требования. Заказчик указывает основные технические характеристики металлокорда (разрывное усилие и диаметр металлокорда) и его назначение в шине (каркас, брекер, защитный слой).

Разработчик определяется с конструктивным исполнением металлокорда, основываясь на различиях в требованиях и значимости той или иной характеристики, которые приведены в табл. 1, 2.

Таблица 1. Различия в требованиях к металлокорду в зависимости от применимости

Требования к металлокорду в каркасе	Требования к металлокорда в брекере
<ul style="list-style-type: none"> <li>• разрывное усилие;</li> <li>• адгезия к резине;</li> <li>• сопротивление фреттинг-коррозии и сохранение прочности в процессе эксплуатации;</li> <li>• усталостная выносливость;</li> <li>• линейная плотность;</li> <li>• жесткость</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• разрывное усилие;</li> <li>• адгезия к резине;</li> <li>• полнота проникновения резины в структуру металлокорда;</li> <li>• сопротивление выходу центральных проволок (анкеровка);</li> <li>• изгибная жесткость;</li> <li>• линейная плотность</li> </ul>

Таблица 2. Влияние характеристик металлокорда в зависимости от применимости

Характеристики	Брекер	Каркас
Разрывное усилие	+++++	+++++
Адгезия к резине	+++++	+++++
Линейная плотность	+++	+++++
Изгибная жесткость	+++++	+++
Усталостная выносливость	+++	+++++
Сопrotивление фреттинг-коррозии	+++	+++++
Сопrotивление коррозии	+++++	++
Сопrotивление ударным нагрузкам	+++++	++
Сопrotивление выходу сердечника	+++++	+
Высокое удлинение при разрыве	++++	+

Примечания: «+++++» – максимальное влияние; «+» – минимальное влияние

Зачастую техническое задание не в полной мере описывает желаемые требования к металлокорду, тем самым создавая определенные трудности при разработке конструкции, в полной мере удовлетворяющей заказчика, или приводя к увеличению сроков проектирования. Оптимальным решением в таком случае является создание совместной многофункциональной команды (МФК), в которую, как минимум, входят проектировщик шин (разработчик требований к металлокорду), представители испытательной и исследовательской лабораторий, экономического департамента. Для оперативного решения возникающих проблем четко прописывается сфера ответственности каждого члена команды. При этом руководителем МФК должен быть представитель заказчика.

В случаях когда инициатором начала проектирования конструкции является разработчик, возникает проблема поиска потребителя, на площадке которого будут проводиться эксперименты. Разработка конструкции металлокорда и спецификации зачастую является недостаточной для заинтересованности потенциального заказчика. На этапе представления конструкции заказчик может выказать готовность к опробованию нового сырья на своей площадке в том случае, когда разработчик предоставляет некоторые практические результаты имитации работы резинометаллокордного композита при эксплуатации шин и предварительный экономический расчет. На практике такое ожидание заказчика удовлетворить крайне сложно. Препятствием для этого является отсутствие специализированного испытательного оборудования у разработчика. Что касается расчета экономического эффекта при разработке конструкции, то разработчику необходимо знать состав оборудования и оснастку заказчика. Зачастую конструкция металлокорда удовлетворяет всем требованиям шинной промышленности, но из-за отсутствия необходимой оснастки у заказчика не удастся получить экономический эффект от внедрения.

Недостаток знаний разработчика в части процессов, происходящих в резинометаллокордном композите при эксплуатации шин, можно компенсировать использованием совместно с заказчиком методики DFMEA (Design Failure Mode and Effects Analysis – анализ видов и последствий потенциальных отказов). Стандарт IATF предписывает при разработке продукта ориентироваться не только на потребителя продукции, но и на конечного пользователя (автомобилист, автомобильное предприятие). Таким образом, при использовании DFMEA разработчик будет четко представлять причинно-следственную связь между свойствами проектируемой конструкции и потребительскими свойствами при эксплуатации конечного изделия – шины. Применение DFMEA является двусторонним инструментом, заказчик при составлении технического задания на проектирование может установить требования к металлокорду, направленные на решение конкретных проблем в эксплуатации шин.

### Выводы

Фокусирование на ключевых аспектах процесса проектирования шин позволит заказчику и разработчику повысить качество выполняемых работ, уменьшить сроки реализации проекта и приобрести новый опыт как в проектировании, так и в изготовлении шин.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-69-79>  
УДК 543.42

Поступила 18.02.2025  
Received 18.02.2025

## АНТИПРОДУКЦИЯ: К ВОПРОСУ ОБНАРУЖЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ

А. Г. АНИСОВИЧ, Институт прикладной физики НАН Беларуси,  
г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 16. E-mail: [anna-anisovich@yandex.ru](mailto:anna-anisovich@yandex.ru)

Обсуждаются вопросы анализа неметаллических включений в сталях. Рассмотрены оптические эффекты, возникающие в поляризованном свете на неметаллических включениях, артефактах металлографической пробоподготовки, а также некоторых деталях и дефектах микроструктуры. Показано, что при максимальных увеличениях до 1500 крат не всегда возможно визуализировать кристаллические неметаллические включения. Проиллюстрировано сходство оптических эффектов на кристаллических включениях, каплях воды, порах и ямках травления. Показано, что в этой связи возрастает роль дополнительных опций оптических микроскопов, расширяющих возможности оптического контрастирования, что дает возможность распознавания разнообразных металлографических артефактов. При этом оснащение лабораторий современным металлографическим оборудованием, в первую очередь объективами высокого увеличения, а также разнообразными средствами оптического контрастирования имеет первостепенное значение.

**Ключевые слова.** Сталь, неметаллические включения, оптические эффекты, поляризованный свет, оптическая микроскопия.  
**Для цитирования.** Анисович, А. Г. Антипродукция: к вопросу обнаружения неметаллических включений в стали / А. Г. Анисович // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 69–79. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-69-79>.

## ANTI-PRODUCTION: ON THE ISSUE OF DETECTING NON-METALLIC INCLUSIONS IN STEEL

A. G. ANISOVICH, Institute of Physics of the National Academy of Sciences of Belarus,  
Minsk, Belarus, 16, Akademicheskaya str. E-mail: [anna-anisovich@yandex.ru](mailto:anna-anisovich@yandex.ru)

The article discusses the issues of non-metallic inclusions analysis in steels. The article examines optical effects arising in polarized light on non-metallic inclusions, artifacts of metallographic sample preparation, and some details and defects of the microstructure. It is shown that at maximum magnifications of up to 1500 times it is not always possible to visualize crystalline non-metallic inclusions. The article illustrates the similarity of optical effects on crystalline inclusions, water droplets, pores, and etch pits. It is shown that in this regard, the role of additional options of optical microscopes increases, expanding the possibilities of optical contrasting, which makes it possible to recognize various metallographic artifacts. At the same time, equipping laboratories with modern metallographic equipment, primarily high-magnification objectives, as well as various means of optical contrasting is of paramount importance.

**Keywords.** Steel, non-metallic inclusions, optical effects, polarized light, optical microscopy.

**For citation.** Anisovich A. G. Anti-production: on the issue of detecting non-metallic inclusions in steel. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 69–79. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-69-79>.

### Введение

Неметаллические включения являются продуктом физико-химических процессов, протекающих при выплавке стали, и рассматриваются как их структурные составляющие. Они оказывают существенное влияние на свойства как полуфабрикатов, так и готовых изделий [1–4]. Неметаллические включения разнообразны по химическому составу, структуре, форме и размерам, физико-химическим и оптическим свойствам, а также топографии – распределению в структуре металла. Для борьбы с неметаллическими включениями развиваются методы управления структурой, в частности вакуумирование [5], модифицирование сложными лигатурами [6] и т. д.

Из-за негативного влияния неметаллических включений на свойства сталей изучение структуры и свойств таких включений – неотъемлемая часть металлографических исследований [7]. Первым этапом является обнаружение неметаллических включений как таковых. Важность этой проблемы осознана металловедами и металлургами очень давно, и литература, посвященная данной теме, имеет уже вековую историю [8, 9]. Основные исследования в данной сфере проведены в 1950–1960-е гг., но их результаты

актуальны и сегодня. Учитывая большую практическую значимость данной тематики, исследования в данном направлении активно продолжаются [10], в том числе и в Республике Беларусь [11, 12].

Приборная база металлографических исследований постоянно совершенствуется, и в настоящее время имеются широкие возможности для обнаружения и исследования неметаллических включений. В первую очередь эти возможности обеспечиваются существенно большими увеличениями по сравнению с тем, что было 30–50 лет назад. Микроскопы оснащены средствами цифровой регистрации изображений, что существенно повышает производительность металлографических исследований. Это позволяет фиксировать во всем многообразии не только структуру стали, но также брак и металлографические артефакты различного происхождения [13–15]. Поэтому можно исследовать объекты, ранее не доступные для анализа, а также создавать широкий спектр справочной литературы по рассматриваемому вопросу.

Современные осветительные системы микроскопов позволяют получить высококонтрастные и равномерно освещенные изображения. Соответственно этому совершенствуются осветительные устройства для отраженного света. В основе действия обычного оптического микроскопа лежит, как правило, способность различных участков препарата в различной степени абсорбировать свет. В природе многих объектов имеют место и другие физические явления. Применение их в микроскопии дает возможность расширить круг исследований и, тем самым, увеличить объем получаемой информации. Осуществление этой задачи в свое время стало причиной введения в микроскоп дополнительных опций для оптического контрастирования, поэтому современные металлографические микроскопы имеют достаточно возможностей для идентификации деталей структуры. Чаще всего это разнообразные методы освещения [16], среди которых:

- диафрагмирование при анализе в светлом поле (светлопольная микроскопия);
- освещение полым конусом света (темнопольная микроскопия);
- освещение цветным (хроматическим) светом;
- освещение поляризованным светом;
- интерференционное контрастирование объекта.

Взаимодействие этих методов в одном исследовании позволяет установить характер наблюдаемых оптических эффектов на поверхности металлов и неметаллических материалов и сделать определенное заключение о причинах их возникновения.

Метод исследования в поляризованном свете уже давно применяется для изучения анизотропных объектов, т.е. объектов, у которых оптические свойства неодинаковы по различным направлениям, что дает возможность использовать для анализа основные виды оптической анизотропии [17]:

- двойное лучепреломление. В частности, это рассматривалось в [18] для описания метода дифференциально-интерференционного контраста;
- анизотропию поглощения (плеохроизм). Проявляется в том, что свет, проходящий через среду, поглощается по-разному в зависимости от ориентации плоскости поляризации и направления распространения, что влечет за собой изменение окраски плеохроичного объекта с изменением направления;
- оптическую активность, т.е. способность поворачивать плоскость поляризации проходящего света.

Особенности обнаружения неметаллических включений связаны с тем, что, с одной стороны, современные металлографические комплексы позволяют работать с увеличением до 3000 крат, что существенно расширяет возможности анализа; с другой – возрастает возможность видеть различные мелкие артефакты, и здесь важным является умение отличить артефакты от особенностей структуры. Технологии получения металлургических материалов развиваются, и можно получать материалы с высокодисперсной структурой, но то же самое касается и неметаллических включений.

Данная статья посвящена некоторым вопросам обнаружения неметаллических включений в стали при использовании поляризованного света.

### Материалы и методики эксперимента

Микроструктурные исследования выполнены на металлографическом комплексе на основе инвертированного микроскопа МИ-1, оснащенного программой обработки изображений AXALIT (разработчик «Аксалит Софт») для фотографирования и количественной обработки данных. Использован анализ в светлом поле и поляризованном свете. Шлифы изготавливали по общепринятой методике. Травление образцов стали на микроструктуру произведено ниталем, алюминиевых сплавов – реактивом Келлера. Исследование элементного состава образцов производили с использованием растрового электронного

микроскопа MIRA-3 (Чехия) с системой микроанализаторов фирмы Oxford Instruments (Великобритания). В статье использованы материалы хоздоговорных работ Института прикладной физики НАН Беларуси с предприятиями Республики Беларусь за 2022–2025 гг.

### Основная часть

В последнее время участились случаи брака стали по признаку избыточного количества неметаллических включений различных типов. Некоторые наиболее характерные примеры приведены на рис. 1–4. Часто встречаются оксидные включения, балл которых может достигать 4–5 по ГОСТ 1778-2022 «Металлопродукция из сталей и сплавов. Металлографические методы определения неметаллических включений» (рис. 1).

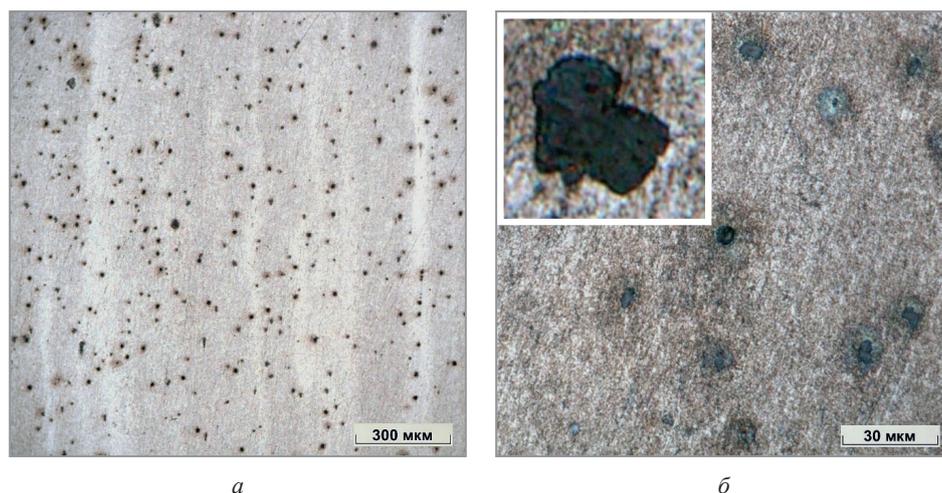


Рис. 1. Оксидные включения в стали 38ХМЮА при различных увеличениях: *а* – 100 $\times$ ; *б* – 1000 $\times$

На рис. 2 приведены неметаллические включения, ставшие причиной облома зубчатых передач. На рис. 3 представлена структура стали 12Х17. Испытания в растворе уксусной кислоты по содержанию железа в осадке показали превышение концентрации железа в два раза. В соответствии с [19], норма осадка составляет 0,3 мг/дм<sup>3</sup>; фактически зарегистрировано 0,6 мг/дм<sup>3</sup>. Причины недостаточной коррозионной стойкости можно связывать с повышенным содержанием железосодержащих неметаллических включений.

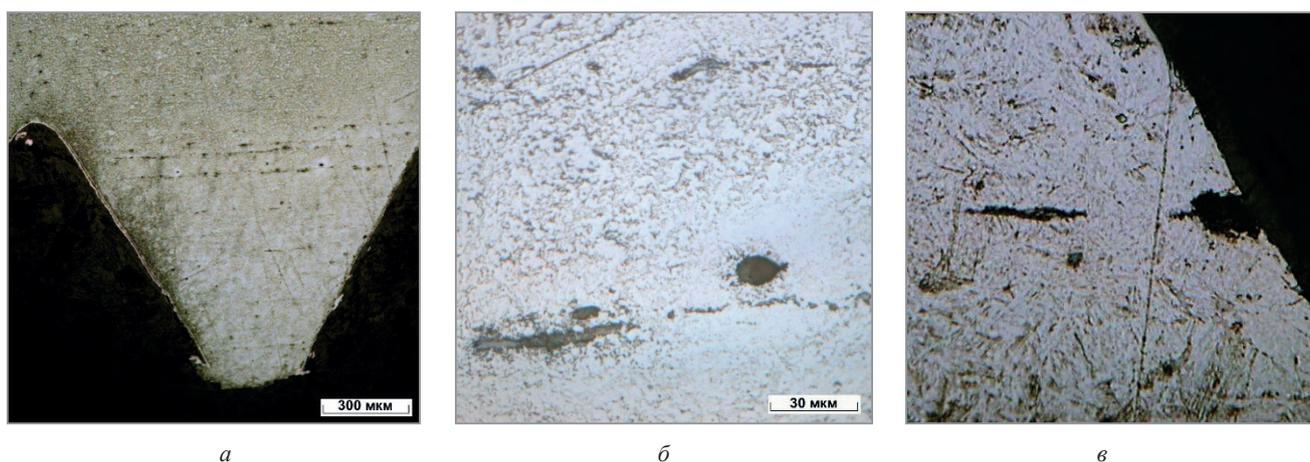


Рис. 2. Оксидные включения в структуре зуба (*а*), строчки неметаллических включений (*б*) и развитие разрушения (*в*); сталь 40Х

Проявляются крайние случаи брака. На фаске при изготовлении детали из стали 30ХГСА формируется шагреньевая поверхность (рис. 4, *а*). Причиной является аномальное количество неметаллических включений (рис. 4, *б*, *в*). Установить балл таких включений затруднительно, поскольку их количество в локальных участках превышает № 5 по ГОСТ 1778-2022, что говорит о необходимости совершенствования нормативной базы в области стандартов на микроструктуру. Вопросы несоответствия стандартов в области металлографии современным требованиям неоднократно поднимались автором в ряде работ [20].

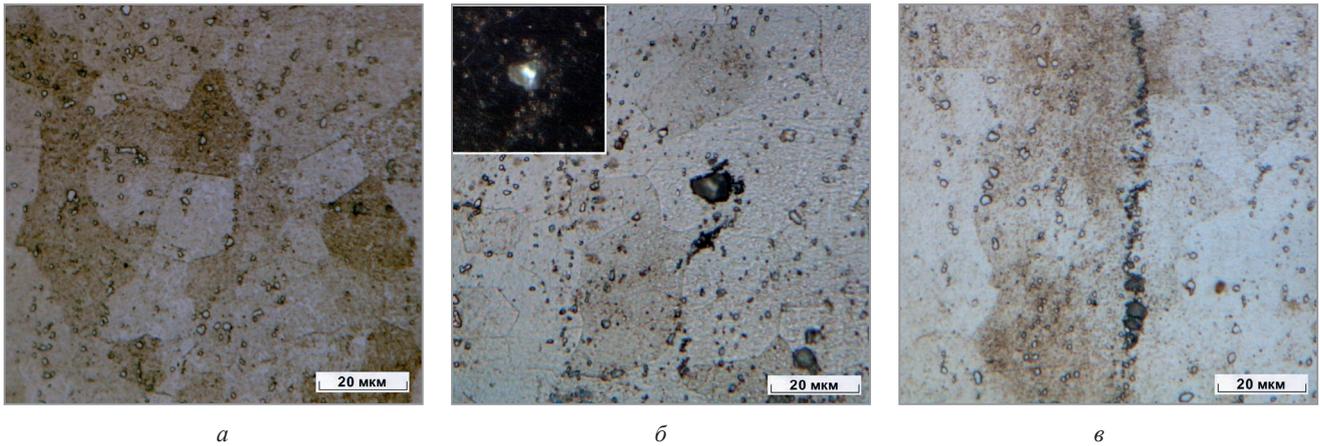


Рис. 3. Структура стали 12X17 в состоянии поставки:

*a* – без брака; *б* – с точечными неметаллическими включениями (вставка в поляризованном свете); *в* – строчки включений

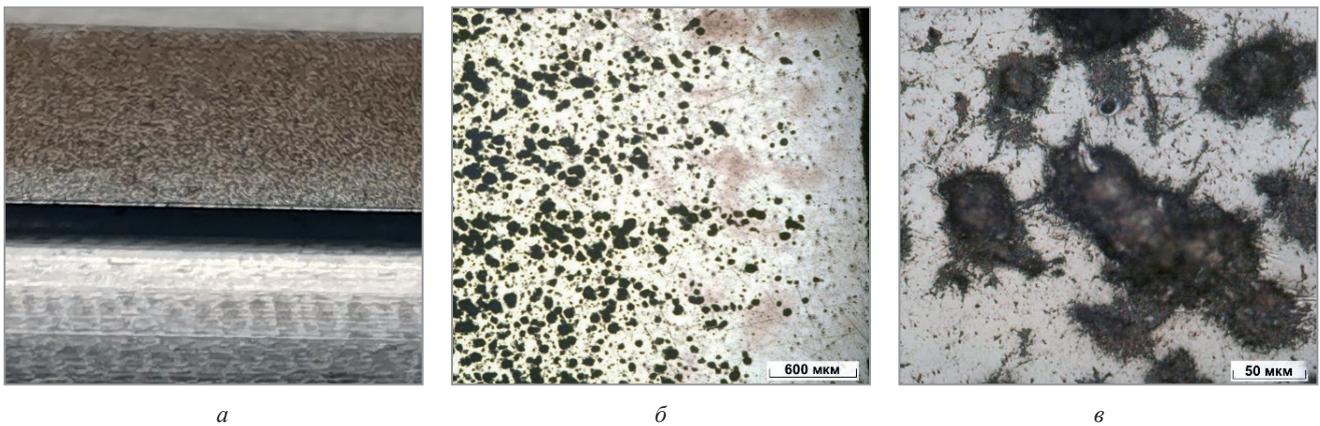
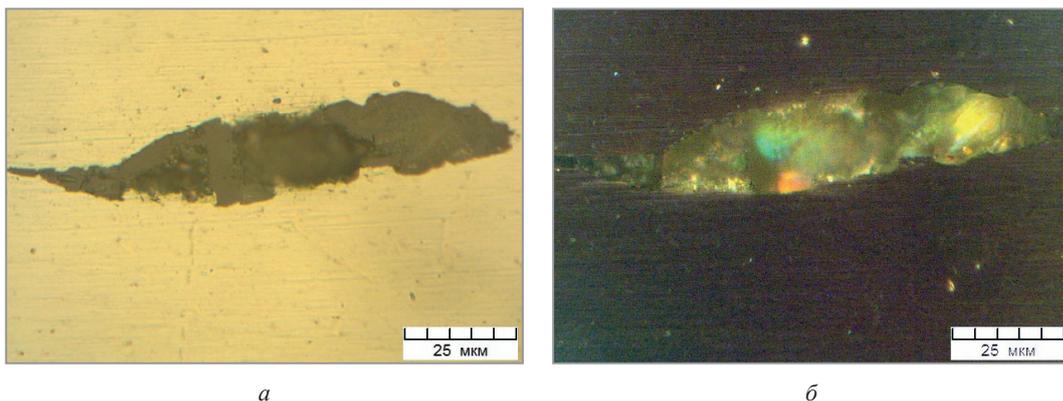


Рис. 4. Сталь 30ХГСА:

*a* – шагреньевая поверхность детали; *б* – неметаллические включения, 100<sup>×</sup>; *в* – отдельные включения, 500<sup>×</sup>

Вышеприведенные дефекты, в основном, имеют размер, который позволяет идентифицировать их при увеличениях от 100 до 1500 крат. Неметаллические включения типа оксидов, шлаков, сульфидов визуализируются, как правило, хорошо. Для их обнаружения и исследования методом оптической микроскопии достаточно, в сущности, использования освещения по методам светлого и/или темного поля.

В последнее время участились случаи наличия в металле, поставляемом различными предприятиями, неметаллических включений иных типов, для обнаружения которых желательно (или необходимо) использование поляризованного света. Крупное включение состава  $\text{SiO}_2$  в трубной стали показано на рис. 5, *a*. В поляризованном свете оно показывает эффект опалесценции (рис. 5, *б*). На рис. 6 показано включение в белом чугуине того же состава. Идентификация таких включений, как правило, не вызывает проблем. На рис. 7 показано определение его элементного состава. Концентрация в атомных процентах позволяет определить химическую формулу.

Рис. 5. Неметаллическое включение состава  $\text{SiO}_2$  в стали 20: *a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет

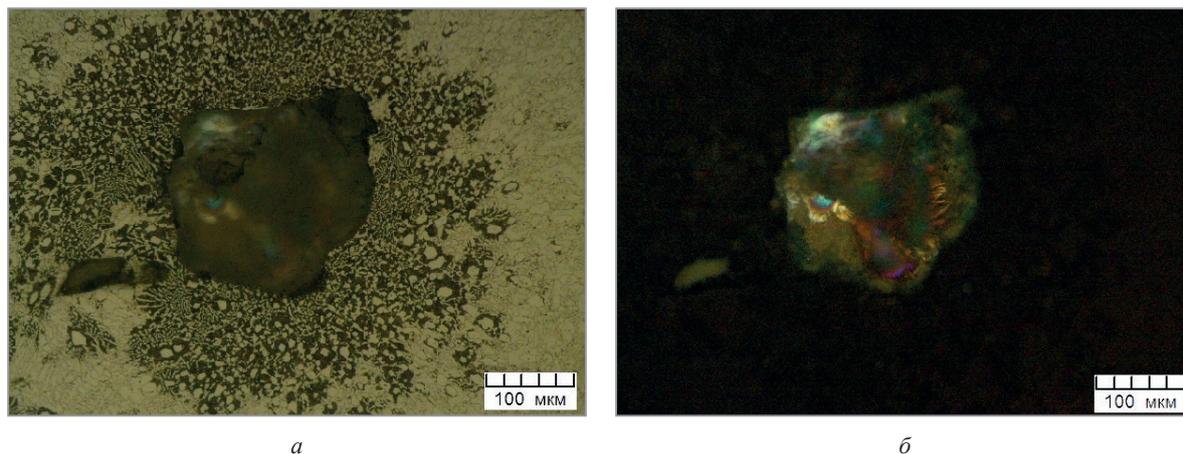


Рис. 6. Включение оксида кремния в белом чугуна: *a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет

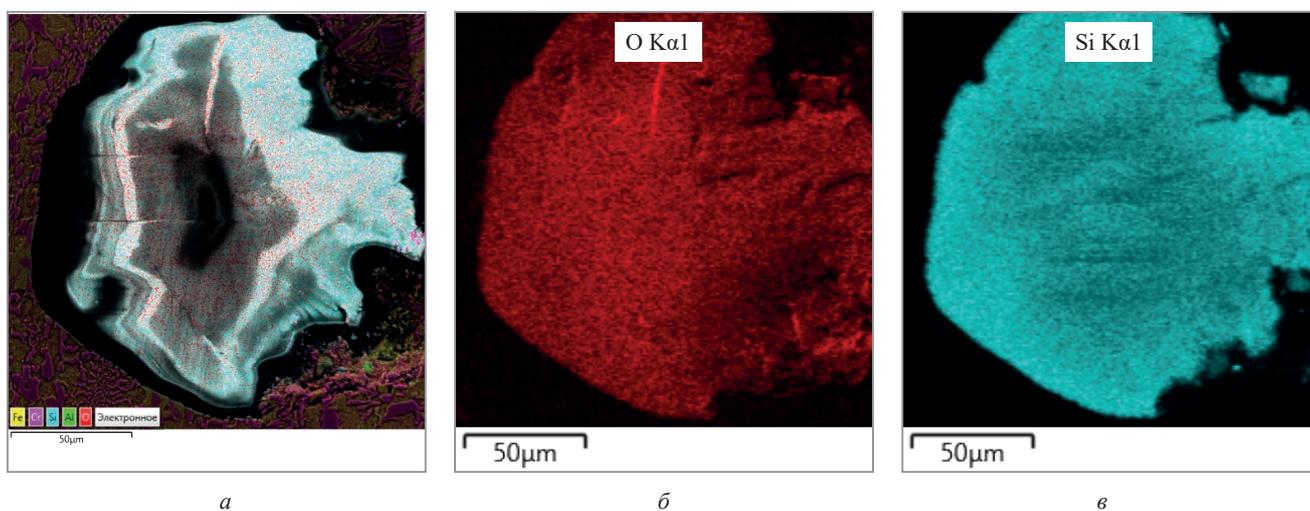


Рис. 7. Результаты элементного анализа: *a* – многослойное изображение; *б* – распределение кислорода; *в* – распределение кремния

Распределение элементов по площади включения представлено на рис. 7, *б*, *в*. Присутствуют кислород и кремний в соотношении 70 и 30 ат. % соответственно, что позволяет предположить наличие соединения  $\text{SiO}_2$ .

На рис. 8 показано сложное включение кремнеземистого стекла, которое в поляризованном свете можно идентифицировать по специфическому виду оптического эффекта в виде двойной полосы [1].

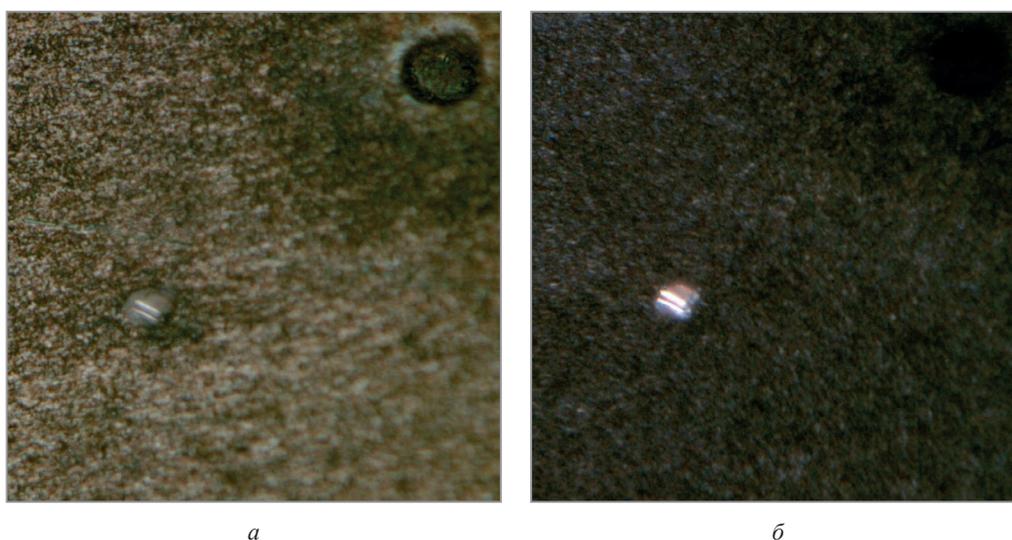


Рис. 8. Включение кремнеземистого стекла с  $\beta$ -кристобалитом игольчатой формы: *a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет; сталь 38ХМЮА, 1500 $\times$

При использовании обычного оптического микроскопа интерференция поляризованных лучей изучается коноскопическим наблюдением. Интерференционные фигуры, наблюдаемые при коноскопировании, дают возможность определить: одно- или двухосный объект, знак двойного лучепреломления (т.е. оптический знак кристалла), ориентацию объекта и величину угла между оптическими осями. Кроме того, эти фигуры позволяют диагностировать изучаемые препараты и элементы их структуры [17].

Одноосный кристалл, лежащий на столике микроскопа и ориентированный оптической осью перпендикулярно к столику, в скрещенных николях в сходящемся свете дает весьма характерную фигуру, состоящую из темного креста, ветви которого, расширяющиеся к концам, параллельны главным сечениям николей. В поле между ветвями креста видны концентрические кольца интерференционных цветов, повышающихся от центра к периферии (рис. 9, а). При вращении столика никаких изменений не наблюдается.

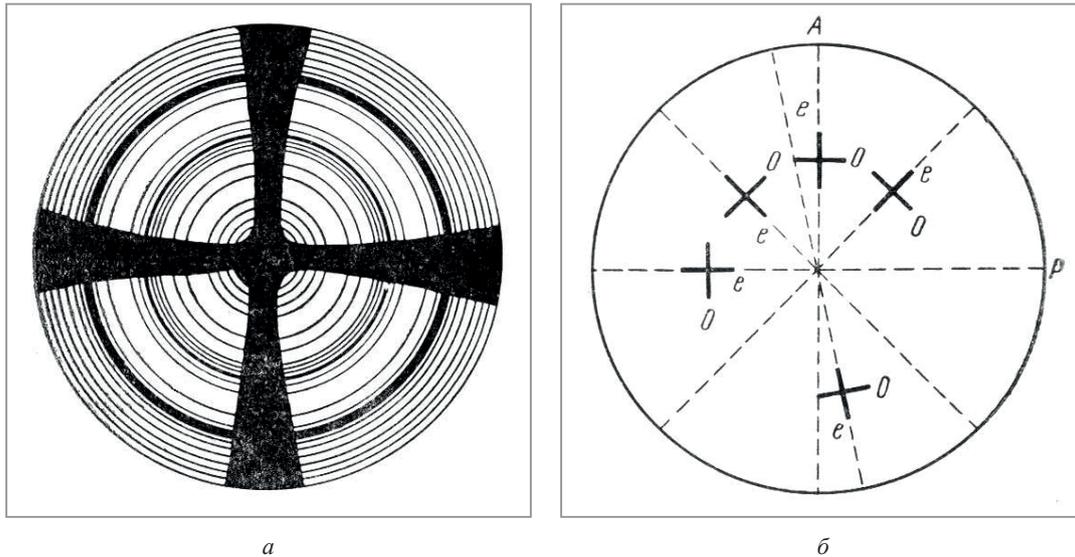


Рис. 9. Интерференция поляризованных лучей:  
 а – коноскопическая фигура одноосного кристалла в разрезе, перпендикулярном к оптической оси;  
 б – направления колебаний в некоторых точках коноскопической фигуры разреза, перпендикулярного к оптической оси одноосного кристалла

Указанное распределение интерференционных окрасок объясняется следующим [21]. Лучи, идущие параллельно оптической оси и не испытывающие поэтому двупреломления, собираются объективом в одну точку в центре поля зрения (так как оптическая ось совпадает с осью оптической системы микроскопа). В этой точке при скрещенных николях должна быть темнота. Во всех других точках поля зрения коноскопа соберутся лучи, наклоненные к оптической оси. Чем больше угол наклона лучей, тем дальше от центра фигуры будет находиться соответствующая им точка. Каждая волна, идущая не по оптической оси, должна разложиться на две, разность хода между которыми определит высоту интерференционной окраски в соответствующем месте фигуры. Чем больший угол делают нормали с оптической осью, тем больше перпендикулярные к ним эллиптические сечения индикатрисы отличаются от круга и тем выше, следовательно, будет двупреломление. Этим объясняется повышение интерференционной окраски от центра к периферии фигуры. Кроме того, чем больше угол наклона лучей, тем больший путь проходят они в плоскопараллельной пластинке, что также влияет на высоту интерференционной окраски.

Причина появления темного креста следующая [21]. В каждой точке фигуры (кроме центра) имеются два колебания: одно соответствует волне обыкновенной ( $o$ ), другое – необыкновенной ( $e$ ). Волна  $e$ , как показано выше, должна колебаться в плоскости главного сечения, а волна  $o$  – перпендикулярно к этой плоскости. Плоскости главных сечений, как проходящие через оптическую ось (выходящую в центре фигуры), будут проектироваться по радиусам фигуры, и, следовательно, колебания в разных ее точках будут совершаться по разным направлениям (рис. 9, б). Два главных сечения  $P$  и  $A$  параллельны направлениям колебаний николей. Во всех точках, лежащих в этих главных сечениях, направления колебаний совпадают с направлениями колебаний в николях, следовательно, эти точки должны находиться на погашении. Поэтому получается черный крест, совпадающий с главными сечениями николей. Во всех остальных точках фигуры будет просветление, тем более интенсивное, чем больший угол делают направления

колебаний с главными сечениями николей. Максимум освещенности будет в точках, лежащих на диаметрах фигуры, расположенных под углом  $45^\circ$  к главным сечениям николей.

В наиболее удачных случаях кристаллическое оптически прозрачное включение распознается по формированию темного креста при благоприятном расположении включения относительно плоскости поверхности образца (рис. 10, *a*). При наличии мелких неметаллических включений их обнаружение возможно при использовании только больших увеличений (рис. 10, *б*). Сталь 20ХНЗА с такими включениями вызвала повышенный износ инструмента при обработке. По сделанным оценкам, при хорошем качестве металла инструмент обрабатывает партию изделий в 30 шт.; для стали, структура которой показана на рис. 10, это количество составляет 2 шт.

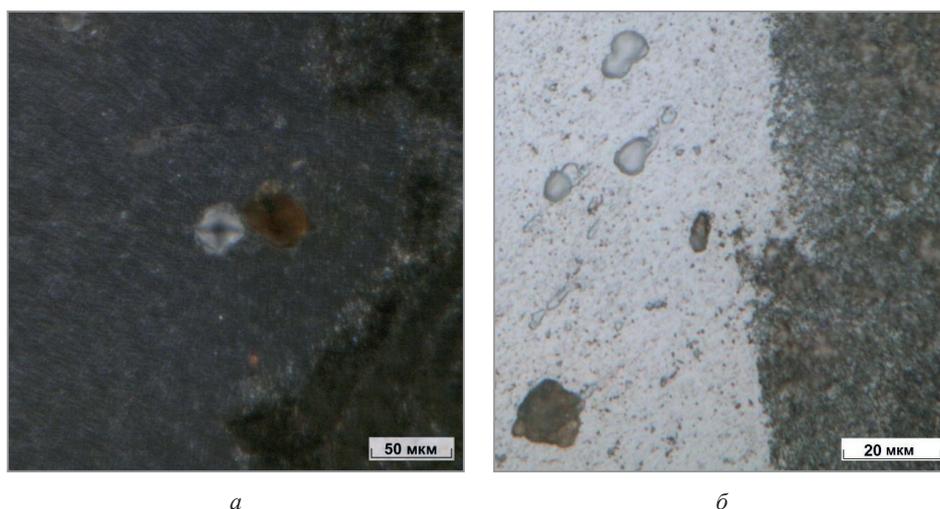


Рис. 10. Структура стали 20ХНЗА (состояние поставки): *a* – поляризованный свет; *б* – светлое поле;  $1500\times$

В соответствии с [18] темный крест дают в поляризованном свете, в частности, глобулярные прозрачные включения силикатов. Формирование темного креста является доказательством наличия кристаллического включения. Идеальный случай идентификации кристаллических включений силикатов в сварном шве показан на рис. 11. В светлом и темном поле на изображении включения силиката проявляются концентрические кольца (рис. 11, *a*, *б*). В поляризованном свете одноосный кристалл дает световую фигуру с темным крестом, ветви которого, расширяющиеся к концам, параллельны главным сечениям николей [21]. В поле между ветвями креста видны концентрические кольца интерференционных цветов. Контраст концентрических колец и темного креста зависит от совершенства формы включения [9].

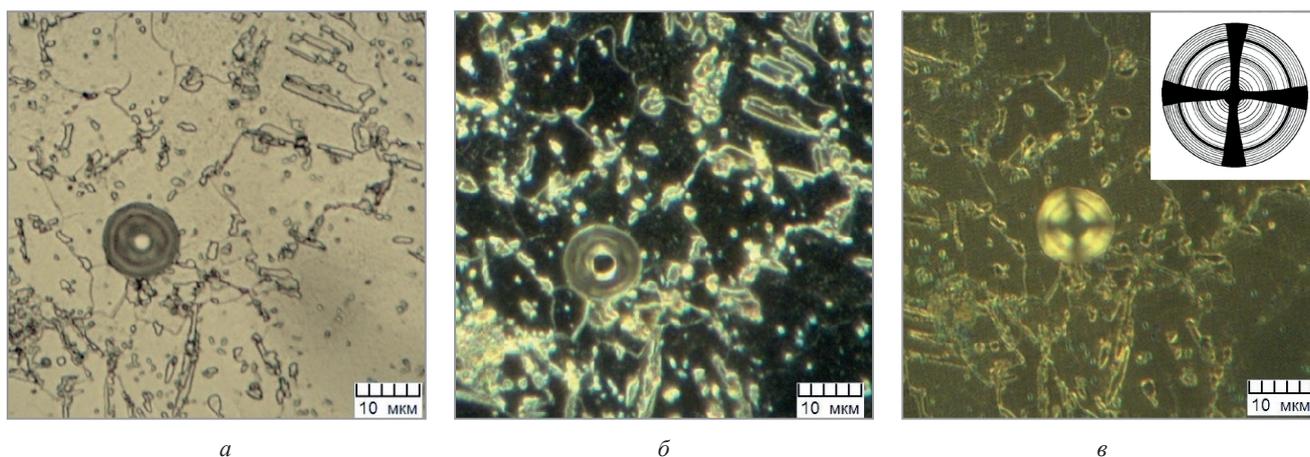


Рис. 11. Включение силиката в сварном шве: *a*, *б* – в светлом и темном поле соответственно; *в* – в поляризованном свете, схема коноскопической фигуры

После термической обработки, когда сталь имеет собственную мелкую структуру, мелкие стекловидные включения в светлом поле заметны плохо (рис. 12, *a*). В поляризованном свете (рис. 12, *б*) точно установлено присутствие включения (стрелка), но на пределе возможностей микроскопа. Рядом с ним светятся еще включения, вероятно, такие же, но это установить трудно по причине их малого размера,

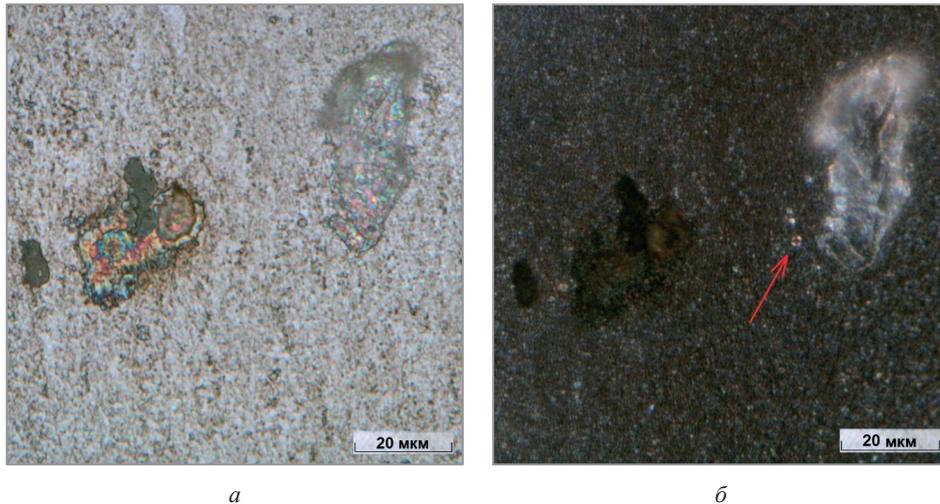


Рис. 12. Структура стали 38ХМЮА после закалки и высокого отпуска: *а* – светлое поле; *б* – поляризованный свет; 1500<sup>×</sup>

а также ориентации относительно плоскости шлифа. Также могут подсвечиваться детали структуры. Крупное светящееся пятно – прозрачная домовая пыль. Прозрачность включения влияет на его изображение в поляризованном свете. Плоско поляризованный свет, отраженный от внешней поверхности объекта, задерживается анализатором. Часть света преломляется на внешней поверхности включения, проходит внутрь, отражается от сложной по конфигурации поверхности включения – металл и выходит наружу, вновь испытывая преломление на внешней поверхности включения. В результате свет практически перестает быть поляризованным. Поэтому при скрещенных николях видно светлое изображение включения на темном фоне [9]. Кроме того, видны включения кремнеземистого стекла, серые в светлом поле и темные в поляризованном свете. Присутствуют также радужные пятна от воды, связанные с пористостью на границе металла и включения [13].

В отсутствие травления на участке с дефектами препарирования (рис. 13, *а*) видно, что оптические эффекты формируются в том числе на царапинах и пятнах воды [13], и отделить эффекты на включениях практически невозможно (рис. 13, *б*). На рис. 14 показаны оптические эффекты на высохших каплях воды различной формы.

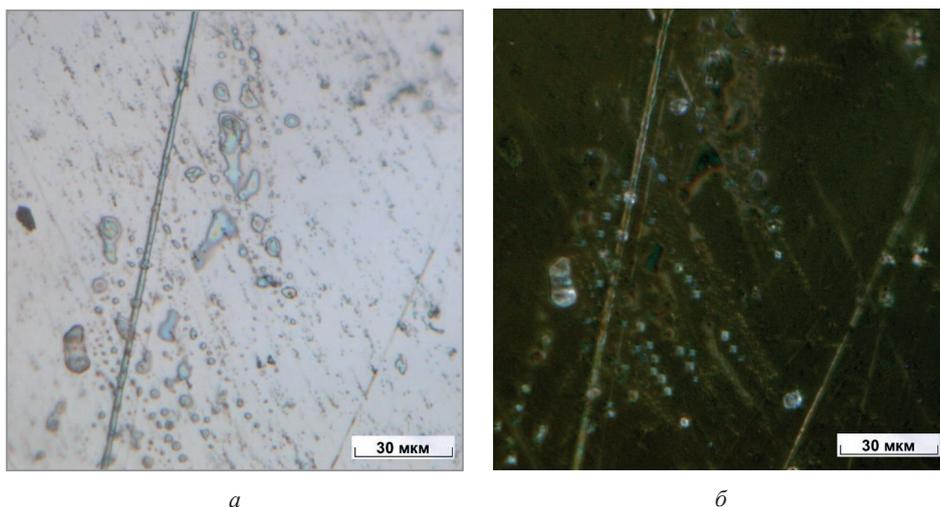


Рис. 13. Участок поверхности шлифа с царапинами и пятнами воды:  
*а* – светлое поле; *б* – поляризованный свет; без травления

Интерференция лучей, отраженных от закономерно чередующихся деталей рельефа, может привести к формированию более или менее строгой дифракционной картины [9]. Оптические эффекты в поляризованном свете формируются на определенных дефектах поверхности, имеющих относительно правильную форму (рис. 15, 16), в частности полусферических порах [16], а также ямках травления [14]. Специфического вида оптические фигуры могут формироваться на порах и газовых пузырьках в смолах и полимерных материалах [22, 23].

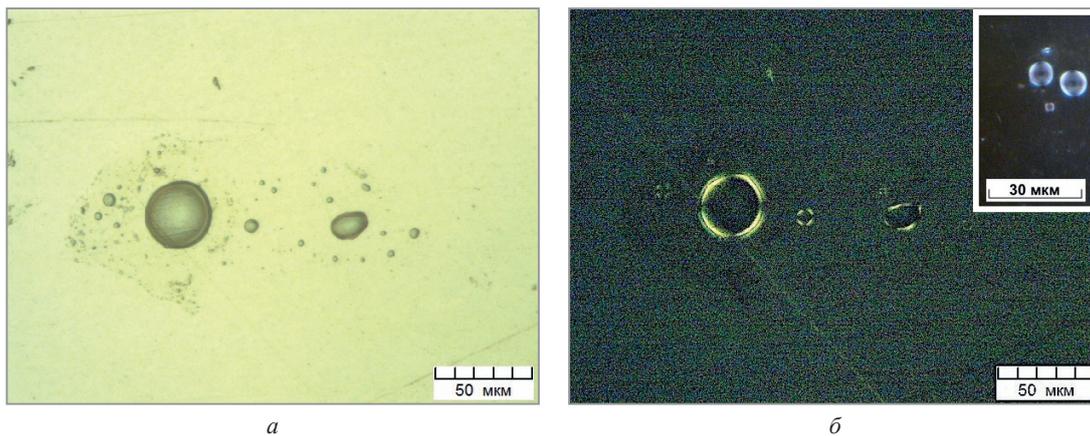


Рис. 14. Оптические эффекты на каплях воды: *а* – светлое поле; *б* – поляризованный свет

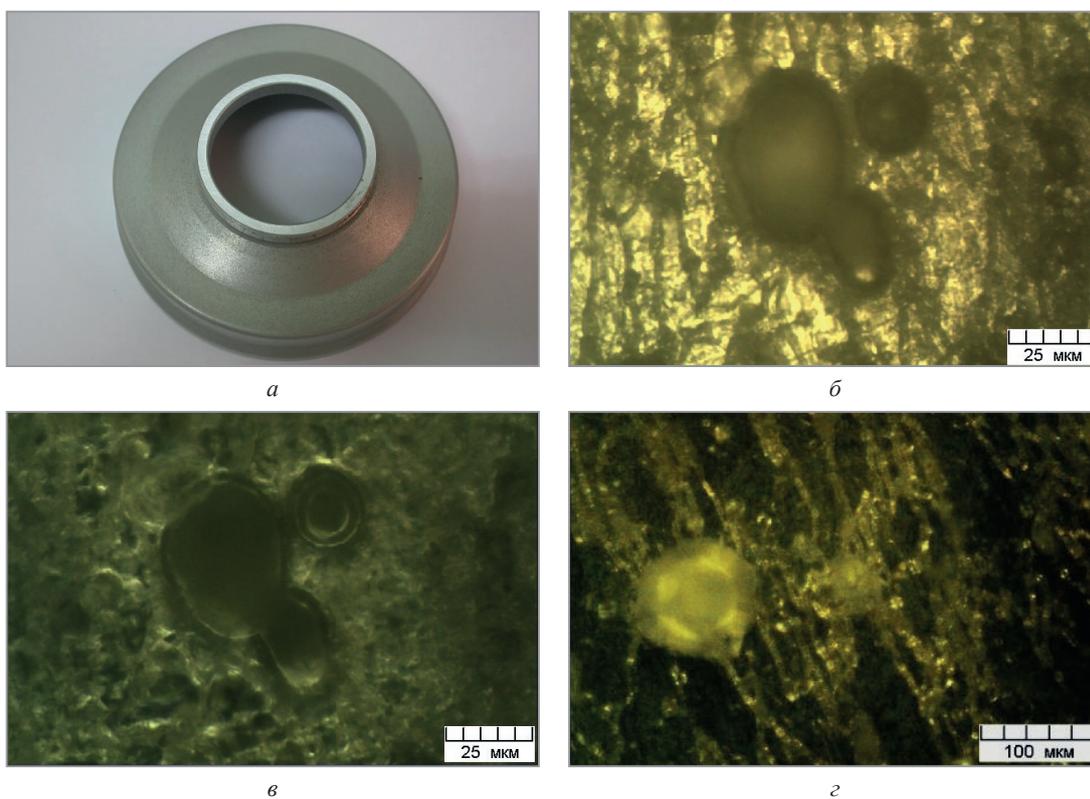


Рис. 15. Деталь из сплава Д16: *а* – вид поверхности; *б-г* – каверны в материале из-за несоблюдения режима оксидирования; *б* – светлое поле; *в* – темное поле; *г* – поляризованный свет

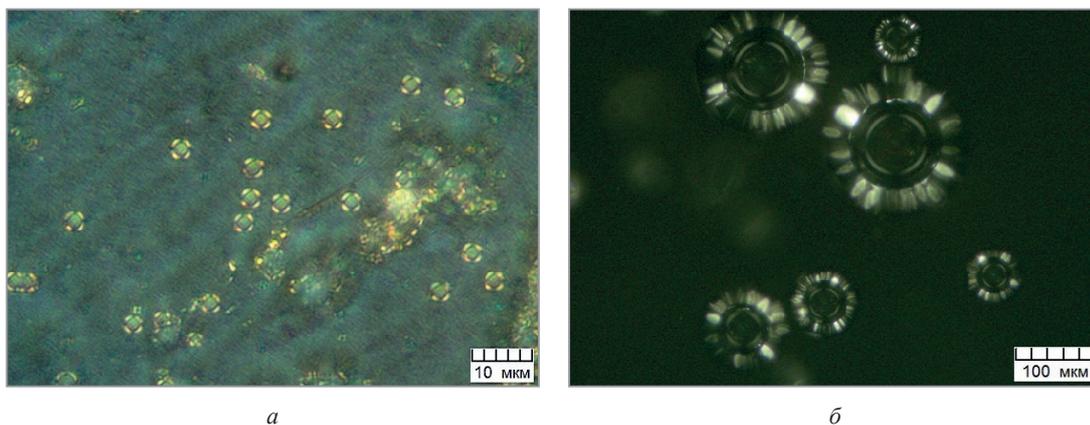


Рис. 16. Оптические эффекты на поверхности материалов в поляризованном свете: *а* – ямки травления в алюминиевом сплаве; *б* – пузырьки в эпоксидной смоле

### Выводы

1. Определение неметаллических включений по ГОСТ 1778-2022 может быть затруднено в силу недостаточности увеличения в 100 крат (регламентируемого ГОСТ), поскольку вместе с совершенствованием структуры (что не всегда имеет место) измельчаются и неметаллические включения, которые не могут не реагировать на изменение технологии литья.

2. Современное металлографическое оборудование с применением поляризованного света позволяет надежно идентифицировать мелкие неметаллические включения при увеличениях до 1500–2000 крат. В силу вышеперечисленного оснащение металлографических лабораторий соответствующим оборудованием имеет первостепенное значение.

3. Следует учитывать, что дефекты препарирования и детали микроструктуры могут создавать в поляризованном свете оптические эффекты, сходные с эффектами для кристаллических неметаллических включений. В этой связи возрастает роль дополнительных опций оптических микроскопов, а также возможности распознавания различных металлографических артефактов.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Атлас микроструктур неметаллических включений / В.П. Пирожкова [и др.]. – Запорожье: Днепропетровский металлург, 2012. – 167 с.
2. **Симачев, А.С.** Влияние неметаллических включений рельсовой стали на высокотемпературную пластичность / А.С. Симачев, Т.Н. Осколкова, М.В. Темлянец // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2016. – № 2. – С. 134–137.
3. Влияние неметаллических включений на сопротивление стали разрушению при многократном динамическом сжатии / А.И. Попелюх [и др.] // Материаловедение. – 2017. – № 2. – С. 67–78.
4. **Бельченко, Г.И.** Неметаллические включения и качество стали / Г.И. Бельченко, С.И. Губенко. – Киев: Техника, 1980. – 163 с.
5. **Стефанович, С.В.** Неметаллические включения в сталях марок 80 и 42CR4MO2 / С.В. Стефанович, В.М. Пищ // Литье и металлургия. – 2009. – № 2. – С. 153–158.
6. Происхождение неметаллических включений и пути снижения загрязненности ими металла / В.А. Голубцов [и др.] // Металлург. – 2005. – № 4. – С. 73–77.
7. **Григорович, К.В.** Анализ неметаллических включений – основа контроля качества стали и сплавов / К.В. Григорович, П.В. Красовский, А.С. Трушников // Аналитика и контроль. – 2002. – № 2. – С. 133–142.
8. **Червяков, А.Н.** Металлографическое определение включений в стали / А.Н. Червяков, С.А. Киселев, А.Г. Рыльникова. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит-ры по черной и цветной металлургии, 1962. – 248 с.
9. **Панченко, Е.В.** Лаборатория металлографии / Е.В. Панченко [и др.]. – М.: Металлургия, 1965. – 440 с.
10. **Губенко, С.И.** Неметаллические включения в стали / С.И. Губенко, С.П. Ошкадеров. – Киев: Наукова думка, 2016. – 528 с.
11. **Куренкова, Т.П.** Основные методы контроля неметаллических включений в стали, используемые в ЦЗЛ ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания» / Т.П. Куренкова // Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь: материалы Междунар. науч.-техн. конф. – Минск, 2017. – С. 189–193.
12. **Анисович, А.Г.** Антипродукция: проблема обнаружения неметаллических включений в стали / А.Г. Анисович // Литейное производство и металлургия 2024. Беларусь: материалы Междунар. науч.-техн. конф. – Минск, 2024. – С. 120–125.
13. **Анисович, А.Г.** Артефакты в металлографии: пятна на поверхности шлифов / А.Г. Анисович // Литейщик России. – 2024. – № 3. – С. 37–43.
14. **Анисович, А.Г.** Артефакты в металлографии: ямки травления / А.Г. Анисович // Литье и металлургия. – 2023. – № 1. – С. 112–117.
15. **Анисович, А.Г.** Артефакты в металлографии: пыль / А.Г. Анисович // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 93–98.
16. **Анисович, А.Г.** Искусство металлографии: использование методов оптического контрастирования / А.Г. Анисович // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2016. – № 1. – С. 36–42.
17. Микроскопы / Е.Е. Скворцов [и др.]. – М.: Машиностроение, 1969. – 512 с.
18. **Anisovich, A. G.** Applications of the differential-interference contrast technique in materials science / A. G. Anisovich // Materials Evaluation. – 2020. – № 8. – P. 925–933.
19. Санитарные нормы и правила «Требования к миграции химических веществ, выделяющихся из материалов, контактирующих с пищевыми продуктами»: утв. пост. Мин. здравоохранения Респ. Беларусь от 30.12.2014 № 119.
20. **Анисович, А.Г.** Проблемы применения стандартов при оценке микроструктуры металлов и сплавов. / А.Г. Анисович // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2021. – Т. 66, № 1. – С. 12–19.
21. **Татарский, В.Б.** Кристаллооптика и иммерсионный метод / В.Б. Татарский. – М.: Недра, 1965. – 306 с.
22. **Анисович, А.Г.** Оптические эффекты при микроскопии неметаллических материалов / А.Г. Анисович // Литье и металлургия. – 2017. – № 1. – С. 110–114.
23. **Анисович, А.Г.** Оптические эффекты при микроскопии металлов и неметаллических материалов / А.Г. Анисович // Литье и металлургия. – 2017. – № 4. – С. 119–125.

### REFERENCES

1. **Pirozhkova V.P.** Atlas mikrostruktur nemetallicheskih vkljuchenij [Atlas of microstructures of non-metallic inclusions]. Zaporozh'e, Dneprovskij metallurg Publ., 2012, 167 p.

2. **Simachev A. S., Oskolkova T. N., Temljancev M. V.** Vlijanie nemetallicheskih vključenij rel'sovoj stali na vysokotemperaturnuju plastichnost' [Effect of non-metallic inclusions of rail steel on high-temperature plasticity]. *Izvestija vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaja metallurgija = News of higher educational institutions. Ferrous metallurgy*, 2016, no. 2, pp. 134–137.
3. **Popeljuh A. I., Veselov S. V., Munkueva D. D., Timonin V. V., Karpov V. N.** Vlijanie nemetallicheskih vključenij na soprotivlenie stali razrusheniju pri mnogokratnom dinamicheskom szhatii [The influence of non-metallic inclusions on the resistance of steel to destruction under repeated dynamic compression]. *Materialovedenie = Materials Science*, 2017, no. 2, pp. 67–78.
4. **Bel'chenko G. I., Gubenko S. I.** *Nemetallicheskie vključenija i kachestvo stali* [Non-metallic inclusions and steel quality]. Kiev, Tehnika Publ., 1980, 163 p.
5. **Stefanovich S. V., Pishh V. M.** Nemetallicheskie vključenija v staljah marok 80 i 42CR4MO2 [Non-metallic inclusions in steel grades 80 and 42CR4MO2]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 2, pp. 153–158.
6. **Golubcov V. A., Voronin A. A., Tetjueva T. V., Roshhin V. E., Zinchenko S. D., Usmanov R. G.** Proishozhdenie nemetallicheskih vključenij i puti snizhenija zagrjaznjonnosti imi metalla [Origin of non-metallic inclusions and ways to reduce metal contamination with them]. *Metallurg = Metallurgist*, 2005, no. 4, pp. 73–77.
7. **Grigorovich K. V., Krasovskij P. V., Trushnikova A. S.** Analiz nemetallicheskih vključenij – osnova kontrolja kachestva stali i splavov [Analysis of non-metallic inclusions – the basis of quality control of steel and alloys]. *Analitika i kontrol' = Analytics and control*, 2002, no. 2, pp. 133–142.
8. **Chervjakov A. N., Kiselev S. A., Rylnikova A. G.** *Metallograficheskoe opredelenie vključenij v stali* [Metallographic determination of inclusions in steel]. Moscow, Gosudarstvennoe nauchno-tehnicheskoe izdatel'stvo literatury po chernoj i cvetnoj metallurgii Publ., 1962, 248 p.
9. **Panchenko E. V., Skakov Ju. A., Krimer B. I., Arsent'ev P. P., Popov K. V., Cviling M. Ja.** *Laboratorija metallografii* [Metallography laboratory]. Moscow, Metallurgija Publ., 1965, 440 p.
10. **Gubenko S. I., Oshkaderov S. P.** *Nemetallicheskie vključenija v stali* [Non-metallic inclusions in steel]. Kiev, Naukova dumka Publ., 2016, 528 p.
11. **Kurenkova T. P.** Osnovnye metody kontrolja nemetallicheskih vključenij v stali, ispol'zuemye v CZL OAO “Belorusskij metallurgicheskij zavod – upravljajushhaja kompanija holdinga “Belorusskaja metallurgicheskaja kompanija” [Main methods of control of non-metallic inclusions in steel, used in the Central Laboratory of the Belarusian Steel Works OJSC – the management company of the holding “Belarusian Steel Company”]. *Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2017. Belarus': sb. trudov Mezhdunar. nauch.-tehn. konf. = Foundry production and metallurgy 2017. Belarus: Collection of works of the International scientific and technical conference*. Minsk, 2017, pp. 189–193.
12. **Anisovich A. G.** Antiprodukcija: problema obnaruzhenija nemetallicheskih vključenij v stali [Anti-production: the problem of detecting non-metallic inclusions in steel]. *Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2024. Belarus': sb. trudov Mezhdunar. nauch.-tehn. konf. = Foundry and Metallurgy 2024. Belarus: Collection of works of the International scientific and technical conference*. Minsk, 2024, pp. 120–125.
13. **Anisovich A. G.** Artefakty v metallografii: pjatna na poverhnosti shlifov [Artifacts in metallography: spots on the surface of sections]. *Litejshhik Rossii = Foundryman of Russia*, 2024, no. 3, pp. 37–43.
14. **Anisovich A. G.** Artefakty v metallografii: jamki travlenija [Artifacts in metallography: etching pits]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 112–117.
15. **Anisovich A. G.** Artefakty v metallografii: pyl' [Artifacts in metallography: dust]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 93–98.
16. **Anisovich A. G.** Iskusstvo metallografii: ispol'zovanie metodov opticheskogo kontrastirovanija [Art of metallography: use of optical contrasting methods]. *Vesci NAN Belarusi. Ser. fiz.-tjechn. navuk = Vesti NAS Belarusi. Ser. phys.-tech. science*, 2016, no. 1, pp. 36–42.
17. **Skvorcov E. E., Panov V. A., Poljakov N. I., Fedin L. A.** *Mikroskopy* [Microscopes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1969, 512 p.
18. **Anisovich A. G.** Applications of the differential-interference contrast technique in materials science. *Materials Evaluation*, 2020, no. 8, pp. 25–933.
19. Sanitarnye normy i pravila “Trebovanija k migracii himicheskikh veshhestv, vydelyajushhihsja iz materialov, kontaktirujushhih s pishhevymi produktami”: utv. post. Min. zdravoohraneniya Resp. Belarus' ot 30.12.2014 № 119 [Sanitary norms and rules “Requirements for the migration of chemicals released from materials in contact with food products” Resolution of the Ministry of Health of the Republic of Belarus dated 30.12.2014 No. 119.].
20. **Anisovich A. G.** Problemy primeneniya standartov pri ocenke mikrostruktury metallov i splavov [Problems of application of standards in assessing the microstructure of metals and alloys.]. *Vesci NAN Belarusi. Ser. fiz.-tjechn. navuk = Vesti NAS Belarusi. Ser. phys.-tech. science*, 2021, vol. 66, no. 1, pp. 12–19.
21. **Tatarskij V. B.** *Kristallooptika i immersionnyj metod* [Crystal optics and immersion method]. Moscow, Nedra Publ., 1965, 306 p.
22. **Anisovich A. G.** Opticheskie jeffekty pri mikroskopii nemetallicheskih materialov [Optical effects in microscopy of non-metallic materials]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 1, pp. 110–114.
23. **Anisovich A. G.** Opticheskie jeffekty pri mikroskopii metallov i nemetallicheskih materialov [Optical effects in microscopy of non-metallic materials]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 4, pp. 119–125.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-80-87>  
УДК 543.39:665.081

Поступила 23.05.2025  
Received 23.05.2025

## ЖАРОПРОЧНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ: ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ АНАЛОГИ. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. СФЕРЫ ПРИМЕНЕНИЯ

*А. Р. ЦЫГАНОВ, ЧУВО «Международный институт управления и предпринимательства»,  
г. Минск, Беларусь, ул. Славинского, 1/3*

*А. С. ПАНАСЮГИН, Л. П. ДОЛГИЙ, Белорусский национальный технический университет,  
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: litteh@bntu.by*

*Н. П. МАШЕРОВА, И. И. КУРИЛО, Белорусский государственный технологический университет,  
г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а*

*Жаропрочные сплавы и стали относятся к специальным видам нержавеющей материалов, разработанных для высоких температур и агрессивной окружающей среды. Они предназначены для использования в условиях, где обычные стали могут потерять свои характеристики из-за высоких температур, окисления или коррозии. В данной работе проведен анализ соответствия отечественных жаропрочных сталей и сплавов и их зарубежных аналогов по EN, AISI, ASTM и AFNOR. Изучены механические свойства для сталей системы AISI. Проведено сравнение сфер применения основных жаропрочных сталей производства СНГ и системы AISI.*

**Ключевые слова.** Аналогичные нержавеющей сталей, жаропрочные стали и сплавы.

**Для цитирования.** Цыганов, А.Р. Жаропрочные нержавеющей стали: отечественные и зарубежные аналоги. Механические свойства. Сферы применения / А.Р. Цыганов, А.С. Панасюгин, Л.П. Долгий, Н.П. Машерова, И.И. Курило // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 80–87. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-80-87>.

## HEAT-RESISTANT STAINLESS STEELS: LOCAL AND FOREIGN EQUIVALENTS. MECHANICAL PROPERTIES, AND APPLICATION FIELDS

*A. R. TSYGANOV, Non-State Educational Institution “International Institute of Management and Entrepreneurship”, Minsk, Belarus, 1/3, Slavinskogo str.*

*A. S. PANASYUGIN, L. P. DOLGIY, Belarusian National Technical University,  
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: litteh@bntu.by*

*N. P. MASHEROVA, I. I. KURILO, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str.*

*Heat-resistant alloys and steels are a specialized class of stainless materials designed for operation under elevated temperatures and in aggressive environments. These materials are intended for use in applications where conventional steels would lose their properties due to high temperature exposure, oxidation, or corrosion. This study analyzes the equivalence of domestic heat-resistant steels and alloys to their international counterparts in EN, AISI, ASTM, and AFNOR standards. The mechanical properties of steels within the AISI system are examined. A comparative review of the primary application fields of heat-resistant steels produced in the CIS and those of the AISI system is also provided.*

**Keywords.** Stainless steel equivalents, heat-resistant steels and alloys.

**For citation.** Tsyganov A. R., Panasyugin A. S., Dolgiy L. P., Masherova N. P., Kurilo I. I. Heat-resistant stainless steels: local and foreign equivalents. Mechanical properties, and application fields. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 80–87. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-80-87>.

Жаропрочные нержавеющей стали относятся к специальным видам нержавеющей сталей, разработанных для высоких температур и агрессивной окружающей среды. Они предназначены для использования в условиях, где обычные стали могут потерять свои характеристики из-за высоких температур, окисления или коррозии [1–7].

Цель данной работы – проведение анализа соответствия отечественных жаропрочных сталей и сплавов и их зарубежных аналогов по стандартам EN (Стандарт еврономы EN 10027), AISI (American Iron

and Steel Institute), ASTM (American Society for Testing and Materials) и AFNOR (Association Francaise de Normalisation); изучение механических свойств сталей и сплавов для системы AISI; сравнение сфер применения, химического состава, температурных режимов работы основных жаропрочных сталей производства СНГ и системы AISI.

### Основные марки импортной жаропрочной стали и сферы их применения по стандарту AISI (США)

**AISI 309 и 310.** Обладают высокой термической стойкостью и используются в высокотемпературных проектах, таких как печи, горелки и тепловые обменники.

**AISI 321 и 347.** Обеспечивают устойчивость к интергранулярной коррозии при высоких температурах, что делает их подходящими для использования в аппаратах химической промышленности и высокотемпературных печах.

**AISI 314.** Предназначена для работы в условиях повышенных температур и обладает хорошей устойчивостью к окислению.

**AISI 330.** Имеет высокий коэффициент сопротивления окислению и коррозии при высоких температурах, что делает ее подходящей для использования в термopарах, электропечах и катализаторах.

**AISI 314L и 310S.** Обеспечивают стойкость к окислению и коррозии при повышенных температурах, что делает их подходящими для высокотемпературных и плавильных печей.

**Incoloy** – сплав на основе хрома и никеля, отличается особой прочностью при высоких температурах. Это аустенитная нержавеющая сталь, не требует дополнительной обработки после сварки для защиты от влаги. Разработано несколько разновидностей Incoloy – от 020 до 956. Каждая марка создана для определенных условий, например: 020 подходит для сред с серной и фосфорной кислотами, хлоридами; 028 содержит медь в составе, устойчива к серной кислоте; 800 отличается стабильностью после воздействия температур; 825 пригодна для эксплуатации в теплообменных магистралях высокого давления. Сплав Inconel используют в качестве замены алюминию, который разрушается при нагреве. При увеличении температуры на поверхности металла образуется пленка, защищающая его от разрушения. Сплав сложен в обработке, для этих целей нужен твердосплавный инструмент.

В табл. 1 приведены данные по соответствию химического состава сталей [1, 3, 6–8].

Таблица 1. Соответствие химического состава сталей по ГОСТ, EN, AISI, ASTM, AFNOR

AISI	EN	ASTM	AFNOR	ГОСТ	Маркировка завода
AISI 302B/309	1.4828	S 30215/30900	Z 17 CNS 20 12	12X18H9	
AISI 304H	1.4948	S 30409	Z 6 CN 18 11	08X18H10 и 12X18H9	ИЭ 914
AISI 309(S)	1.4833	S 30908	Z 15 CN 24 13	20X23H13	ЭИ319
AISI 310/314	1.4841	S 31000/31400	Z 15 CNS 25 20	20X23H18	ЭИ417
AISI 310(S)	1.4845	S 31008	Z 8 CN 25 20	10X23H18	
AISI 316 H	1.4919	S 31609	Z 6 CND 17 12	08X17H13M2T	
AISI 321	1.4878	S 32109	Z 6 CNT 18 12	08X18H10T	ЭИ914
AISI 321 H				12X18H10T	
AISI 347				12X18H10T	
AISI 314				20X23H18	ЭИ417
AISI 330	1.4864	N 08330	Z 20 NCS 33 16	12X17	ЭИ878
AISI 314L				20X25H20C2	ЭИ 283
AISI 442	1.4742	S 44200	Z 12 CAS 18	X2CrTiNb18	
AISI 446	1.4749	S 44600	Z 18 C 25	15X25T и 15X28	ЭИ439 и ЭИ349
AISI 327	1.4821		Z 20 CNS 25 04		
	1.4713		Z 8 CA 7	10X17CЮ	ЭИ448
AISI 405	1.4724		Z 13 C 13	10X13CЮ	ЭИ404
AISI 446	1.4762		Z 12 CAS 25	X10CrAlSi25	ЭИ439
AISI 163 B	1.4876	N 08800	Z 10 NC 32 21	X10NiCrAlTi32–21	
	1.4893	S 30815		X 8 CrNiSiN 21 11	
Incoloy 800H	1.4958	N 08810	Z 10 NC 32 21	X5NiCrAlTi31–20	
Incoloy 800	1.4959	N 08811		X8NiCrAlTi32–21	

### Аналоги марок жаропрочных нержавеющей сталей AISI производства СНГ и их сферы применения [5, 9–12]

**AISI 304.** Российский аналог – 08X18H10. Аустенитная нержавеющая сталь с низким содержанием углерода. Легко поддается сварке, электрополировке, устойчива к межкристаллитной коррозии. Высокая прочность при низких температурах. Наиболее универсальная из всех марок нержавеющей сталей. Используется в установках для пищевой, химической, текстильной, нефтяной, фармацевтической и бумажной промышленности.

**AISI 310.** Российский аналог – 20X23H18. Сталь тугоплавкая, аустенитная, жаростойкая. В окисляющей среде можно применять обычно до 1100 °С, в восстанавливающей среде – до 1200 °С, но в любом случае в атмосфере, содержащей менее 2 г серы на 1 м<sup>3</sup>.

**AISI 310S.** Российский аналог – 10X23H18. Является низкоуглеродистой версией нержавеющей стали AISI 310 (20X23H18) и используется в условиях, где возможна коррозия высокотемпературными газами или конденсатами. Область применения: установки для термической обработки и при гидрогенизации, а также теплообменники для печей; изготовление дверей, штифтов, кронштейнов, деталей установок для конверсии метана, газопроводов, камер сгорания. Может применяться как материал для нагревательных элементов в производстве подогревателей воздуха, конвейерных лент в транспортерах печей, отводных трубах газовых турбин и моторов.

**AISI 316.** Российский аналог – 08X17H13M2. Улучшенная версия нержавеющей стали AISI 304 (08X18H10) (с добавлением молибдена), что делает ее особенно устойчивой к воздействию коррозии. Технические свойства этой стали при высоких температурах гораздо лучше, чем у аналогичных сталей, не содержащих молибден. Молибден делает сталь более защищенной от питтинговой коррозии в хлористой среде, морской воде и парах уксусной кислоты.

**AISI 316L.** Российский аналог – 03X17H13M2. Аналогична нержавеющей стали AISI 316 (08X17H13M2) с очень низким содержанием углерода. Особенно подходит для изготовления сварных конструкций. Обладает высокой устойчивостью к межкристаллитной коррозии, применяется в температурных режимах до 450 °С. Область применения: AISI 316 (08X17H13M2) и 316L (03X17H13M2) используются для химического оборудования, инструментов, вступающих в контакт с морской водой и атмосферой, при изготовлении оборудования для проявления фотопленок, в установках для переработки пищи, емкостях для отработанных масел.

**AISI 316Ti.** Российский аналог – 08X17H13M2T. Наличие титана, в пять раз превышающее содержание углерода, обеспечивает стабилизирующий эффект в отношении осаждения карбидов хрома на поверхность кристаллов. Применяется в пищевой и химической промышленности. Используется при изготовлении деталей, обладающих повышенной устойчивостью к воздействию высоких температур и к среде с присутствием новых ионов хлора; лопастей для газовых турбин, баллонов, сварных конструкций, коллекторов.

**AISI 321.** Российский аналог – 08X18H10T. Хромоникелевая сталь с добавкой титана, особенно рекомендуется в изготовлении сварных конструкций и для использования при температурах между 400 и 800 °С. Устойчива к коррозии. Область применения: оборудование для нефтеперерабатывающей промышленности, химическое оборудование и оборудование, устойчивое к высоким температурам. Также применяется для изготовления сварного оборудования в разных отраслях промышленности (трубы, детали печной арматуры, теплообменники, муфели, реторты, патрубки и коллекторы выхлопных систем).

**AISI 409.** Российский аналог – 08X13. Характеризуется пониженным содержанием углерода, высокой стойкостью к окислению и обрабатываемостью. Используется при производстве труб для отвода отработанных газов, коллекторов, кожухов конвертеров.

**AISI 410.** Российский аналог – 10X13. Базовая мартенситная нержавеющая сталь. Обладает высокой ударной вязкостью, хорошей коррозионной стойкостью и жаропрочностью. Область применения: производство изделий, подвергающихся воздействию слабоагрессивных сред (атмосферные осадки, водные растворы солей органических кислот) при комнатной температуре. Может использоваться в изготовлении деталей машин и аппаратов для винодельческой промышленности, в том числе допускается применение в непосредственном контакте с сушлом, коньячным спиртом, продуктами переработки отходов пищевой промышленности.

**AISI 420.** Российский аналог – 20X13. Мартенситная нержавеющая сталь, обладает высокой износостойкостью, пластичностью, устойчива к высоким температурам и коррозии. По сравнению с базовой мартенситной маркой AISI 410 (10X13), сталь AISI 420 (20X13), обладая высоким содержанием углерода,

имеет более высокую твердость и износостойкость. Область применения: изготовление технологического оборудования, используемого на различных этапах пищевого производства (тепловая обработка).

**AISI 430.** Наиболее широко применяемая ферритная хромистая нержавеющая сталь. Имеет хорошие прочностные и механические характеристики, что обеспечивается высоким содержанием хрома и низким содержанием углерода; хорошо деформируется, используется в процессах вытяжки и штамповки. В отличие от аустенитных никельсодержащих нержавеющих сталей, низкоуглеродистые хромистые ферритные стали устойчивы к процессам коррозии в различных серосодержащих средах. Поэтому изделия из AISI 430 (12X17) могут использоваться в системах для перекачивания газа, нефти и чистых нефтепродуктов. Конструкции из AISI 430 (12X17) меньше изменяют размеры при колебаниях температур. Область применения: производство систем теплообмена.

**AISI 439.** Российский аналог – 08X17T. Отличная коррозионная стойкость в среде конденсата отработанных газов автомобиля. Область применения: производство автомобильных глушителей.

В табл. 2 приведены механические свойства жаропрочных нержавеющих сталей по AISI, в том числе удлинение на разрыв для образцов (цельнотельных, полос, трубок), определена твердость по Бринеллю и Роквеллу.

Таблица 2. Жаропрочные нержавеющие стали по AISI. Механические свойства

Стандарт AISI	Механические свойства							
	Напряжение на разрыв (мин), Ksi <sup>1</sup> (МПа)	Условный предел текучести (мин), Ksi <sup>1</sup> (МПа)	Удлинение на разрыв в % (на образце 2–50 мм)				Твердость (макс) по	
			Цельнотельный	Полоса толщиной		Трубка	Бринеллю	Роквеллу
				t = 6/16	t = 5/16			
304	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
304H	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
304L	70 (485)	25 (170)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
309	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
310	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
316	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
316H	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
316L	70 (485)	25 (170)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
316N	80 (550)	35 (240)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
321	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
321H	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
347	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
347H	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	28	192	B90
405	60 (415)	30 (205)	20	20	*2	–	207	B95
429	60 (415)	35 (240)	20	20	*2	–	190	B90
430	60 (415)	35 (240)	20	20	*2	–	190	B90
443	70 (485)	40 (275)	20	20	*2	–	207	B95
446	70 (485)	40 (275)	18	18	*2	–	207	B95
XM-8	60 (415)	30 (205)	20	20	*2	–	190	B90
316Ti	75 (515)	30 (205)	35	35	56t + 17,5	29	192	B90

В табл. 3 для сталей, изготовленных по ГОСТ, приведено назначение по критерию жаропрочности: для дисков, клапанов двигателей и турбин, деталей выхлопных систем, труб, листовых и сортовых деталей, сварных аппаратов, сосудов, работающих в разбавленных растворах азотной, уксусной, фосфорной кислот, растворах щелочей и солей.

Таблица 3. Назначение сталей и сплавов по критерию жаропрочности

Марки сталей и сплавов	Назначение	Рекомендуемая температура применения, °C	Температура начала интенсивного окисления в воздушной среде, °C
11X11H2B2MФ X12H2BMФ (ЭИ962)	Диски компрессора, нагруженные детали, длительно работающие при температуре до 600 °C; сталь мартенситного класса	600	750

Продолжение табл. 3

Марки сталей и сплавов	Назначение	Рекомендуемая температура применения, °С	Температура начала интенсивного окисления в воздушной среде, °С
13X11Н2-В2МФ (ЭИ961)	Различные детали газовых турбин, длительно работающие при температуре до 600 °С	600	750
16X11Н2В2МФ 2Х12Н2ВМФ (ЭИ962А)	Диски компрессора, лопатки и другие нагруженные детали	500–600	750 750
13X14НЗВ2ФР (ЭИ736)	Высоконагруженные детали, в т.ч. диски, длительно работающие при температуре до 550 °С в условиях повышенной влажности; температура окисления 700 °С; сталь мартенситного класса	550	750
15X12ВНМФ (ЭИ802)	Роторы, диски, лопатки, поковки, крепежные детали турбин для длительного срока службы при температуре до 580 °С; температура окисления 750 °С; сталь мартенсито-ферритного класса	780	950
37X12Н8Г8МФБ (ЭИ481)	Диски турбин крепежные и другие детали, работающие с ограниченным сроком службы при 600–650 °С; сталь аустенитного класса	630	750
ХН35ВТЮ (ЭИ787)	Диски турбин и компрессоров, рабочие лопатки газотурбинных и других двигателей, компрессорные лопатки, работающие при температуре до 700–800 °С, диски, дефлекторы, кольца, работающие при температуре до 750 °С	750	900
ХН67МВТЮ (ЭИ202)	Лопатки, корпуса, диски, листовые детали турбин, сварные изделия, работающие при температуре до 800 °С	800 850	1000 1000
ХН77ТЮР (ЭИ437Б)	Диски, кольца, лопатки и другие детали, работающие при температуре до 750 °С	750	1050
40Х9С2	Клапаны моторов, крепежные детали	650	850
40Х10С2М (ЭИ107)	Клапаны моторов, крепежные детали	650	850
45Х22Н4МЗ (ЭП48)	Клапаны моторов	850	950
55Х20Г9АН4 (ЭП303)	Клапаны моторов	600	750
10Х11Н20Т3Р (ЭИ696)	Детали турбин (лист), турбинные диски, кольцевые детали, крепежные детали, детали компрессора и рабочей части турбины с рабочей температурой до 700 °С; сталь аустенитного класса	700	850
10Х11Н20Т2Р (ЭИ696А)	Детали турбин (лист)	700	850
09Х14Н16Б (ЭИ694)	Трубы пароперегревателей и трубопроводы установок сверхвысокого давления, листовой прокат, турбины пароперегревателей и трубопроводы установок сверхвысокого давления для длительной службы при температуре до 650 °С; сталь аустенитного класса	650	850
12Х18Н10Т	Детали выхлопных систем, трубы, листовые и сортовые детали, детали, работающие при температуре до 600 °С, сварные аппараты и сосуды, работающие в разбавленных растворах азотной, уксусной, фосфорной кислот, растворах щелочей и солей, и другие детали, работающие под давлением при температуре от –196 до 600 °С, а при наличии агрессивных сред – до 350 °С; сталь аустенитного класса	600	850
12Х18Н12Т	Детали выхлопных систем, трубы, листовые и сортовые детали, различные детали, работающие при температуре от –196 до 600 °С в агрессивных средах	600	860
12Х18Н9Т	Детали выхлопных систем, трубы, листовые и сортовые детали, сварная аппаратура, трубы, детали печной арматуры, теплообменники, муфелы, аппараты и сосуды, работающие при температуре от –196 до 600 °С под давлением, а при наличии агрессивных сред – до 350 °С; сталь аустенитного класса	600	860
12Х25Н16Г7АР (ЭИ835)	Листовые и сортовые детали, работающие при умеренных напряжениях	950	1050–1100
ХН38ВТ (ЭИ703)	Листовые детали, работающие при умеренных напряжениях, детали газовых систем	950	1050
ХН60Ю (ЭИ559А)	Листовые детали турбин, работающие при умеренных напряжениях (может применяться для нагревательных элементов сопротивления), детали газопроводных систем, аппаратура с ограниченным сроком службы при 1100 °С и кратковременным сроком службы при 1250 °С	1100	1200

Окончание табл. 3

Марки сталей и сплавов	Назначение	Рекомендуемая температура применения, °С	Температура начала интенсивного окалинообразования в воздушной среде, °С
ХН32Т (ЭП670)	Газоотводящие трубы, листовые детали высокотемпературных нефтехимических установок в нефтехимическом машиностроении для длительной службы при температуре 700–850 °С	850	1000
ХН70Ю (ЭИ652)	Листовые детали, различные детали, работающие при умеренных напряжениях при 1100–1200 °С (может применяться для нагревательных элементов сопротивления)	1100	1200
ХН75МБТЮ (ЭИ602)	Листовые детали турбин, высоконагруженные детали, штуцера, фланцы, листовые детали для ограниченного срока службы при температуре до 950 °С	950	1050
ХН56ВМТЮ (ЭП19)	Высоконагруженные детали, штуцера, фланцы, листовые детали для ограниченного срока службы при температуре до 950 °С	800	1000

В табл. 4 приведен химический состав сталей и сплавов по критерию жаропрочности для дисков, клапанов, деталей выхлопных систем, труб, листовых и сортовых деталей, сварных аппаратов и сосудов, работающих в разбавленных растворах азотной, уксусной, фосфорной кислот, растворах щелочей и солей. Также представлен химический состав материалов, модифицированных азотом, бором, церием, ниобием, алюминием, барием, медью и титаном [1–5, 8–11, 12]. Поскольку данные по химическому составу, представленные различными предприятиями-производителями, по содержанию основных компонентов имеют довольно заметные отличия, в табл. 4 они приведены как усредненные от 4–6 производителей и обозначены символом  $\approx$ . Содержание легирующих элементов, которые встречаются эпизодически, приведено в круглых скобках.

Таблица 4. Химический состав сталей и сплавов по критерию жаропрочности

Марка стали	Элемент												
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo (Ce)	W (Nb)	V (Al)	Ti (Ba)	B (Cu)	Fe
11X11H2B2MФ	$\approx 0,12$	до 0,6	до 0,6	$\approx 1,6$	до 0,025	до 0,03	$\approx 11,2$	$\approx 0,42$	$\approx 1,8$	$\approx 0,24$			$\approx 84,0$
13X11H2-B2MФ	$\approx 0,13$	до 0,6	до 0,6	$\approx 1,6$	до 0,03	до 0,03	$\approx 11,2$	$\approx 0,42$	$\approx 1,8$	$\approx 0,24$			$\approx 83,0$
16X11H2B2MФ	$\approx 0,16$	до 0,6	до 0,6	$\approx 1,6$	до 0,025	до 0,03	$\approx 11,0$	$\approx 0,42$	$\approx 1,8$	$\approx 0,24$			$\approx 80,0$
13X14H3B2ФР	$\approx 0,13$	до 0,6	до 0,6	$\approx 3,1$	до 0,025	до 0,03	$\approx 14,0$	$\approx 1,9$	$\approx 0,23$	$\approx 0,13$	до 0,6	до 0,6	$\approx 77,0$
15X12ВНМФ	$\approx 0,15$	до 0,4	$\approx 0,7$	$\approx 0,6$	до 0,025	до 0,03	$\approx 12,0$	$\approx 0,6$	$\approx 0,9$	$\approx 0,23$	до 0,2	(до 0,3)	$\approx 83,0$
37X12H8Г8МФБ	$\approx 0,37$	$\approx 0,5$	$\approx 8,5$	8,0	до 0,03	до 0,035	$\approx 12,5$	$\approx 1,3$	( $\approx 0,35$ )	$\approx 1,40$		(до 0,3)	$\approx 67,0$
ХН35ВТЮ	$\approx 0,25$	до 0,08	до 0,6	до 0,6	–	до 0,02	до 0,035		$\approx 3,0$	( $\approx 1,1$ )	$\approx 2,8$	до 0,02	$\approx 91,0$
ХН67МВТЮ	до 0,08	до 0,6	до 0,5	$\approx 64,6$	до 0,01	до 0,015	$\approx 18,0$	5,0	$\approx 4,5$	$\approx 1,25$	$\approx 2,5$	до 0,01	$\approx 2,9$
ХН77ТЮР	до 0,07	до 0,6	до 0,4	$\approx 73,8$	до 0,01	до 0,015	$\approx 20,5$	(до 0,02)		$\approx (1,1)$	$\approx 2,5$	до 0,01	до 1,0
40Х9С2	0,4	$\approx 2,5$	до 0,8	до 0,6	до 0,025	до 0,030	$\approx 9,0$					(до 0,3)	
40Х10С2М	0,4	$\approx 2,25$	до 0,8	до 0,6	до 0,025	до 0,030	$\approx 9,75$	$\approx 0,8$			до 0,2	(до 0,3)	$\approx 84,0$
45Х22Н4МЗ	$\approx 0,45$	$\approx 0,5$	$\approx 1,1$	$\approx 4,5$	до 0,03	до 0,03	$\approx 22,0$	$\approx 2,8$					$\approx 68,0$
55Х20Г9АН4	$\approx 0,55$	до 0,45	$\approx 9,0$	$\approx 4,0$	до 0,03	до 0,04	$\approx 21,0$					(до 0,3)	$\approx 64,0$
10Х11Н20ТЗР	до 0,1	до 1,0	до 1,0	$\approx 20,0$	до 0,02	до 0,035	$\approx 11,3$			(до 0,8)	$\approx 2,90$	до 0,02	$\approx 63,0$
10Х11Н20Т2Р	до 0,1	до 1,0	до 1,0	$\approx 20,0$	до 0,02	до 0,03	$\approx 11,3$			(до 0,8)	$\approx 2,55$	до 0,01	$\approx 63,0$
09Х14Н16Б	$\approx 0,1$	до 0,6	$\approx 1,5$	$\approx 15,5$	до 0,02	до 0,035	$\approx 14,0$	(до 0,02)	$\approx (1,1)$			до 0,01	$\approx 67,0$
12Х18Н10Т	до 0,12	до 0,8	до 2,0	$\approx 10,0$	до 0,02	до 0,035	$\approx 18,0$				$\approx 0,7$	(до 0,3)	$\approx 68,0$
12Х18Н12Т	до 0,12	до 0,8	до 2,0	$\approx 11,0$	до 0,02	до 0,035	$\approx 18,0$				$\approx 0,6$	(до 0,3)	$\approx 67,0$
12Х18Н9Т	до 0,12	до 0,8	до 2,0	$\approx 8,5$	до 0,02	до 0,035	$\approx 18,0$				$\approx 0,7$	(до 0,3)	$\approx 70,0$
12Х25Н16Г7АР	до 0,12	до 1,0	$\approx 6,0$	$\approx 16,5$	до 0,02	до 0,035	$\approx 24,5$					до 0,01	$\approx 53,0$
ХН38ВТ	$\approx 0,1$	до 0,8	до 0,7	$\approx 37,0$	до 0,02	до 0,03	$\approx 11,5$	(до 0,05)	$\approx 3,15$		$\approx 1,0$		$\approx 36,0$
ХН60Ю	до 0,1	до 0,8	до 0,3	$\approx 56,5$	до 0,02	до 0,02	$\approx 16,5$	(до 0,03)		(до 3,05)	(до 0,1)		$\approx 23,0$
ХН32Т	до 0,05	до 0,7	до 0,7	$\approx 32,0$	до 0,02	до 0,03	$\approx 20,5$			$\approx 0,45$			$\approx 46,0$
ХН70Ю	до 0,1	до 0,8	до 0,4	$\approx 68,1$	до 0,012	до 0,015	$\approx 27,5$	(до 0,03)		(до 3,1)	(до 0,1)	(до 0,1)	до 1,0
ХН75МБТЮ	до 0,1	до 0,8	до 0,4	$\approx 73,1$	до 0,012	до 0,02	$\approx 20,5$	$\approx 2,15$	$\approx (1,1)$	$\approx (0,55)$	$\approx 0,55$		до 3,0
ХН56ВМТЮ	до 0,1	до 0,06	до 0,5	$\approx 58,5$	до 0,015	до 0,015	$\approx 20,5$	$\approx 5,0$	$\approx 10,0$	$\approx 2,35$	$\approx 1,35$	до 0,01	до 4,0

### Марки жаропрочных нержавеющей сталей производства СНГ и их назначение [8–10]

**08X13 (ЭИ 496)** – нержавеющая мартенситная сталь, содержит 0,08% углерода. Используется для изготовления ножей, инструментов, деталей бытовой техники.

**08X17, (ЭИ 645)** – мартенситная нержавеющая сталь, содержит 0,08% углерода и 17% хрома. Применяется в производстве ножей, подшипников, инструментов.

**08X18Т1 (электроды ОЗЛ-11)** – хромоникелевая нержавеющая сталь, имеет высокую стойкость к коррозии, широко используется в химической промышленности и при производстве химических реакторов.

**10X23Н18, (ЭИ 417)** – аустенитная нержавеющая сталь, содержит 10% никеля и 18% хрома. Применяется в химической, пищевой и медицинской промышленности.

**12X13** – мартенситная сталь. Используется для изготовления ножей, подшипников, деталей механизмов.

**12X17 (ЭИ 496)** – мартенситная сталь. Применяется для производства инструментов, ножей, подшипников.

**14X17Н2 (ЭИ 268)** – аустенитно-ферритная сталь, содержит 14% хрома и 2% никеля. Используется в химической и нефтегазовой промышленности.

**20X23Н18 (ЭИ 417)** – сверхстойкая нержавеющая сталь. Применяется в агрессивных химических средах, а также в пищевой и медицинской промышленности.

**20X13** – мартенситная нержавеющая сталь. Используется для изготовления ножей, подшипников, деталей оборудования.

**30X13 (ЭИ 72)** – мартенситная нержавеющая сталь. Применяется в медицинском оборудовании, приборах и бытовых товарах.

**40X13** – высокоуглеродистая мартенситная сталь. Используется для изготовления ножей, подшипников, деталей оборудования.

**ХН32Т (ЭП 670)** – сплав, в основе которого соединения никеля, выдерживает температуру до 800 °С. Применяется при изготовлении газоотводящих труб для химического машиностроения.

**ХН35ВТ (ЭИ 612)** – сплав для работы в агрессивных средах при высоких температурах. Используется для производства роторов, пружин и лопаток, функционирующих при температуре до 650 °С.

**ХН38Т (ЭИ 703Б)** – сплав на основе соединений железа и никеля, а также марганца и кремния, отвечающих за прокаливаемость и теплостойкость. Применяется для производства роликов для промышленных печей обжига керамики, конвейерных сеток и термопар;

**ХН45Ю (ЭП 747)** – термостойкая сталь на основе хрома и никеля, отличающаяся прочностью, свариваемостью и ползучестью. Из соединения делают камеры внутреннего сгорания и форсажа.

**ХН60ВТ (ЭИ 868)** – хромо-никеливая сталь, легированная титаном и вольфрамом. Востребована в производстве реактивных турбинных моторов, а также для ТЭНов промышленных агрегатов и бытовых приборов.

**ХН70Ю (ЭИ 652)** – применяется при выпуске деталей, работающих под умеренным напряжением, проволоки для энергетического машиностроения, сварочных электродов, а также узлов, эксплуатирующихся в средах с повышенной радиоактивностью.

**ХН78Т (ЭИ 435)** – выдерживает температуру до 1400 °С, подходит для изготовления труб для газовых магистралей и нефтепроводов, жаропрочных корпусов термопар.

### Выводы

Проведен анализ соответствия отечественных жаропрочных сталей и зарубежных аналогов по стандартам EN, AISI, ASTM и AFNOR. Изучены механические свойства для сталей системы AISI (напряжение на разрыв, предел текучести, удлинение на разрыв для различных образцов (цельнотельных, полос, трубчатых), твердость по Бринеллю и Роквеллу). Проведено сравнение сфер применения основных жаропрочных сталей производства СНГ и системы AISI.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Структура и свойства аустенитной стали AISI 316L после безводородного азотирования / А. С. Гренадёр [и др.] // Успехи прикладной физики. – 2022. – Т. 10, № 5. – С. 469–479.
2. Effect of Boron Distribution on the Intergranular Corrosion Resistance of UNS S32506 Duplex Stainless Steels / T. Takayuki [et al.] // Journal of the Electrochemical Society. – 2019. – № 166. – P. 375–381.
3. Дергач, Т. А. Влияние бора на микроструктуру и свойства труб из низкоуглеродистой аустенитной хромоникелевой стали / Т. А. Дергач // Вопросы атомной науки и техники. – 2005. – № 5. – С. 80–86.

4. Electrochemical corrosion behavior of spray-formed boron-modified supermartensitic stainless steel / G. Zepon [et al.] // *Metall Mater Trans A*. – 2017. – № 48. – P. 2077–2089.
5. Design of wear resistant boron-modified supermartensitic stainless steel by spray forming process / G. Zepon [et al.] // *Materials & Design*. – 2015. – № 83. – P. 214–223.
6. Особенности микроструктуры, фазового состава и возможности упрочнения нержавеющей стали с 13–17% Cr / Д. А. Пумпянский [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2022. – № 65. – С. 644–653.
7. Приданцев, М. В. Высокопрочные аустенитные стали / М. В. Приданцев, Н. П. Талов, Ф. М. Левин. – М.: Металлургия, 1969. – 247 с.
8. Шпайдель, М. О. Новые азотсодержащие аустенитные нержавеющей стали с высокими прочностью и пластичностью / М. О. Шпайдель // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2005. – № 11. – С. 9–13.
9. Банных, О. А. Азот как легирующий элемент в сплавах на основе железа / О. А. Банных, В. М. Блинов, М. В. Костина // Фазовые и структурные превращения в сталях: труды школы-семинара. Вып. 3. – Магнитогорск: Дом печати, 2003. – С. 157–192.
10. Effect of modification of oxide layer on NiTi stent corrosion resistance / C. Trépanier [et al.] // *Journal of biomedical materials research*. – 1998. – № 43. – P. 433–440.
11. Браун, М. П. Аналитический расчет поверхностной активности ниобия, циркония и лантана / М. П. Браун, Н. И. Матювенко // Редкоземельные металлы и сплавы. – М.: Наука, 1971. – С. 73–75.
12. Березовская, В. В. Система легирования высокоазотистых аустенитных сталей, структура, механические и коррозионные свойства / В. В. Березовская // Инновации в материаловедении и металлургии: материалы I Междунар. интеракт. науч.-практ. конф. – Екатеринбург: Изд-во Уральского ун-та, 2012. – Ч. 1. – С. 257–266.

## REFERENCES

1. Grenaderov A. S., Oskirko V. O., Zakharov A. N. [et al.]. Struktura i svojstva austenitnoj stali AISI 316L posle bezvodородногo азотирования [Structure and properties of austenitic AISI 316L steel after hydrogen-free nitriding]. *Uspekhi prikladnoj fiziki = Successes of Applied Physics*, 2022, vol. 10, no. 5, pp. 469–479.
2. Takayuki T. [et al.] Effect of Boron Distribution on the Intergranular Corrosion Resistance of UNS S32506 Duplex Stainless Steels. *Journal of the Electrochemical Society*, 2019, no. 166, pp. 375–381.
3. Dergach T. A. Vliyanie bora na mikrostrukturu i svojstva trub iz nizkouglerodistoj austenitnoj hromonikelevoj stali [The effect of boron on the microstructure and properties of pipes made of low-carbon austenitic chromium-nickel steel]. *Voprosy atomnoj nauki i tekhniki = Issues of atomic science and technology*, 2005, no. 5, pp. 80–86.
4. Zepon G. [et al.] Electrochemical corrosion behavior of spray-formed boron-modified supermartensitic stainless steel. *Metal Mater Trans A*, 2017, no. 48, pp. 2077–2089.
5. Zepon G. [et al.] Design of wear resistant boron-modified supermartensitic stainless steel by spray forming process. *Materials & Design*, 2015, no. 83, pp. 214–223.
6. Pumpyansky D. A., Pyshmintsev I. Yu., Bitjukov S. M., Gervasiev M. A., Gusev A. A. Osobennosti mikrostruktury, fazovogo sostava i vozmozhnosti uprochneniya nerzhavayushchih staley s 13–17% Cr [Features of microstructure, phase composition and the possibility of strengthening stainless steels with 13–17% Cr]. *Izvestiya vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaya Metallurgiya = News of higher educational institutions. Ferrous Metallurgy*, 2022, no. 65, pp. 644–653.
7. Pridantsev M. V., Talov N. P., Levin F. M. *Vysokoprochnye austenitnye stali* [High-strength austenitic steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969, 247 p.
8. Shpaidel M. O. Novye azotsoderzhashchie austenitnye nerzhavayushchie stali s vysokimi prochnost'yu i plastichnost'yu [New nitrogen-containing austenitic stainless steels with high strength and ductility]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal science and heat treatment of metals*, 2005, no. 11, pp. 9–13.
9. Bannykh O. A., Blinov V. M., Kostina M. V. Azot kak legiruyushchij element v splavah na osnove zheleza [Nitrogen as an alloying element in iron-based alloys]. *Fazovye i strukturnye prevrashcheniya v stalyah: trudy shkoly-seminara. Vyp. 3 = Phase and structural transformations in steels: Proceedings of the seminar school. Vol. 3*. Magnitogorsk: Dom pečhati Publ., 2003, pp. 157–192.
10. Trépanier C. [et al.] Effect of modification of oxide layer on NiTi stent corrosion resistance. *Journal of biomedical materials research*, 1998, no. 43, pp. 433–440.
11. Brown M. P., Matyuchenko N. I. Analiticheskij raschet poverhnostnoj aktivnosti niobiya, cirkoniya i lantana [Analytical calculation of surface activity of niobium, zirconium and lanthanum]. *Redkozemel'nye metally i splavy = Rare earth metals and alloys*. Moscow, Nauka Publ., 1971, pp. 73–75.
12. Berезovskaya V. V. Sistema legirovaniya vysokoazotistyh austenitnyh staley, struktura, mekhanicheskie i korrozionnye svojstva [Alloying system for high-nitrogen austenitic steels, structure, mechanical and corrosion properties]. *Innovacii v materialovedenii i metallurgii: materialy I Mezhdunar. interakt. nauch.-prakt. konf. = Innovations in materials science and metallurgy: materials I International. interact. conf.* Yekaterinburg, Izd-vo Ural'skogo un-ta, 2012, part 1, pp. 257–266.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-88-97>  
УДК 543.39:665.081

Поступила 23.05.2025  
Received 23.05.2025

## АНАЛИЗ АНАЛОГОВ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ СИСТЕМАМ AISI (США), EN (ЕВРОПА), JIS (ЯПОНИЯ), GB (КНР), ГОСТ (СНГ)

*Б. М. НЕМЕНЕНОК, А. С. ПАНАСЮГИН, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: litteh@bntu.by*

*А. Р. ЦЫГАНОВ, ЧУВО «Международный институт управления и предпринимательства», г. Минск, Беларусь, ул. Славинского, 1/3*

*Н. П. МАШЕРОВА, Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а*

*И. Л. КУЛИНИЧ, ЯО ЛИНЬ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65*

*За последние 15–20 лет закуплено достаточно много оборудования различного назначения, при поломке которого возникает необходимость замены вышедших из строя деталей, но в связи с введением санкций появились определенные трудности. В частности, не всегда возможно определить соответствие материалов оригинальных изделий и их аналогов, произведенных в СНГ, способов их термической обработки и механических свойств. В настоящей статье представлен анализ нержавеющей сталей из различных стран-производителей (США, Европы, Японии, КНР и СНГ).*

**Ключевые слова.** Аналог нержавеющей сталей по системам AISI, EN, JIS, GB, ГОСТ.

**Для цитирования.** Немененок, Б. М. Анализ аналогов нержавеющей сталей системам AISI (США), EN (Европа), JIS (Япония), GB (КНР), ГОСТ (СНГ) / Б. М. Немененок, А. С. Панасюгин, А. Р. Цыганов, Н. П. Машерова, И. Л. Кулинич, Яо Линь // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 88–97. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-88-97>.

## ANALYSIS OF STAINLESS STEEL ANALOGS TO AISI (USA), EN (EUROPE), JIS (JAPAN), GB (CHINA), GOST (CIS) SYSTEMS

*B. M. NEMENYONOK, A. S. PANASYUGIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: litteh@bntu.by*

*A. R. TSYGANOV, International Institute of Management and Entrepreneurship, Minsk, Belarus, 1/3, Slavinskogo str.*

*N. P. MASHEROVA, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str.*

*I. L. KULINICH, YAO LIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.*

*Over the past 15–20 years, a substantial amount of imported equipment for various purposes has been acquired. When such equipment breaks down, there is often a need to replace damaged components. However, with the imposition of international sanctions, certain difficulties have arisen. One of the major challenges involves the inability to accurately determine the equivalency between the materials used in original foreign components and those available in the CIS, including their heat treatment methods and mechanical properties. This issue complicates the selection of suitable domestic alternatives.*

**Keywords.** Stainless steel equivalents, AISI, EN, JIS, GB, GOST.

**For citation.** Nemenyionok B. M., Panasyugin A. S., Tsyganov A. R., Masherova N. P., Kulinich I. L., Yao Lin. Analysis of stainless steel analogs to AISI (USA), EN (Europe), JIS (Japan), GB (China), GOST (CIS) systems. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 88–97. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-88-97>.

В различных странах используются свои стандарты для сплавов, нержавеющей и инструментальных сталей (табл. 1). Цель данной работы – проведение анализа аналогов нержавеющей сталей (США, Европы, Японии, КНР и СНГ).

Европейские производители представлены 18 странами (позиции 2–10, 13–16, 26–30), однако в США используют 9 систем (позиции 17–25) [1–7].

В связи с тем, что наиболее часто в мировой практике при выборе аналогов нержавеющей сплавов, инструментальных и нержавеющей сталей применяют стандарт AISI, в данной работе именно он будет

Таблица 1. Системы стандартов сталей

№ пп	Страна	Сокращенное название системы	Полное название системы
1	Австралия	AS	Australian Standart
2	Австрия	ONORM	Austrian Standards
3	Бельгия	NBN	Bureau de Normalisation
4	Болгария	BDS	Bulgarian Institute for Standardization
5	Венгрия	MSZ	Magyar Szabványügyi Testület
6	Великобритания	B.S.	British Standart
7	Германия	DIN	Deutsche Industrie Norm
8	Европейский союз	EN	European Norm
9	Италия	UNI	Italian National Standards
10	Испания	UNE	Espaniol National Standards
11	Канада	CSA	Canadian Standards Association
12	Китай	GB	National Standards 中华人民共和国国家标准
13	Норвегия	NS	Standards Norway
14	Польша	PN	Poland Norm
15	Румыния	STAS	
16	Россия	ГОСТ	Межгосударственный стандарт
17	США	AISI	American Iron and Steel Institute
18	США	ACI	American Concrete Institute
19	США	ANSI	American National Standards Institute
20	США	AMS	American Mathematical Society: Mathematics Research and Scholarship
21	США	ASME	American Society of Mechanical Engineers
22	США	ASTM	American Society of Testing and Materials
23	США	AWS	American Welding Society
24	США	SAE	Society of Automotive Engineers
25	США	UNS	The Unified Number System
26	Финляндия	SFS	Finnish Standards Association
27	Франция	AFNOR NF	Association Francaise de Normalisation 10027
28	Чехия	CSN	Czech State Norm
29	Швеция	SS	Swedish Standart
30	Швейцария	SNV	Schweizerische Normen-Vereinigung
31	Япония	JIS	Japanese Industrial Standart
32	Интернациональный стандарт	ISO	International Organization for Standardization

выступать в качестве реперной точки для определения химического состава, механических свойств, коррозионной и термической устойчивости.

Согласно стандарту AISI, нержавеющие стали делятся на три группы: хром-никель-марганец 200, хромоникелевые и хромоникелевые-молибденовые 300, хромистые 400.

Стали группы 200 являются недорогим заменителем 300-й категории. В составе присутствуют хром до 19%, никель до 5%, марганец до 10% и небольшие присадки других компонентов. Обладают высокой прочностью, неплохой коррозионной стойкостью к умеренно агрессивным воздействиям. Хорошо свариваются и формуются. Их активно применяют при производстве мебели, бытовых приборов, некоторых видов технологического оборудования. Могут использоваться в строительстве при условии их нахождения внутри помещения.

Стали группы 300 пользуются самым высоким спросом (например, марки AISI 304, 316 и 321). Характеризуются оптимальным соотношением прочности и пластичности, обладают хорошими показателями обрабатываемости, свариваемости, жаропрочности, устойчивостью к широкому спектру коррозионных воздействий [8–16].

Стали группы 400 являются аналогом дорогостоящей хромоникелевой стали. В них никель заменяют на менее дорогой марганец и азот. Хорошо показывают себя при эксплуатации в задачах, где требуется выдержать высокотемпературный режим. Используются при производстве теплообменных аппаратов, печного оборудования, систем выхлопа и др.

Из общих достоинств нержавеющей стали следует назвать экологичность, гигиеничность и инертность. При взаимодействии с технологической и окружающей средой она не вступает с ними в реакции, не выделяет вредных примесей. За счет этого она востребована в пищевой, фармацевтической

и фармакологической промышленности. Из нее изготавливают трубопроводы, аппараты и машины, конструкции и др. Также стоит отметить пожаробезопасность: процессы горения не поддерживаются, поэтому такую сталь можно использовать во взрыво- и пожароопасных условиях.

В числе наиболее мощных производителей можно выделить США, Китай и Россию, к производителям самых качественных сплавов относятся Австрия, Германия, Россия, Швеция, Швейцария и Япония.

В табл. 2 сопоставлены марки нержавеющей стали основных стран-производителей.

Т а б л и ц а 2. Аналоги нержавеющей стали

Группа нержавеющей стали	Страна-производитель				
	AISI (США)	EN (Европа)	JIS (Япония)	GB (КНР)	ГОСТ (СНГ)
Аустенитные	304	1.4301	SUS 304	0Cr18Ni9	08X18H10
	304H	1.4948		07Cr19Ni9	12X18H9
	304L	1.4306	SUS 304L	00Cr19Ni10	03X18H11
	(304L)	1.4307			03X18H10
	316	1.4401	SUS 316	0Cr17Ni12Mo2	03X17H14M2
	316L	1.4404	SUS 316L		03X17H13M2
	316L	1.4435	SUS 316L	00Cr17Ni14Mo2	03X17H14M2
	316	1.4436	SUS 316	0Cr17Ni12Mo2	
	316Ti	1.4571	SUS 316Ti	0Cr18Ni12Mo2Ti	10X17H13M2T
Ферритные	403, 410S	1.4000	SUS 410S	0Cr13	08X13
		1.4003		03Cr12Ni	
	430	1.4016	SUS 430	1Cr17	12X17
	430Ti, 439	1.4510	SUS 430LX	00Cr17	08X17T
	441	1.4509		03Cr18NbTi	
	409	1.4512		00Cr18Mo2	
Мартенситны	410	1.4302	SUS 410	1Cr13	12X13
	420	1.4021	SUS 420J1	2Cr13	20X13
	420F	1.4028	SUS 420J2	3Cr13	30X13
		1.4031	SUS420J3	4Cr13	40X13
		1.4034		4Cr13	40X13
Жаропрочные аустенитные	309	1.4828		2Cr23Ni13	20X20H14C2
	309S	1.4833		0Cr23Ni13	20X25H20C2
	314, 310	1.4841		2Cr25Ni20	20X25H20C2
	310S	1.4845		0Cr25Ni20	20X23H18
	321	1.4878			

В табл. 3 представлен химический состав инструментальных и нержавеющей сталей, широко используемых в последнее время [14, 16]. После железа и углерода наиболее часто в них применяется хром, марганец, молибден, ванадий и никель.

В табл. 4 приведены механические свойства сталей по AISI и их аналогов по DIN, BS(i), JIS.

В табл. 5 представлены дополнительные буквенные обозначения специальных методов изготовления сталей и сплавов.

### Материалы и методы исследований

Для исследований использовали представленное ниже оборудование.

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

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

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

Т а б л и ц а 3. Химический состав импортных инструментальных и нержавеющей сталей

Марка стали	Химический элемент, %										Оптимальная твердость, HRC	
	C	Cr	Cu	Co	Mn	Ni	V	Mo	W	Si		
1095	0,9–1,0				0,5							57–62
5160	0,55–0,65				0,7–1,0							57–60
52100	1,0–1,1	1,5			0,5							57–62
A-2	1,0	5,25			0,6		0,25	1,0				57–62
A-4	1,0	1,0			2,0			1,0				
D-1	1,0	12,0			0,6	0,5	1,1	1,0				57–60
D-2	1,5	12,0						1,0				
D-3	2,25	12,0						1,0				
L-1	1,0									1,25		
L-2	0,5–1,1						0,2			1,0		
L-6	0,7	0,75				1,5		0,25				
L-7	1,0	1,4			0,5			0,4				
G-2(GIN-1)	0,9	15,5			0,8			0,3				58–60
M-2	1,0	4,5			0,3	0,3	2,5	5,5	5,5			60–65
S-1	0,5	1,5					2,5					
S-2	0,5							0,5		0,5		
S-3	0,5	0,75					1,0					
O-1	0,9	0,5			1,0		0,5					
O-2	0,9				1,6							
O-6	1,45				1,0			0,25		1,25		
W-2	0,6–1,4						0,3					
W-3	1,0						0,5					
W-4	0,6–1,2					0,3						
ATS-34	1,0	14,5			0,4			4,0				59–61
ATS-55	1,0	14,0	0,2	0,4	0,5			0,6				60–62
VG-10	1,0	15,0		1,4	0,5		0,3	1,1				60–62
AUS-6	0,6	13,0			1,0	0,5	0,2					57–58
AUS-8	0,75	14,0			0,5	0,5	0,15	0,2				58–59
AUS-10	1,0	13,5			0,5	0,5	0,15	0,25				58–60
AUS-118	0,95	18,0			0,5		0,5	1,4				59–60
CPM 440V	2,15	17,0			0,4		5,5	0,4				55–57
CPM 420V	2,2	14,0					9,0	1,0				56–58
CPM 10V	2,45	5,5			0,5		9,75	1,0				56–58
CPM 3V	0,8	7,5					2,75	1,3				58–60
154 CM	1,0	14,0			0,5			4,0				58–60
Sandvic12C27	0,65	14,0			0,4							54–56
440A	0,65	18,0			1,0			0,75				54–56
440C	1,1	18,0			1,0			0,75				58–60
420Modified	0,50	13,0			0,9			0,6				54–56
425Modifitd	0,65	15,0			0,4			0,8				56–60
420	0,35	13,5			1,0							52–56

Т а б л и ц а 4. Механические свойства сталей по AISI и их аналогов

Классификация сталей	Страна-производитель				Механические свойства							
	США	Германия	Великобритания	Япония	Условный предел текучести		Напряжение на разрыв		Удлинение на разрыв, %	Твердость (макс.)		
	AISI	DIN W-Nr	DIN кр. наименов.	BS(i)	кгс/мм <sup>2</sup>	Н/мм <sup>2</sup>	кгс/мм <sup>2</sup>	Н/мм <sup>2</sup>		HB	HRB	HV
Аустенитные	301	1.4310	X12Cr Ni177	Sus 301	21	206	53	520	40	187	90	200
	304	1.4301	XDCr Ni 189	Sus 304	21	206	53	520	40	187	90	200
	304L	1.4306	X3Cr Ni89	Sus 304L	18	177	49	481	40	187	90	200
	305	1.4303	X5Cr Ni1911	Sus 305	18	177	49	481	40	187	90	200
	310S	1.4341	X15Cr Ni Si 2520	Sus 310S	21	206	53	520	40	187	90	200
	316	1.4401	X15Cr Ni Mo 1810	Sus 316	21	206	53	520	40	187	90	200
	316L	1.4435	X15Cr Ni Mo 1812	Sus 316L	18	177	49	481	40	187	90	200
Ферритные	430	1.4016	X8Cr 17	Sus 430	21	206	46	451	22	183	88	200
	434	1.4113	–	Sus 434	21	206	46	451	22	183	88	200
Мартенситные	410	1.4006	X10Cr 13	Sus 410	21	206	45	441	20	200	93	210
	420	1.4021	X20Cr 13	Sus 420J1	23	226	53	520	18	223	97	234
	420	1.4034	X40Cr 13	Sus 420J2	23	226	55	539	18	235	99	247

Таблица 5. Дополнительные буквенные обозначения специальных методов изготовления

Обозначения	Значение
-ВД	Вакуумно-дуговой переплав
-ВИ	Вакуумно-индукционный переплав
-ВП	Вакуумно-плазменный переплав
-ГР	Газокислородное рафинирование
-ВО	Вакуумно-кислородное рафинирование
-Ш	Шлаковый переплав
-ВП	Прямого восстановления
-ПТ	Плазменная выплавка
-П	Плазменно-дуговой переплав
-ЭЛ	Электронно-лучевой переплав
-СПШ	Обработка синтетическим шлаком
-ГШ	Плазменная выплавка плюс электрошлаковый переплав
-ШД	Шлаковый переплав плюс вакуумно-дуговой переплав
-ШЛ	Шлаковый переплав плюс электронно-лучевой переплав
-ШП	Электронно-лучевой плюс плазменно-дуговой переплав
-ПП	Плазменная выплавка плюс плазменно-дуговой переплав
-ПД	Плазменная выплавка плюс вакуумно-дуговой переплав
-ПШ	Плазменная выплавка плюс электрошлаковый переплав
-ИД	Вакуумно-индукционная выплавка плюс вакуумно-дуговой переплав
-ИШ	Вакуумно-индукционная выплавка плюс электронно-шлаковый переплав

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

Портативный рН/мВ/°С-метр Hanna 8314 предназначен для измерения рН, мВ, редокс-потенциала и температуры.

Для проведения эксперимента по исследованию коррозионной устойчивости образцов Hastelloy В, В-2, С, С22 и G30, а также наиболее популярных марок нержавеющей стали, выпущенных по стандарту AISI, и стали 20Х13 использовали лабораторную установку (рис. 1). В реактор помещали заданную навеску исследуемого материала (как правило, 1,5–2,0 г). Взвешивание образцов производили на электронных

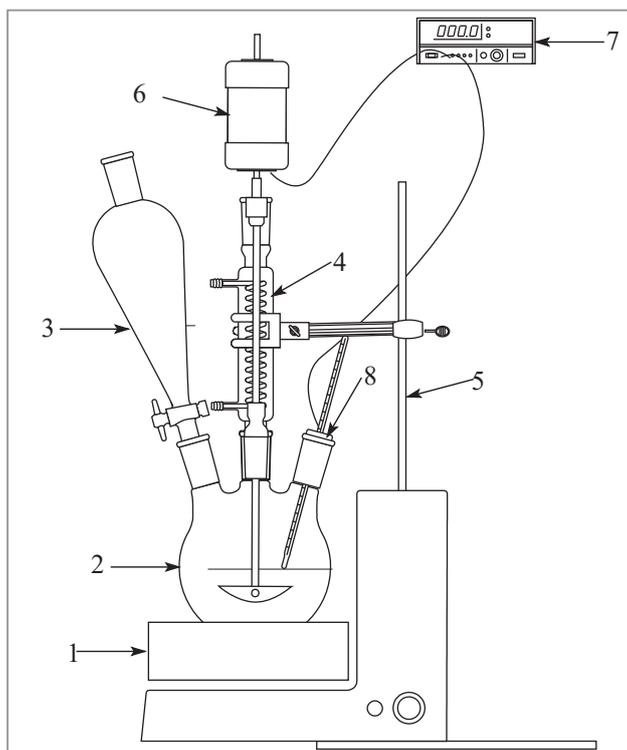


Рис. 1. Схема лабораторной установки для изучения коррозионной устойчивости образцов:  
 1 – термостат; 2 – трехгорлая колба (реактор); 3 – делительная воронка; 4 – обратный холодильник; 5 – штатив;  
 6 – механическая мешалка; 7 – электронный регулятор температуры «Сосна 004»; 8 – управляющий термометр

весах OHAUS Explorer Pro. Через делительную воронку добавляли серную и соляную кислоты с заданными концентрациями при постоянном перемешивании и постоянной температуре. Для предотвращения изменения концентраций кислот в ходе эксперимента за счет испарения применяли обратный холодильник.

### Результаты и их обсуждение

В ходе исследований изучена коррозионная стойкость сталей и сплавов.

Особое внимание обращает на себя группа сплавов Hastelloy, созданных на основе никеля и имеющих высокую стойкость к коррозии (табл. 6). Такие сплавы используют в атомных и химических реакторах, применяют с газотермическим напылением на поверхности. Выпускается большое разнообразие марок, например, Hastelloy C-276 – это никелевый сплав с добавлениями хрома, молибдена и вольфрама. Материал устойчив к точечной, щелевой коррозии и окислам. С азотной кислотой совместим плохо, но эффективен при взаимодействии с серной и соляной кислотами, а также с растворителями. Отличительная особенность C-276 – возможность его эксплуатации при высоком давлении.

Таблица 6. Основные группы сплавов Hastelloy, выпускаемые на окончание 2022 г.

Марки сплавов Hastelloy										
A	B	C	D	G	H	N	R	S	W	X
	B	C	D	G	H9M	N	R235	S	W	X
	B1	C4		G2						
	B2	C22		G3						
	B3	C2000		G30						
		C263		G50						
		C276								

В состав сплавов Hastelloy, как правило, входит молибден, также могут присутствовать хром, железо, углерод. В качестве легирующих добавок часто применяются кобальт, медь, марганец, титан, цирконий, алюминий, вольфрам, ванадий и ниобий [17–25] (табл. 7).

Таблица 7. Химический состав наиболее часто используемых сплавов Hastelloy

Сплав	Химический элемент, %									
	Co	Cr	Mo	W	Fe	Si	Mn	C	Ni	Другое
B-2	1,0*	1,0*	28,0	–	2,0*	0,1*	1,0*	0,01*	Основа	–
B-3	3,0*	1,5	28,5	3,0*	1,5	0,1*	3,0*	0,01*	65 min.	Al 0,5*, Ti 0,2*
C-4	2,0*	16,0	16,0	–	3,0*	0,08*	1,0*	0,01*	Основа	Ti 0,7*
C-2000	2,0*	23,0	16,0	–	3,0*	0,08*	–	0,01*	Основа	Cu 1,6
C-22	2,5*	22,0	13,0	3,0	3,0	0,08*	0,5*	0,01*	Основа	V 0,35*
C-276	2,5*	16,0	16,0	4,0	5,0	0,08*	1,0*	0,01*	Основа	V 0,35*
G-30	2,0*	30,0	5,5	2,5	15,0	1,0*	1,5*	0,03*	Основа	Nb 0,8*, Cu 2,0*
N	0,2*	7,0	16,0	0,5*	5,0*	1,0*	0,8*	0,08*	Основа	Al + Ti 0,5*, Cu 0,35*
W	2,5*	5,0	24,0	–	6,0	1,0*	1,0*	0,12*	Основа	V 0,6*

Примечание: \* – легирующие добавки.

Поскольку сплавы Hastelloy B, B-2, C, C22 и G30 часто используются для изготовления элементов вакуумных печей и механических деталей для оборудования, эксплуатация которых предполагает контакт с окислительными средами, были проведены исследования по определению коррозионной стойкости вышеуказанных сплавов и ряда легирующих элементов по отношению к серной и соляной кислотам различной концентрации при различных температурах (рис. 2, 3) [18, 24]. Следует отметить, что в ряде источников упоминается о наличии циркония и тантала в сплавах, но не указано даже их примерное содержание. Вероятно, данный момент связан с соблюдением коммерческой тайны.

В ходе дальнейших исследований изучена коррозионная стойкость нержавеющей сталей, выпускаемых по стандарту AISI (США), и их аналогов (СНГ) рис. 4–5.

В табл. 8 приведены данные коррозионной устойчивости для различных условий по ряду параметров, включающих в себя питтинговую (точечную) коррозию, коррозию сварных швов и механические нагрузки (предел прочности и предел упругости) для наиболее популярных марок нержавеющей сталей из серии AISI (201, 304, 321, 316 и 430) [8–10].

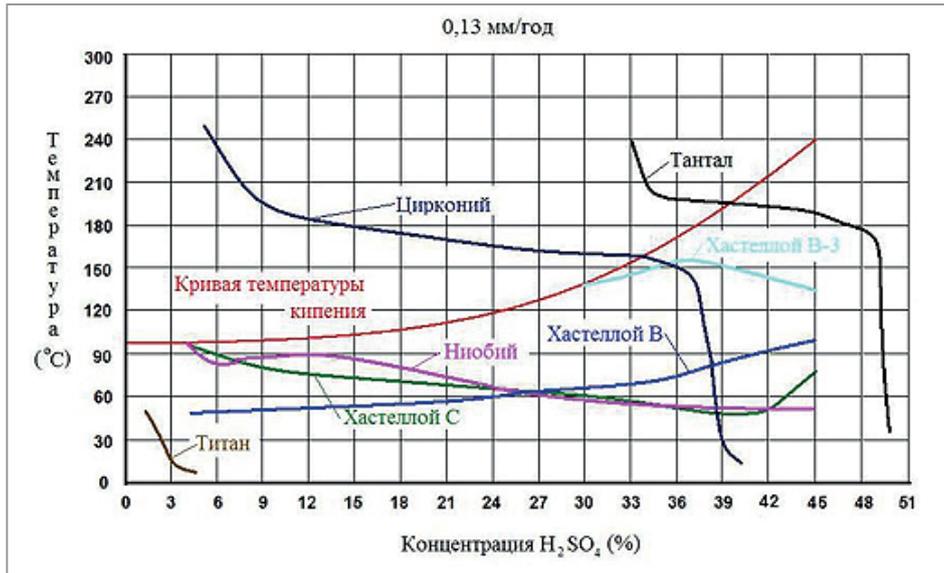


Рис. 2. Коррозионная стойкость материалов в серной кислоте ( $H_2SO_4$ )

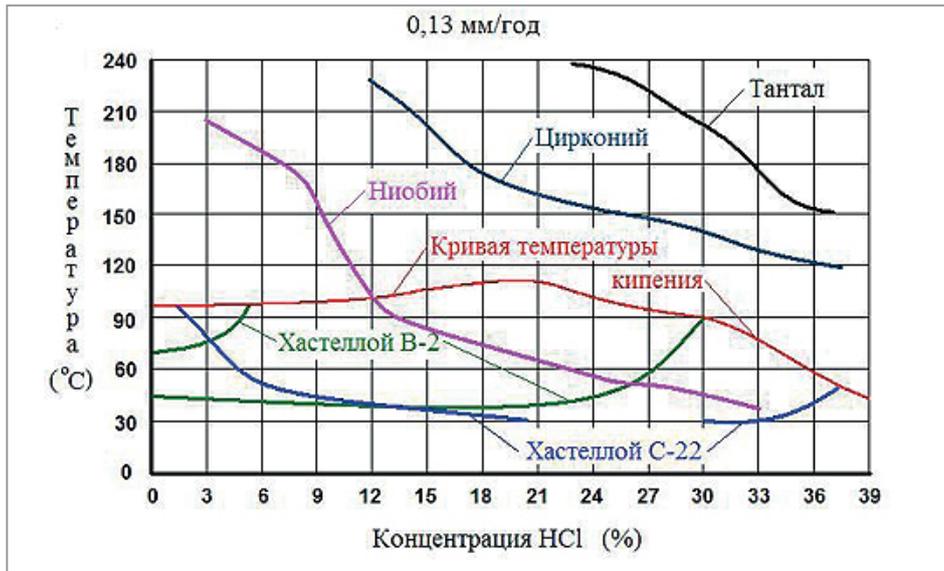


Рис. 3. Коррозионная стойкость материалов в соляной кислоте ( $HCl$ )

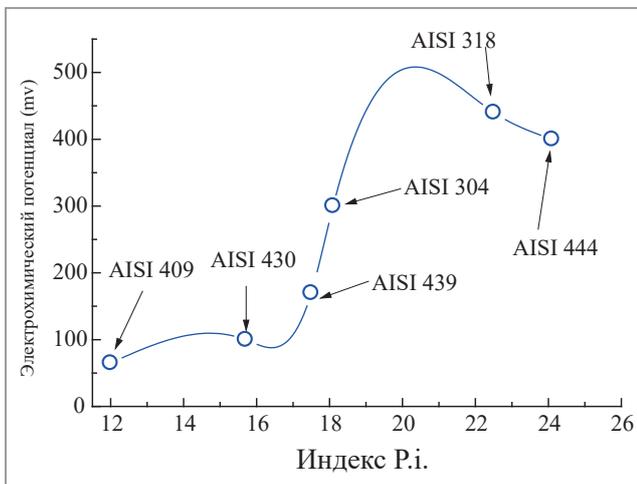


Рис. 4. Коррозионная стойкость популярных марок нержавеющей стали

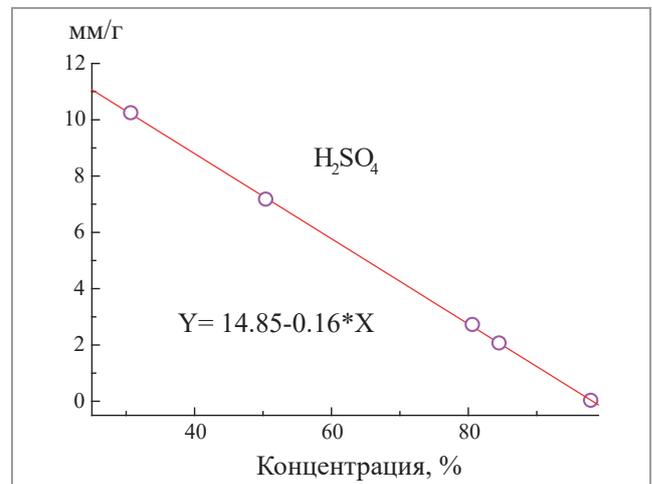


Рис. 5. Скорость растворения (коррозии) стали 20X13 в зависимости от концентрации серной кислоты (30–96%) при 25 °C

Таблица 8. Коррозионная стойкость марок нержавеющей стали

Условия	AISI 201	AISI 304	AISI 321	AISI 316	AISI 430	Параметр
Комнатные условия	+++	+++	+++	+++	++	Коррозия питтинговая (точечная)
	+++	+++	+++	+++	++	Коррозия сварного шва
	+++	++	++	++	+	Механическая нагрузка
Атмосферные условия	+++	++	++	+++	+	Коррозия питтинговая (точечная)
	++	+++	+++	+++	+	Коррозия сварного шва
	+++	++	++	++	+	Механическая нагрузка
Агрессивная бытовая среда	+	++	++	+++	–	Коррозия питтинговая (точечная)
	+	++	+++	+++	–	Коррозия сварного шва
	+++	++	++	++	–	Механическая нагрузка
Агрессивная промышленная среда	+	+	++	++	–	Коррозия питтинговая (точечная)
	–	+	++	++	–	Коррозия сварного шва
	+++	++	++	++	–	Механическая нагрузка

Примечания: – малая степень параметра; + ниже средней; ++ средняя; +++ высокая.

Комнатные условия: 18–25 °С, относительная влажность 70–75%.

Атмосферные условия: 25–25 °С, относительная влажность 70–100%.

Агрессивная бытовая среда: 25–45 °С, относительная влажность 70–100%, pH 4–9.

Агрессивная промышленная среда: 25–1100 °С, относительная влажность 70–100%, pH 2–12.

На рис. 6 приведены данные по жаропрочности наиболее часто используемых нержавеющей сталей в странах СНГ и материалов, выпускаемых в США по стандарту AISI. По оси x представлено в процентном соотношении частота упоминания использования в различных агрегатах и процессах согласно [8, 18–21]. Исследование показывает, что в странах СНГ чаще применяются материалы в температурном интервале 800–950 °С, а в США по стандарту AISI – 800–1000 °С.

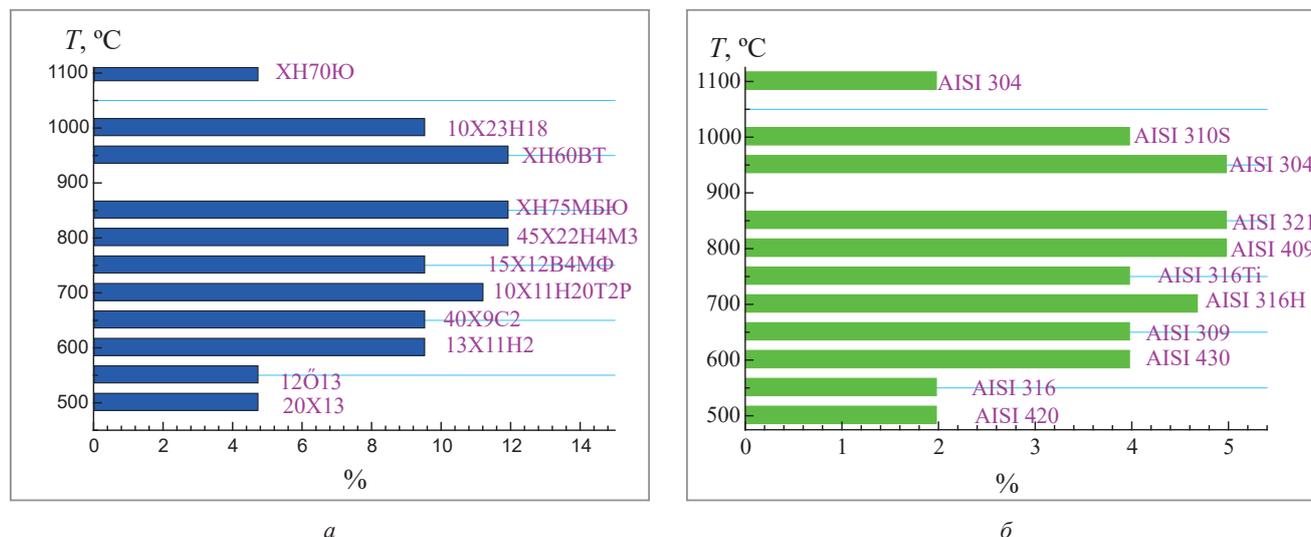


Рис. 6. Жаропрочность наиболее часто используемых нержавеющей сталей: а – страны СНГ; б – США по стандарту AISI

### Выводы

1. В ходе исследования установлены обозначения систем стандартов сталей в различных странах. Европейские производители представлены 18 странами, а в США используют 9 стандартов.
2. Сопоставлены по химическому составу марки нержавеющей сталей основных стран-производителей (США, Европы, Японии, КНР и СНГ).
3. Определены условия коррозионной устойчивости по ряду параметров, включающих в себя питтинговую (точечную) коррозию, коррозию сварных швов и механические нагрузки (предел прочности и предел упругости), для наиболее популярных марок нержавеющей сталей из серии AISI и их аналогов.
4. Согласно данным анализа жаропрочности установлено, что в странах СНГ нержавеющие стали наиболее часто используются в температурном интервале 800–950 °С, а в США (стандарт AISI) – 800–1000 °С.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Структура и свойства аустенитной стали AISI 316L после безводородного азотирования / А. С. Гренадёрв [и др.] // Успехи прикладной физики. – 2022. – Т. 10, № 5. – С. 469–479.
2. **Зибенайхер, Э. Г.** Технология изготовления и материалы / Э. Г. Зибенайхер, Ш. Штайгервальд. – М.: Омега, 2007. – 189 с.
3. **Роде, Е. Я.** Физико-химическое изучение окислов и гидроокислов металлов / Е. Я. Роде // Журнал неорганической химии. – 1956. – № 1. – С. 1430.
4. Atlas of Eh-pH diagrams: Intercomparison of thermodynamic databases / National Institute of Advanced Industrial Science and Technology. – 2005. – 285 p.
5. **Ляо, П. К.** Система В-Сr (бор-хром) / П. К. Ляо, К. Э. Спир // Бюллетень фазовых диаграмм сплавов. – 1986. – № 7. – С. 232–237.
6. Инженерное оборудование зданий и сооружений: энцикл. / под ред. С. В. Яковлева. – М.: Стройиздат, 1994. – 511 с.
7. Effect of Boron Distribution on the Intergranular Corrosion Resistance of UNS S32506 Duplex Stainless Steels / T. Takayuki [et al.] // Journal of the Electrochemical Society. – 2019. – № 166. – P. 375–381.
8. **Дергач, Т. А.** Влияние бора на микроструктуру и свойства труб из низкоуглеродистой аустенитной хромоникелевой стали / Т. А. Дергач // Вопросы атомной науки и техники. – 2005. – № 5. – С. 80–86.
9. Electrochemical corrosion behavior of spray-formed boron-modified supermartensitic stainless steel / G. Zepon [et al.] // Metall Mater Trans A. – 2017. – № 48. – P. 2077–2089.
10. **Wang, H. A.** Comparative study of high boron alloys with 2.0 wt% B based on 304 and 316 stainless steels / H. A. Wang, T. Wang // Materials Letters. – 2021. – Vol. 285.
11. Особенности микроструктуры, фазового состава и возможности упрочнения нержавеющей стали с 13–17% Cr / Д. А. Пумпянский [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная Metallургия. – 2022. – № 65. – С. 644–653.
12. Design of wear resistant boron-modified supermartensitic stainless steel by spray forming process / G. Zepon [et al.] // Materials & Design. – 2015. – № 83. – P. 214–223.
13. **Приданцев, М. В.** Высокопрочные аустенитные стали / М. В. Приданцев, Н. П. Талов, Ф. М. Левин. – М.: Metallургия, 1969. – 247 с.
14. **Шпайдель, М. О.** Новые азотсодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью / М. О. Шпайдель // Metallоведение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 11. – С. 9–13.
15. **Баннх, О. А.** Азот как легирующий элемент в сплавах на основе железа / О. А. Баннх, В. М. Блинов, М. В. Костина // Фазовые и структурные превращения в сталях: труды школы-семинара. Вып. 3. – Магнитогорск: Дом печати, 2003. – С. 157–192.
16. **Crane, F.** Selection and use of engineering materials / F. Crane, J. Charles, J. Furness. – Oxford – Boston: Butterworth Heinemann, 1997. – P. 343.
17. Effect of modification of oxide layer on NiTi stent corrosion resistance / C. Trépanier [et al.] // Journal of biomedical materials research. – 1998. – № 43. – P. 433–440.
18. Эволюция микроструктуры при моделировании сварки ферритной/мартенситной стали, модифицированной бором / М. Ахтар [и др.] // Физика металлов и metallоведение. – 2019. – Т. 120, № 7. – С. 731–745.
19. **Браун, М. П.** Микролегирование стали / М. П. Браун. – Киев: Наукова думка, 1982.
20. **Браун, М. П.** Аналитический расчет поверхностной активности ниобия, циркония и лантана / М. П. Браун, Н. И. Матювенко // Редкоземельные металлы и сплавы. – М.: Наука, 1971. – С. 73–75.
21. **Суриков, В. И.** Термодинамические характеристики соединений Cr<sub>3</sub>Si, Cr<sub>3</sub>Ge, V<sub>3</sub>Si, V<sub>3</sub>Ge / В. И. Суриков, Г. И. Калишевич, П. В. Гельд // Журнал физической химии. – 1975. – Т. 49, № 2. – С. 555–556.
22. **Гуляев, Б. Б.** Синтез сплавов / Б. Б. Гуляев. – М.: Metallургия, 1984.
23. **Stanley, J. T.** Ferrite formation in neutron irradiated type 316 Stainless Steel / J. T. Stanley, K. R. Care // Metallurgical Transactions A. – 1975. – Vol. 6A. – P. 531–535.
24. **Березовская, В. В.** Система легирования высокоазотистых аустенитных сталей, структура, механические и коррозионные свойства / В. В. Березовская // Инновации в metallоведении и metallургии: материалы I Междунар. интеракт. науч.-практ. конф. – Екатеринбург: Изд-во Уральского ун-та, 2012. – Ч. 1. – С. 257–266.
25. **Cetin, M.** Effect of boron added corrosion behavior of cast 304 stainless steel / M. Cetin // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surface. – 2019. – Vol. 55. – P. 1217–1225.

## REFERENCES

1. **Grenaderov A. S., Oskirko V. O., Zakharov A. N.** [et al.]. Struktura i svojstva austenitnoj stali AISI 316L posle bezvodородного азотирования [Structure and properties of austenitic AISI 316L steel after hydrogen-free nitriding]. *Uspekhi prikladnoj fiziki = Successes of Applied Physics*, 2022, vol. 10, no. 5, pp. 469–479.
2. **Siebeneicher E. G., Steigerwald S.** *Tekhnologiya izgotovleniya i materialy* [Manufacturing technology and materials]. Moscow, Omega Publ., 2007, 189 p.
3. **Rode E. Ya.** Fiziko-himicheskoe izuchenie okislov i gidrookislov metalov [Physico-chemical study of metal oxides and hydroxides]. *Zhurnal neorganicheskoy himii = Journal of Inorganic Chemistry*, 1956, no. 1, pp. 1430.
4. Atlas of Eh-pH diagrams: Intercomparison of thermodynamic databases. National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, 2005, 285 p.
5. **Liao P. K., Spear K. E.** Sistema B-Cr (bor-hrom) [The B-Cr (boron-chromium) system]. *Byulleten' fazovyh diagramm splavov = Bulletin of phase diagrams of alloys*, 1986, no. 7, pp. 232–237.
6. **Yakovlev S. V.** (ed.). *Inzhenernoe oborudovanie zdaniy i sooruzhenij: encikl.* [Engineering equipment of buildings and structures]. Moscow, Strojizdat Publ., 1994, 511 p.
7. **Takayuki T.** [et al.] Effect of Boron Distribution on the Intergranular Corrosion Resistance of UNS S32506 Duplex Stainless Steels. *Journal of the Electrochemical Society*, 2019, no. 166, pp. 375–381.

8. **Dergach T.A.** Vliyanie bora na mikrostrukturu i svoystva trub iz nizkoulrodistoj austenitnoj hromonikelevoj stali [The effect of boron on the microstructure and properties of pipes made of low-carbon austenitic chromium-nickel steel]. *Voprosy atomnoj nauki i tekhniki = Issues of atomic science and technology*, 2005, no. 5, pp. 80–86.
9. **Zepon G.** [et al.] Electrochemical corrosion behavior of spray-formed boron-modified supermartensitic stainless steel. *Metal Mater Trans A*, 2017, no. 48, pp. 2077–2089.
10. **Wang H.A., Wang T.** Comparative study of high boron alloys with 2.0 wt% B based on 304 and 316 stainless steels. *Materials Letters*, 2021, vol. 285.
11. **Pumpyansky D.A., Pyshmintsev I.Yu., Bityukov S.M., Gervasiev M.A., Gusev A.A.** Osobennosti mikrostruktury, fazovogo sostava i vozmozhnosti uprochneniya nerzhavayushchih stalej s 13–17% Cr [Features of microstructure, phase composition and the possibility of strengthening stainless steels with 13–17% Cr]. *Izvestiya vysshih uchebnyh zavedenij. Chernaya Metallurgiya = News of higher educational institutions. Ferrous Metallurgy*, 2022, no. 65, pp. 644–653.
12. **Zepon G.** [et al.] Design of wear resistant boron-modified supermartensitic stainless steel by spray forming process. *Materials & Design*, 2015, no. 83, pp. 214–223.
13. **Pridantsev M.V., Talov N.P., Levin F.M.** *Vysokoprochnye austenitnye stali* [High-strength austenitic steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969, 247 p.
14. **Shpaidel M.O.** Novye azotsoderzhashchie austenitnye nerzhavayushchie stali s vysokimi prochnost'yu i plastichnost'yu [New nitrogen-containing austenitic stainless steels with high strength and ductility]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal science and heat treatment of metals*, 2005, no. 11, pp. 9–13.
15. **Bannykh O.A., Blinov V.M., Kostina M.V.** Azot kak legiruyushchij element v splavah na osnove zheleza [Nitrogen as an alloying element in iron-based alloys]. *Fazovye i strukturnye prevrashcheniya v stalyah: trudy shkoly-seminara. Vyp. 3 = Phase and structural transformations in steels: Proceedings of the seminar school. Vol. 3*. Magnitogorsk: Dom pečati Publ., 2003, pp. 157–192.
16. **Crane F., Charles J., Furness J.** *Selection and use of engineering materials*. Oxford, Boston, Butterworth Heinemann, 1997, p. 343.
17. **Trépanier C.** [et al.] Effect of modification of oxide layer on NiTi stent corrosion resistance. *Journal of biomedical materials research*, 1998, no. 43, pp. 433–440.
18. **Akhtar M.** [et al.] Evolyuciya mikrostruktury pri modelirovanii svarki ferritnoj/martensitnoj stali, modificirovannoj borom [Evolution of microstructure in modeling welding of ferrite/martensitic steel modified with boron]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of metals and metal science*, 2019, vol. 120, no. 7, pp. 731–745.
19. **Brown M.P.** *Mikrolegirovanie stali* [Microalloying steel]. Kyiv, Naukova Dumka Publ., 1982.
20. **Brown M.P., Matyuvenko N.I.** Analiticheskij raschet poverhnostnoj aktivnosti niobiya, cirkoniya i lantana [Analytical calculation of surface activity of niobium, zirconium and lanthanum]. *Redkozemel'nye metally i splavy = Rare earth metals and alloys*. Moscow, Nauka Publ., 1971, pp. 73–75.
21. **Surikov V.I., Kalishevich G.I., Geld P.V.** Termodinamicheskie karakteristiki soedinenij  $\text{Cr}_3\text{Si}$ ,  $\text{Cr}_3\text{Ge}$ ,  $\text{V}_3\text{Si}$ ,  $\text{V}_3\text{Ge}$  [Thermodynamic characteristics of the connections  $\text{Cr}_3\text{Si}$ ,  $\text{Cr}_3\text{Ge}$ ,  $\text{V}_3\text{Si}$ ,  $\text{V}_3\text{Ge}$ ]. *Zhurnal fizicheskoy himii = J. physical Chemistry*, 1975, vol. 49, no. 2, pp. 555–556.
22. **Gulyaev B.B.** *Sintez splavov* [Synthesis of alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984.
23. **Stanley J.T., Care K.R.** Ferrite formation in neutron irradiated type 316 Stainless Steel. *Metallurgical Transactions A*, 1975, vol. 6A, pp. 531–535.
24. **Berezovskaya V.V.** Sistema legirovaniya vysokoazotistyh austenitnyh stalej, struktura, mekhanicheskie i korrozionnye svoystva [Alloying system for high-nitrogen austenitic steels, structure, mechanical and corrosion properties]. *Innovacii v materialovedenii i metallurgii: materialy I Mezhdunar. interakt. nauch.-prakt. konf. = Innovations in materials science and metallurgy: materials I International. interact. conf.* Yekaterinburg, Izd-vo Ural'skogo un-ta, 2012, part 1, pp. 257–266.
25. **Cetin M.** Effect of boron added corrosion behavior of cast 304 stainless steel. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surface*, 2019, vol. 55, pp. 1217–1225.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-98-113>  
УДК 669.13.017:620.18; 669.13.017:620.17

Поступила 19.06.2025  
Received 19.06.2025

## АУСФЕРРИТНЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ЧУГУНЫ (ADI): АНАЛИЗ СОВРЕМЕННЫХ СХЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ

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

*И. В. РАФАЛЬСКИЙ, П. Е. ЛУЩИК, Л. П. ДОЛГИЙ*, Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»,  
г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24.

Создана база данных химических составов аусферритных высокопрочных чугунов (ADI) по материалам публикаций в авторитетных научных журналах (*Materials and Design, Materials Science and Engineering A, Journal of Materials Engineering and Performance, Journal of Materials Research and Technology (Elsevier), Metallurgical and Materials Transactions A, International Journal of Metalcasting (Springer), Materials, Metals (MDPI), Materials Transactions JIM, ISIJ International* и др.). Глубина поиска составила 35 лет (1990–2025 гг.), наибольшее внимание уделено публикациям 2020–2025 гг. Проведен статистический анализ химических составов ADI из базы данных, который позволил выявить ряд закономерностей. Установлены значения средних концентраций, стандартных отклонений от средних, границы доверительных интервалов для средних значений концентраций химических элементов с использованием распределения Стьюдента при уровне значимости 0,05. Установлены граничные диапазоны легирования ADI основными элементами: углерод от 2,78 до 3,87%, кремний от 0,28 до 4,69%, марганец от 0,07 до 1,01%, медь от 0,01 до 1,4%, никель от 0,001 до 2,0%, молибден от 0,001 до 0,5%. Построены графики зависимостей частоты распределения исследуемых сплавов ADI от содержания углерода, марганца, меди, никеля, молибдена и магния. Обнаружены характерные максимумы частоты распределения сплавов, приходящиеся на интервалы концентраций следующих элементов: углерод 3,40–3,55% (42% сплавов), кремний 2,03–2,91% (90% сплавов), марганец 0,22–0,41% (41% сплавов). Для меди, никеля и молибдена в ADI не выявлено статистически значимых максимумов концентраций. Проведен анализ частоты распределения сплавов ADI в зависимости от сочетаний концентраций следующих пар химических элементов: C–Si, Si–Mn, Cu–Ni, Mo–Ni, P–S, Mg–C. Выявлены характерные для большинства сплавов комбинации концентраций C–Si и Si–Mn, которые отображаются на диаграммах в виде локальных, четко выраженных зон. Несколько менее выраженные области устойчивых сочетаний концентраций обнаружены для пар Mg–C и P–S. Установлен ряд групп устойчивых сочетаний концентраций Cu–Ni, Mo–Cu, Mo–Ni, отображающихся на диаграммах в виде нескольких соответствующих зон. Выявлены группы ADI: безмолибденовый, низкомедистый, низконикелевый; наиболее широко представлена группа комплексно легированных ADI: 0,6–1,4% Cu, 0,5–2,0% Ni, 0,15–0,3% Mo. Статистический анализ позволил выявить наиболее часто используемые интервалы легирования ADI: углерод 3,50–3,59%, кремний 2,44–2,66%, марганец 0,29–0,38%, медь 0,39–0,62%, никель 0,46–0,81%, молибден 0,13–0,24%, магний 0,042–0,051%, фосфор 0,024–0,035%, сера 0,011–0,015%. В результате статистической обработки всего массива данных определен средневзвешенный химический состав, который рекомендуется в качестве оптимального: 3,54% C, 2,55% Si, 0,33% Mn, 0,51% Cu, 0,64% Ni, 0,18% Mo, 0,046% Mg, до 0,03% P, до 0,01% S. Проведены анализ и сравнение химических составов ряда патентов на составы ADI авторов с выявленным среднестатистическим составом. Предложены направления создания групп экономнолегированных ADI на основе концепции экономного легирования.

**Ключевые слова.** Аусферритный высокопрочный чугун, ADI, бейнитный чугун, химический состав, оптимальный состав, легирующие элементы, медь, никель, молибден, статистический анализ, термическая обработка, аустемперинг, изотермическая закалка.

**Для цитирования.** Покровский, А. И. Аусферритные высокопрочные чугуны (ADI): анализ современных схем легирования / А. И. Покровский, И. В. Рафальский, П. Е. Лущик, Л. П. Долгий // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 98–113. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-98-113>.

## AUSFERRITIC DUCTILE IRONS (ADI): ANALYSIS OF MODERN ALLOYING SCHEMES

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

*I. V. RAFALSKI, P. E. LUSHCHYK, L. P. DOLGIY*, Science and Technology Park of BNTU “Polytechnic”,  
Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolasa str.

A database of chemical compositions of ausferritic ductile irons (ADI) was created based on publications in reputable scientific journals (*Materials and Design*, *Materials Science and Engineering A*, *Journal of Materials Engineering and Performance*, *Journal of Materials Research and Technology* (Elsevier), *Metallurgical and Materials Transactions A*, *International Journal of Metalcasting* (Springer), *Materials*, *Metals* (MDPI), *Materials Transactions JIM*, *ISIJ International* и др.). The search was carried out for 35 years (1990–2025), with the greatest attention paid to publications for the period 2020–2025. A statistical analysis of the chemical compositions of ADI from the database was carried out, which revealed a number of patterns. The values of average concentrations, standard deviations from averages, and confidence interval boundaries for average values of chemical element concentrations were determined using the Student's distribution at a significance level of 0.05. The limiting ranges of ADI alloying with the main elements were established: carbon from 2.78 to 3.87%, silicon from 0.28 to 4.69%, manganese from 0.07 to 1.01%, copper from 0.01 to 1.4%, nickel from 0.001 to 2.0%, molybdenum from 0.001 to 0.5%. Graphs of the dependencies of the distribution frequency of the studied ADI alloys on the content of carbon, manganese, copper, nickel, molybdenum and magnesium were constructed. Characteristic maxima of the distribution frequency of the alloys were found, falling on the ranges of concentrations of the following elements: carbon 3.40–3.55% (42% of alloys), silicon 2.03–2.91% (90% of alloys), manganese 0.22–0.41% (41% of alloys). For copper, nickel and molybdenum in ADI, statistically significant concentration maxima were not revealed. The distribution frequency of ADI alloys was analyzed depending on the concentration combinations of the following pairs of chemical elements: C–Si, Si–Mn, Cu–Ni, Mo–Ni, P–S, Mg–C. Combinations of C–Si and Si–Mn concentrations, characteristic of most alloys, were revealed and displayed on the diagrams as local, clearly defined zones. Somewhat less defined areas of stable concentration combinations were found for the pairs: Mg–C and P–S. A number of groups of stable combinations of Cu–Ni, Mo–Cu, Mo–Ni concentrations were established and displayed on the diagrams as several corresponding zones. ADI groups were revealed: molybdenum-free, low-copper, low-nickel; the most widely represented group is complex-alloyed ADI: 0.6–1.4% Cu, 0.5–2.0% Ni, 0.15–0.3% Mo. Statistical analysis allowed us to identify the most frequently used ADI alloying ranges: carbon 3.50–3.59%, silicon 2.44–2.66%, manganese 0.29–0.38%, copper 0.39–0.62%, nickel 0.46–0.81%, molybdenum 0.13–0.24%, magnesium 0.042–0.051%, phosphorus 0.024–0.035%, sulfur 0.011–0.015%. As a result of statistical processing of the entire data array, the weighted average chemical composition: 3.54% C, 2.55% Si, 0.33% Mn, 0.51% Cu, 0.64% Ni, 0.18% Mo, 0.046% Mg, up to 0.03% P, up to 0.01% S. This composition is recommended as optimal. An analysis and comparison of chemical compositions of a number of patents on ADI compositions of the authors with the identified average statistical composition was carried out. Directions for creating groups of economically alloyed ADI based on the concept of economical alloying are proposed.

**Keywords.** Ausferritic ductile iron, ADI, bainitic cast iron, chemical composition, optimal composition, alloying elements, copper, nickel, molybdenum, statistical analysis, heat treatment, austempering, isothermal hardening.

**For citation.** Pokrovsky A. I., Rafalski I. V., Lushchik P. E., Dolgii L. P. Ausferritic ductile irons (ADI): analysis of modern alloying schemes. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 98–113. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-98-113>.

## Введение

Аусферритный (бейнитный) чугуны получают путем термической обработки (изотермической закалки) специальных марок высокопрочного чугуна (ВЧ). Что касается терминологии, то в большинстве зарубежных статей, материалах научных конференций, стандартах, маркировке отливок сложилось общепринятое устойчивое словосочетание – Austempering Ductile Iron (ADI) – высокопрочный чугун, подвергнутый аустемперингу (аустенизации и изотермической закалке). Немного реже для обозначения аусферритных чугунов используется термин Ausferritic spheroidal graphite cast irons (аусферритный чугун со сфероидальным графитом). В России этот тип чугунов часто продолжают называть бейнитным. В данной статье мы будем придерживаться международной терминологии и называть этот класс чугунов Austempering Ductile Iron (ADI).

Первые публикации по ADI-чугунам относятся к 1950-м гг. За период, прошедший с этого времени, ADI на Западе приобрел репутацию эффективного и более дешевого заменителя проката из дорогих легированных и низколегированных конструкционных сталей. Он используется для изготовления ответственных машиностроительных изделий с прочностью до 1500 МПа. Например, в США и Европе в коробках передач некоторых грузовых автомобилей все шестерни изготавливают только из ADI. При этом в Беларуси ADI до сих пор считается относительно новым и мало опробованным классом материалов, поэтому данная статья предполагает заполнить пробел знаний об ADI в Беларуси.

Специальная термическая обработка ADI-чугунов (аустемперинг) состоит в нагреве отливки до температуры, при которой начинает образовываться аустенит, аустенизации с определенной выдержкой для диффузии углерода и последующем охлаждении с достаточно высокой скоростью, обеспечивающей подавление процесса формирования перлита.

Дальнейшее превращение переохлажденного аустенита ( $\gamma$ -фазы) в структуре металлической матрицы ADI-чугунов происходит во время изотермической закалки (ИЗ). Ее температура выбирается несколько ниже выступающего «мыса» на С-образной кривой распада аустенита (зоны максимальной устойчивости  $\gamma$ -фазы), но выше точки начала мартенситного превращения. Превращение состоит в сочетании бездиффузионного  $\gamma \rightarrow \alpha$  фазового перехода и диффузионного перераспределения атомов углерода.

При этом формируется структура, состоящая из феррито-карбидной смеси (преимущественно игольчатого феррита), которая обеспечивает прочность ADI, а также остаточного аустенита, который придает ему пластичность.

Такое сочетание фаз дает возможность управления соотношением прочностных и пластических характеристик в более широких пределах по сравнению со сталями. Многообразие структур открывает возможность оптимально подстраивать механические свойства материала под конкретное применение. Так, при низких температурах ИЗ (около 250 °С) образуется игольчатая ферритная фаза с небольшим количеством остаточного аустенита, что обеспечивает высокую твердость и прочность на растяжение, но лишь ограниченную пластичность. При повышении температуры ИЗ до 370 °С феррит становится грубее и возрастает количество остаточного аустенита (до  $\approx 40\%$ ), что приводит к увеличению пластичности, снижению прочности и твердости.

В настоящее время разработано множество международных, европейских, а также национальных стандартов на аусферритные чугуны и технических условий заводов-производителей. Наиболее проработанным считается международный стандарт ISO 17804:2020 "Founding – Ausferritic spheroidal graphite cast irons – Classification". В Беларуси до недавнего времени не существовало национального стандарта на ADI, пока не была проведена гармонизация ISO 17804 со степенью соответствия IDT (коллектив разработчиков: Покровский А. И., Хина Б. Б., Толкачева О. А.). Первый белорусский стандарт СТБ ISO 17804–2024 «Отливки. Аусферритный чугун с шаровидным графитом. Классификация» был введен в действие постановлением Государственного комитета по стандартизации Республики Беларусь от 23.12.2024 № 143.

В СТБ ISO 17804–2024 предусмотрено пять марок ADI, у которых показатели предела прочности при растяжении составляют (по мере увеличения марки) от 800 до 1400 МПа, а показатели относительного удлинения – от 10 до 1% соответственно. Например, обозначение самой низкой в линейке марки ADI в белорусском стандарте – ISO 17804/JS/800–10 (где 800 – предел прочности при растяжении, МПа, 10 – относительное удлинение, %), а обозначение наиболее прочной марки – ISO 17804/JS/1400–1 (где 1400 – предел прочности при растяжении, МПа, 1 – относительное удлинение, %).

#### Актуальность темы исследований

Большим недостатком и специфической особенностью классификации ADI в существующих стандартах (как и в большинстве других стандартов на чугуны) является то, что она основана не на химическом составе, а на механических свойствах. Так сложилось исторически. Между тем, именно схема легирования в первую очередь определяет структуру и уникальные механические характеристики ADI. В этой связи актуальны статистический анализ массива данных химических составов ADI и исследование современного подхода к их легированию.

К настоящему времени опубликовано большое количество статей и патентов, касающихся составов ADI и схем их легирования. Однако в большинстве своем эти исследования носят разрозненный характер и не систематизированы. Это не позволяет определить общие тенденции в легировании и системно подойти к выбору оптимального состава аусферритных чугунов. Настоящая работа по статистическому анализу достаточно представительного массива химических составов ADI выполнена впервые и поэтому обладает новизной.

Вкратце роль легирующих элементов в ADI можно охарактеризовать следующим образом. Кремний является стабилизатором феррита, повышает и расширяет температурный интервал превращения феррита в аустенит при нагреве. Медь способствует образованию перлита в литой микроструктуре и замедляет растворение графитных глобул во время аустенизации. Никель стабилизирует аустенит, увеличивает прокаливаемость за счет замедления превращения аустенита в перлит при охлаждении, а также понижает температуру превращения феррита в аустенит при нагреве. Молибден повышает прокаливаемость за счет замедления превращения аустенита в перлит при охлаждении.

Принципиальное влияние большинства легирующих элементов на С-образную диаграмму изотермического распада аустенита заключается в том, что они замедляют диффузию углерода. Соответственно, С-кривые начала и окончания превращения аустенита сдвигаются вправо, что позволяет получить аусферритную структуру ADI при меньшей скорости охлаждения.

К актуальности данной работы можно также отнести существующую потребность в разработке подхода к экономному легированию ADI. Оно должно быть основано на соотношении цена – качество, т.е. оптимальном балансе между конечными свойствами материала и стоимостью легирующих элементов.

В частности, для увеличения прокаливаемости и стабилизации аустенита в ADI-чугунах обычно используется классическая триада легирующих элементов: никель, медь, молибден. Влияние этих элементов на свойства ADI положительно, и доказана эффективность введения в состав их повышенного количества. Но проблема заключается в том, что эти металлы (или соответствующие ферросплавы) достаточно дорогие. Из описанной триады наиболее дорогим является молибден, далее следует никель, затем медь. Поэтому, несмотря на положительное влияние молибдена, его введение ограничивают минимальным содержанием из-за высокой стоимости.

Исходя из вышесказанного, вытекает **цель настоящего исследования** – выполнить статистический анализ и систематизацию представительного массива химических составов аусферритных чугунов, выбранных по материалам публикаций в авторитетных и наиболее цитируемых научных журналах, исследовать частоту использования в ADI каждого элемента и их сочетаний, выявить наиболее часто встречающиеся комбинации легирующих элементов и интервалы легирования. Результатом статистического анализа должно быть определение интервалов легирования, наиболее часто используемых исследователями, и конкретной комбинации легирующих элементов (так называемого золотого состава ADI), которые и являются, по-видимому, оптимальными.

### Решаемые задачи

Выполнить поиск научных публикаций по химическим составам ADI-чугунов на глубину до 35 лет и сформировать представительную базу данных (не менее 70 составов) для последующего анализа.

Провести статистический анализ данных по частоте распределения химических элементов и их сочетаний в составе ADI-чугунов.

Установить минимальные и максимальные концентрации углерода, легирующих, модифицирующих элементов и примесей в ADI.

Провести анализ частоты распределения сплавов ADI в зависимости от сочетаний концентраций основных пар химических элементов: C–Si, Si–Mn, Cu–Ni, Mo–Ni, P–S, Mg–C.

Определить наиболее часто встречающиеся интервалы концентраций элементов и химические составы ADI.

Предложить направления экономного легирования ADI.

### Методология исследований

Литературный и патентный анализ химических составов ADI-чугунов проведен на глубину 35 лет (1990–2025 гг.). Поиск велся исключительно среди зарубежных научных журналов, учитывая значительно больший опыт и наработки по созданию ADI за рубежом, чем в странах бывшего Советского Союза. Особое внимание уделялось публикациям в наиболее авторитетных научных журналах с высоким импакт-фактором, например, *Materials and Design*, *Materials Science and Engineering A*, *Journal of Materials Engineering and Performance*, *Journal of Materials Research and Technology* (издательство Elsevier), *Metallurgical and Materials Transactions A*, *International Journal of Metalcasting* (издательство Springer), *Materials*, *Metals* (MDPI), *Materials Transactions JIM*, *ISIJ International* и др. Досконально проработаны свежие публикации 2020–2025 гг. Для создания базы данных выбирались только те публикации, где указывался конкретный химический состав ADI. При этом те литературные источники, где приводились интервалы легирования (а зачастую эти интервалы достаточно широки), не принимались во внимание и отбрасывались. Проанализирован 51 литературный источник и создана достаточно представительная база, включающая 71 химический состав ADI (в некоторых работах указано несколько составов). Особенностью данного исследования является то, что анализировались только химические составы из научных статей. Обзор промышленно используемых марок ADI, а также патентов, вероятно, мог бы показать несколько отличные результаты.

Обработку экспериментальных данных производили с помощью методов математической статистики. В качестве оценки математического ожидания использовали среднее арифметическое. Для установления частоты распределения элементов применяли распределение Стьюдента при уровне значимости 0,05.

### Результаты исследований и их обсуждение

Созданная база данных химических составов аусферритных чугунов (ADI) приведена в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав аустерритных высокопрочных чугунов (ADI) (по данным [1–51])

№ п/п	Содержание химических элементов в сплаве, % (мас.)												Год публикации	Источник	
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Mo	Cr	Al	Mg	P	S	Другие элементы			
1	3,7	2,5	0,2	≤ 0,8	≤ 2,0	≤ 0,25								1990	[1, p. 4–29]
2	3,6	2,7	0,11	0,63	0,82									1992	[2, p. 545]
3	3,8	2,8	0,32											1992	[2, p. 546]
4	3,40	2,35	0,58	0,04						0,01	0,02			1999	[3, p. 2746]
5	3,52	2,10	0,11	0,03						0,01	0,03			1999	[3, p. 2746]
6	3,40	2,8	0,8	0,04						0,01	0,02			2001	[4, p. 51]
7	3,54	2,42	0,25						0,041		0,007			2003	[3, p. 995]
8	3,46	2,44	0,30						0,035		0,009			2003	[3, p. 995]
9	3,47	2,45	0,48						0,038		0,009			2003	[3, p. 995]
10	3,46	2,90	0,50						0,035		0,009			2003	[3, p. 995]
11	3,50	3,10	0,48						0,050		0,003			2003	[3, p. 995]
12	3,86	2,1	0,4						0,042	0,07	0,059			2003	[6, p.1056]
13	3,44	2,61	0,16		0,03		0,04		0,052	0,024	0,01			2003	[7, p. 644]
14	3,20	2,67	0,07	0,02	0,80	0,25	0,12			0,022	0,003			2004	[8, p. 309]
15	3,45	2,48	0,4	0,3	1,5	0,5			0,05	0,013	0,012			2006	[9, p. 113]
16	3,6	2,5	0,28	0,45			0,04		0,066	0,014	0,014			2006	[10, p. 617]
17	2,78	4,69	0,49	0,92	1,10					0,050	0,017			2009	[11, p. 44]
18	3,79	3,09	0,45						0,028	0,046	0,014			2009	[12, p. 49]
19	3,41	2,58	0,47		1,02	0,24			0,084	0,026	0,040			2009	[12, p. 49]
20	3,55	1,21	0,11		0,04			2,11	0,06	0,005	0,005			2011	[13, p. 3]
21	3,73	2,77	0,44	0,23	0,15		0,10		0,047	0,057	0,009			2012	[14, p. 72]
22	3,64	2,70	0,39	0,01	0,03				0,04	0,03	0,01			2013	[15, p. 176]
23	3,65	2,65	0,30	0,99	0,04				0,045	0,03	0,01			2013	[15, p. 176]
24	3,61	2,70	0,40	0,95	1,10				0,05	0,03	0,01			2013	[15, p. 176]
25	3,75	2,6	0,3							0,04	0,01			2013	[16, p.1947]
26	3,55	2,67	0,31	0,04	0,08		0,025		0,06	0,027	0,009			2014	[17, p. 75]
27	3,48	2,89	0,52	0,50	0,01		0,03		0,05	0,06	0,01			2014	[18, p. 2]
28	3,63	2,6	0,35						0,03	0,03	0,02			2014	[19, p. 32]
29	3,41	2,68	0,44	0,82	0,04	0,01	0,02					V 0,002		2015	[20, p. 16]
30	3,53	2,73	0,59	0,45	0,54		0,05		0,05	0,03	0,01			2015	[21, p. 52]
31	3,44	2,46	0,08	0,52	1,03	<0,01	0,05	0,018	0,043	0,016	0,008	V 0,017; Ce 0,013; Ti 0,01; Sn, Sb <0,005		2015 2017 2018	[22, p. 72] [28, p. 26] [30, p. 3]
32	3,29	2,53	0,31	0,51	0,81	0,002	0,053		0,031	0,015	0,013	V 0,003; Ti 0,004; Sn 0,006; W 0,004		2016	[23, p. 326]
33	3,54	2,2	0,18	0,73	1,58	0,01	0,04	0,023	0,046	0,029	0,015	V 0,017; Nb 0,001; Ti 0,007; Co 0,021; Sn 0,009; W 0,008		2016	[24, p. 2]
34	3,87	2,17	0,49	0,73	0,02	0,02	0,04	0,007	0,005	0,023	0,007	V 0,005; Nb 0,015; Ti 0,01; Co 0,003; Sn 0,028; W 0,001		2016	[24, p. 2]
35	3,57	2,49	0,113	0,4					0,057	0,029	0,007			2016	[25, p. 5]
36	3,4	3,1	0,2	0,666	0,616	0,293	0,06		0,042	0,1	0,009			2016	[26, p. 5597]
37	3,55	2,55	0,31		1,56				0,063	0,025	0,009			2017	[27, p. 2274]
38	3,62	2,55	0,40	0,017	0,012		0,048	0,015	0,08	0,017	0,018	Ti 0,072		2017	[29, p. 13436]

Окончание табл. 1

№ п/п	Содержание химических элементов в сплаве, % (мас.)												Год публикации	Источник
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Mo	Cr	Al	Mg	P	S	Другие элементы		
39	3,68	2,54	0,19	0,61	0,82	0,25	0,03		0,045	0,038	0,001		2018	[31, p. 3]
40	3,36	2,95	0,40	0,59	0,76								2018	[32, p. 2]
41	3,70	2,60	0,28				0,017		0,036	0,015	0,013		2019	[33, p. 4358]
42	3,71	2,60	0,64				0,017		0,038	0,015	0,013		2019	[33, p. 4358]
43	3,71	2,59	1,01				0,016		0,037	0,015	0,013		2019	[33, p. 4358]
44	3,45	2,55		1,35	0,98	0,15	0,04		0,05	0,02	0,005		2019	[34, p. 2]
45	3,79	2,77	0,11		0,96		0,03		0,03	0,02	0,003		2019	[35, p. 184]
46	3,2	0,28	0,37		0,81		0,11	4,8	0,02	0,023	0,022	Sn 0,17	2020	[36, p. 47]
47	3,73	2,37	0,18	0,02	0,02	0,00			0,05	0,04	0,01	Ti 0,01	2020	[37, p. 3]
48	3,68	2,35	0,18	0,03	0,02	0,25			0,04	0,04	0,02	Ti 0,01	2020	[37, p. 3]
49	3,63	2,38	0,18	0,03	0,02	0,49			0,04	0,04	0,01	Ti 0,01	2020	[37, p. 3]
50	3,46	2,37	0,29	0,84	1,1					0,02	0,01		2021	[38, p. 3]
51	3,37	2,7	0,306	0,467	0,164	0,0857	0,124	0,017	0,0371	0,0136	0,0181		2021	[39, p. 23]
52	3,53	2,32	0,17	0,19		0,22			0,035	0,08	0,017		2021	[40, p. 2417]
53	3,41	2,46	0,18	0,19		0,22			0,034	0,074	0,016	Nb 0,35	2021	[40, p. 2417]
54	3,6	2,44	0,36		0,89		0,11		0,036	0,004	0,015		2021	[41, p. 291]
55	3,82	2,28	0,39		0,54				0,048	0,041	0,011		2021	[42, p. 345]
56	3,6	2,5	0,4	1,4						<0,05	<0,03		2021	[43, p. 2]
57	3,37	2,60	0,268				0,017			0,015	0,013		2021	[44, p. 3]
58	3,71	2,58	0,64				0,023			0,015	0,013		2021	[44, p. 3]
59	3,86	2,55	1,01				0,024			0,021	0,013		2021	[44, p. 3]
60	3,51	2,80	0,32							0,023	0,0085		2022	[45, p. 4]
61	3,69	2,42	0,54	0,02	0,01	0,00	0,05	0,02			0,01		2022	[46, p. 4]
62	3,56	2,24	0,108	0,841	0,004	<0,001			0,036	0,032	0,012		2023	[47, p. 192]
63	3,49	2,40	0,083	0,824	0,001	0,197			0,050	0,035	0,014		2023	[47, p. 192]
64	3,56	2,33	0,086	0,826	0,599	0,191			0,039	0,033	0,011		2023	[47, p. 192]
65	3,83	2,72	0,16				0,03		0,06	0,04	0,03		2023	[48, p. 126]
66	3,45	2,70	0,18	0,60	0,88		0,04		0,042	0,01	0,007		2024	[49, p. 2]
67	3,53	2,66	0,18	0,01	0,12		0,04		0,041	0,01	0,006		2024	[49, p. 2]
68	3,407	2,725	0,310	1,013	1,128	0,185	0,099		0,112				2025	[50, p. 6]
69	3,371	2,781	0,347	1,041	1,428	0,185	0,105		0,090				2025	[50, p. 6]
70	3,174	2,619	0,274	1,011	1,962	0,197	0,098		0,077				2025	[50, p. 6]
71	3,5	2,2	0,22	0,05	0,5	0,2	0,03		0,02	0,01	0,001		2025	[51, p. 4]

Проведен статистический анализ базы данных по химическим составам ADI, включая углерод, легирующие, модифицирующие элементы и примеси.

### 1. Анализ верхних и нижних границ содержания углерода, легирующих, модифицирующих элементов и примесей в ADI

Установлены верхние и нижние границы содержания легирующих элементов, используемых при легировании ADI, средних концентраций, стандартных отклонений от средних, границы доверительных интервалов для средних значений концентраций химических элементов с использованием распределения Стьюдента при уровне значимости 0,05. Все эти данные сгруппированы в табл. 2.

Как видно из табл. 2 (колонки 2, 3), диапазоны легирования ADI основными элементами достаточно широки. В частности, содержание углерода колеблется от 2,78 до 3,87% (диапазон составляет 1%), кремния от 0,28 до 4,69% (более 3%), марганца от 0,07 до 1,01% (1%), меди от 0,01 до 1,4%, никеля от 0,001 до 2,0%, молибдена от 0,001 до 0,5%, магния от 0,005 до 0,112%, фосфора от 0,004 до 0,1%, серы от 0,01 до 0,59. Учитывая, что обрабатывался достаточно значительный массив информации, ожидаемо получился большой разброс показателей.

Несмотря на это, результаты позволяют сделать ряд важных выводов. Например, установлены верхние границы легирования (колонка 3, табл. 2) и показано, что содержание углерода в ADI никогда не превышает 3,8%, кремния – 4,49%, марганца – 1%; примеси фосфора не должны превышать 0,1%, серы – 0,06%, остаточное содержание магния – 0,1%.

Таблица 2. Результаты статистического анализа данных по химическому составу (табл. 1) аусферритных высокопрочных чугунов (ADI)

Химический элемент	Минимальная концентрация, % (мас.)	Максимальная концентрация, % (мас.)	Средняя концентрация, % (мас.)	Стандартное отклонение, % (мас.)	Нижняя граница доверительного интервала, % (мас.)	Верхняя граница доверительного интервала, % (мас.)
1	2	3	4	5	6	7
C	2,78	3,87	3,54	0,18	3,50	3,59
Si	0,28	4,69	2,55	0,46	2,44	2,66
Mn	0,07	1,01	0,33	0,2	0,29	0,38
Mo	0,001	0,5	0,18	0,14	0,13	0,24
Cr	0,016	0,124	0,05	0,03	0,04	0,06
Ni	0,001	2,0	0,64	0,58	0,46	0,81
Cu	0,01	1,4	0,51	0,4	0,39	0,62
Mg	0,005	0,112	0,046	0,020	0,042	0,051
P	0,004	0,100	0,031	0,022	0,024	0,035
S	0,001	0,059	0,013	0,011	0,011	0,015

Очень важным результатом анализа базы данных ADI является определение максимальных (предельных) содержаний основной тройки легирующих элементов (колонка 3, табл. 2): меди – 1,4%, никеля – 2,0%, молибдена (наиболее дорогого элемента) – 0,5%. Соответственно, установлено и предельное суммарное содержание основной триады легирующих (Cu + Ni + Mo), которое не превышает 4%. Этот показатель нам пригодится в дальнейших рассуждениях об экономном легировании ADI.

В колонках 4–7 табл. 2 приведены средние концентрации легирующих элементов, стандартное отклонение, нижние и верхние границы доверительных интервалов.

## 2. Анализ распределения количества составов ADI по содержанию углерода, кремния, марганца, меди, никеля и молибдена

Содержание химических элементов в исследуемых сплавах ADI, как уже было показано в табл. 1, колеблется в очень широких пределах. Для упрощения и удобства анализа весь диапазон значений их концентраций разбит на пять равных интервалов. Из-за того, что диапазоны легирования у каждого элемента различны, величины интервалов оказались также различными, например, для углерода интервал составлял 0,15%, для кремния – 0,88% и т.д. Таким образом, концентрации каждого элемента отображались в виде пяти столбцов гистограммы (рис. 1–3).

На рис. 1 представлена гистограмма распределения количества ADI при различном содержании углерода. Заметно, что наиболее часто встречающийся интервал концентраций углерода составляет 3,40–3,55% (у 42% сплавов) и в меньшей степени 3,56–3,71% (у 30% сплавов).

На рис. 2 представлена гистограмма частоты распределения исследуемых сплавов ADI при различном содержании кремния. Гистограмма имеет очень характерный вид, и заметно, что подавляющее большинство сплавов (90%) содержит 2,03–2,91% кремния.

На рис. 3 представлена гистограмма частоты распределения исследуемых сплавов ADI от содержания марганца. Заметно, что наибольшее количество сплавов (41%) содержит 0,22–0,41% марганца, несколько меньшее количество сплавов (32%) содержит от 0 до 0,21% этого элемента.

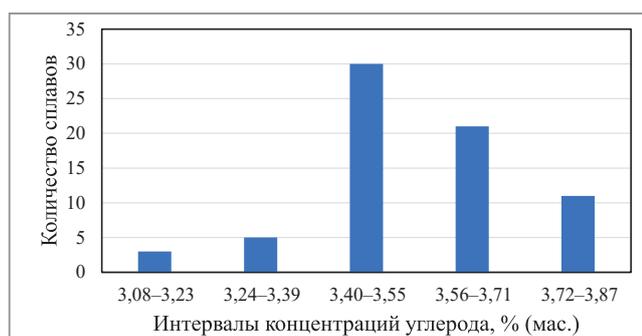


Рис. 1. Гистограмма частоты распределения составов ADI в зависимости от содержания углерода, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

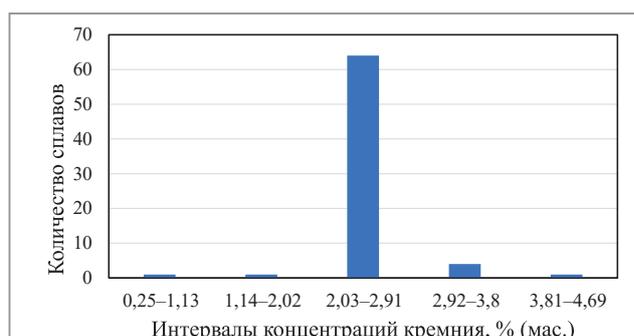


Рис. 2. Гистограмма частоты распределения составов ADI в зависимости от содержания кремния, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

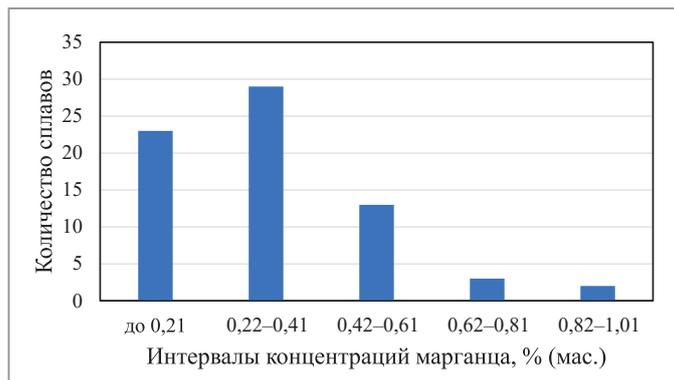


Рис. 3. Гистограмма частоты распределения составов ADI в зависимости от содержания марганца, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

Анализ статистики распределения в ADI меди, никеля, молибдена не выявил наличия устойчивых характерных максимумов, их концентрации распределены достаточно равномерно по всему исследуемому массиву составов, поэтому эти гистограммы не приводятся. Отсутствие максимумов Cu, Ni, Mo позволяет сделать вывод, что в настоящее время у исследователей нет единого подхода к легированию этими элементами. Соответственно перспективно проведение исследований по определению оптимального соотношения меди, никеля и молибдена в ADI.

### 3. Анализ наиболее часто встречающихся парных сочетаний легирующих элементов в ADI

Проведен анализ частоты распределения сплавов ADI в зависимости от сочетаний концентраций следующих пар химических элементов: C–Si, Si–Mn, Cu–Ni, Mo–Ni, P–S, Mg–C. Результаты анализа в виде точечных диаграмм в двумерных пространствах значений концентраций каждого элемента представлены на рис. 4–10.

Анализ парных сочетаний элементов оказался очень информативным. Для ряда пар элементов, как видно из рис. 4–7, на диаграммах имеются весьма четко выраженные области легирования, где локально сконцентрировано большинство исследуемых составов. Это касается в первую очередь следующих сочетаний элементов: C–Si, Si–Mn, Mg–C, P–S. Выявлены характерные для большинства сплавов соотношения концентраций C–Si и Si–Mn, которые отображаются на диаграммах в виде четко выраженных локальных зон. Несколько менее выраженные области устойчивых сочетаний концентраций обнаружены для пар Mg–C и P–S.

Рассмотрим подробнее частоту распределения в ADI концентраций пар химических элементов. На рис. 4 представлена точечная диаграмма с областью наиболее часто встречающихся сочетаний концентраций углерода и кремния. Хорошо заметна характерная локальная область (обведена красным овалом), ограниченная интервалами содержания углерода 3,3–3,9% и кремния 2,0–3,2%.

На рис. 5 представлена точечная диаграмма с областью наиболее часто встречающихся сочетаний концентраций кремния и марганца в ADI-чугунах.

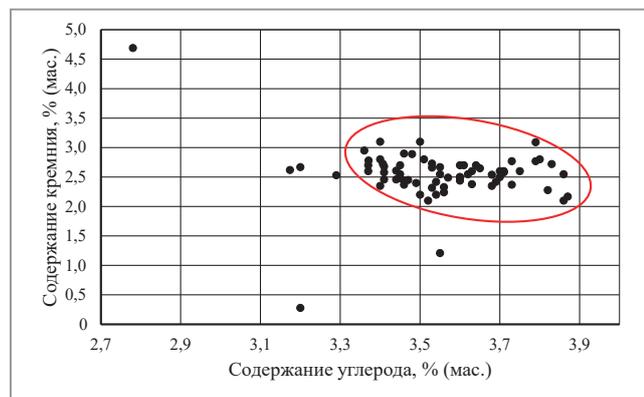


Рис. 4. Точечная диаграмма с областью наиболее часто встречающихся сочетаний концентраций углерода и кремния в ADI, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

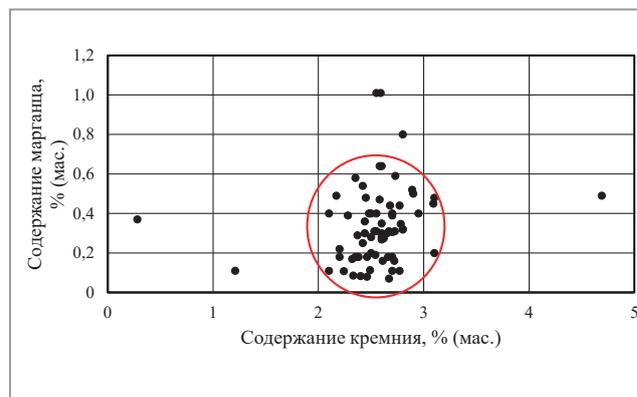


Рис. 5. Точечная диаграмма с областью наиболее часто встречающихся сочетаний концентраций кремния и марганца в ADI, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

На рис. 5 хорошо заметна характерная локальная область, ограниченная содержанием кремния 2,0–3,2% и марганца 0,05–0,65%, где очень кучно сгруппировались химические составы ADI (обведена красным овалом).

На рис. 6 представлена точечная диаграмма с областью наиболее часто встречающихся сочетаний концентраций магния и углерода в ADI-чугунах. Хорошо заметна характерная локальная область, ограниченная содержанием магния 0,02–0,07% и углерода 3,4–3,9%, где сгруппированы химические составы ADI (обведена красным овалом).

На рис. 7 представлена точечная диаграмма с областью наиболее часто встречающихся сочетаний концентраций фосфора и серы в ADI-чугунах. В левом нижнем углу концентраций хорошо заметна характерная локальная область, ограниченная содержанием фосфора до 0,05% и серы до 0,025%, где сгруппированы химические составы ADI (обведена красным овалом).

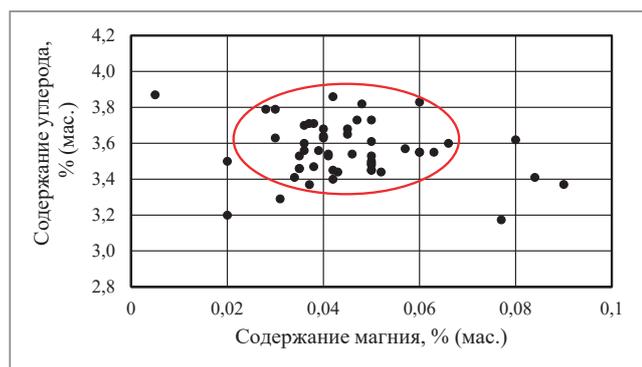


Рис. 6. Точечная диаграмма распределения составов ADI в зависимости от концентраций магния и углерода, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

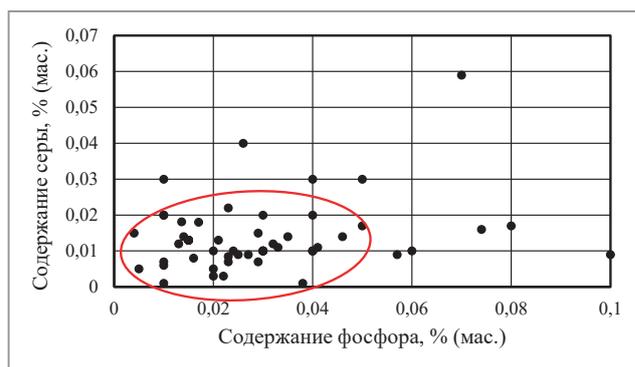


Рис. 7. Точечная диаграмма распределения составов ADI в зависимости от концентраций фосфора и серы, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

Для парных сочетаний элементов Cu–Ni, Mo–Cu, Mo–Ni не выявлено наличия группировки составов в виде единой зоны на диаграмме (рис. 8–10). Такой результат при достаточно большой выборке сплавов опять же подтверждает тезис о том, что соотношение Cu–Ni–Mo до сих пор не оптимизировано. Но при этом обнаружено несколько отдельных небольших групп устойчивых сочетаний концентраций Cu–Ni, Mo–Cu, Mo–Ni, отображающихся на диаграммах в виде нескольких зон. Выявлены четыре такие группы ADI-чугунов: безмолибденовые, низкомедистые, низконикелевые и комплексно легированные (наиболее широко представлены): 0,6–1,4% Cu, 0,5–2,0% Ni, 0,15–0,3% Mo.

Рассмотрим подробнее сочетания этих пар основных легирующих элементов. На рис. 8 представлена точечная диаграмма с областью наиболее часто встречающихся сочетаний концентраций меди и никеля в ADI-чугунах. Можно выделить три зоны концентраций. В левом нижнем углу хорошо заметна характерная локальная область (обведена синим овалом) практически безмедистых чугунов с широким диапазоном содержания никеля от 0 до 0,9%. В нижней части (зеленый овал) группируются низконикелевые (до 0,2% Ni) чугуны с содержанием меди от 0 до 0,9%. И, наконец, в центральной части просматривается менее компактная зона комплексного легирования медью (0,4–1,1%) и никелем (0,5–2,0%) (обведена красным овалом).

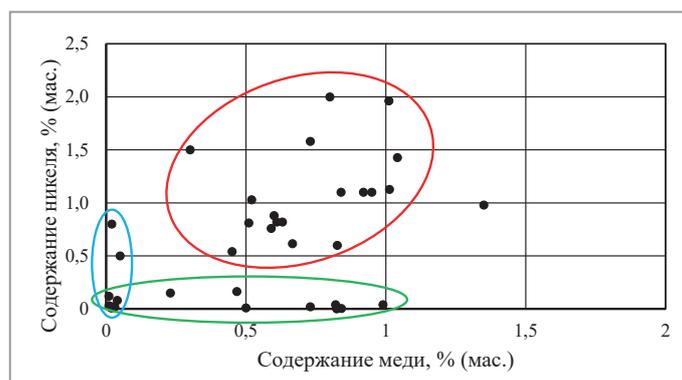


Рис. 8. Точечная диаграмма распределения составов ADI в зависимости от концентраций меди и никеля, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

На рис. 9 представлена точечная диаграмма с областью наиболее часто встречающихся сочетаний концентраций молибдена и меди. В ней также можно выделить три зоны концентраций. В левом углу хорошо заметна характерная локальная область (обведена зеленым овалом) практически безмолибденовых чугунов с содержанием меди от 0,5 до 0,8%. В нижней части (синий овал) группируются низкомедистые чугуны (до 0,2% Cu) с содержанием молибдена 0,2–0,25%. В центральной части заметна зона комплексного легирования молибденом (0,15–0,3%) и медью (0,6–1,4%) (обведена красным овалом).

На рис. 10 представлена точечная диаграмма с областью сочетаний концентраций молибдена и никеля. В ней можно выделить три зоны. В левой части хорошо заметна характерная локальная область (обведена зеленым овалом) практически безмолибденовых чугунов с содержанием никеля 0,5–1,5%. В нижней части диаграммы (синий овал) группируются безникелевые чугуны с содержанием молибдена 0–0,25%. В центральной части видна зона комплексного легирования молибденом (0,15–0,3%) и никелем (0,5–2,0%) (обведена красным овалом).

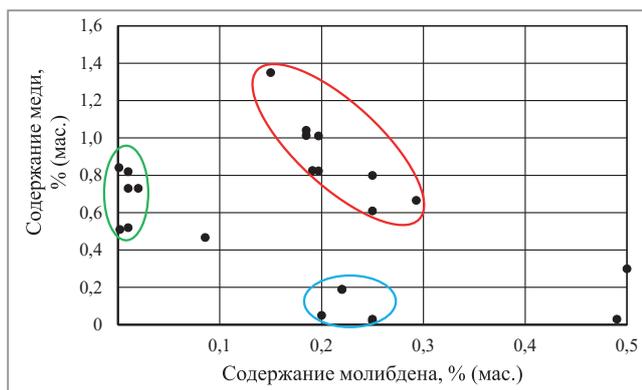


Рис. 9. Точечная диаграмма распределения составов ADI в зависимости от концентраций молибдена и меди, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

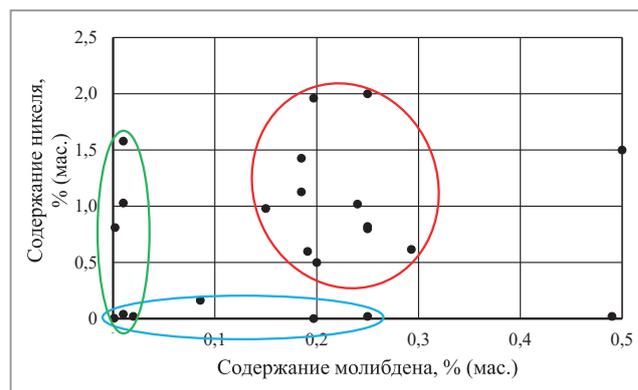


Рис. 10. Диаграмма распределения составов ADI в зависимости от концентраций молибдена и никеля, построенная по результатам анализа базы данных (табл. 1)

Таким образом, обнаружены определенные устойчивые комбинации легирующих элементов, которые используют большинство исследователей ADI.

#### 4. Рекомендации по оптимальным схемам легирования и определение оптимального химического состава ADI

Сводные данные по химическому составу ADI-чугунов представлены в табл. 3; они сгруппированы в виде нескольких колонок, маркированных для наглядности различными цветами.

Таблица 3. Рекомендации по химическому составу ADI-чугунов

Химический элемент	Допустимая нижняя граница содержания, % (мас.)	Допустимая верхняя граница содержания, % (мас.)	Рекомендуемая нижняя граница содержания, % (мас.)	Рекомендуемая верхняя граница содержания, % (мас.)	Среднестатистическое содержание, % (мас.)
1	2	3	4	5	6
C	3,4	3,8	3,50	3,59	3,54
Si	2,0	3,0	2,44	2,66	2,55
Mn	0,1	0,5	0,29	0,38	0,33
Cu	0,00	1,0	0,39	0,62	0,51
Ni	0,00	2,0	0,46	0,81	0,64
Mo	0,00	0,30	0,13	0,24	0,18
Mg	0,03	0,06	0,042	0,051	0,046
P	0,00	≤0,04	≤0,024	≤0,035	≤0,031
S	0,00	≤0,02	≤0,011	≤0,015	≤0,013
Cr	0,00	0,10	0,04	0,06	0,05

В табл. 3 достаточно интересными для исследователей являются колонки 2 и 3 (желтый маркер) – допустимые нижние и верхние границы содержания химических элементов. Очевидно, это те многократно выверенные исследователями диапазоны легирования, за которые не стоит выходить.

Еще более важными являются колонки 4 и 5 табл. 3 (синий маркер) – это рекомендуемые нижние и верхние границы содержания элементов. Их диапазоны гораздо уже, так как они ограничены статистическими допусками, используемыми в данной статье. По-видимому, эти схемы легирования можно считать оптимальными и использовать в практической работе.

И, наконец, окончательным результатом данной работы является определенный теоретически конкретный химический состав (колонка 6, табл. 3, зеленый маркер). Это полученный методами статистической обработки всей созданной базы данных гипотетический средневзвешенный химический состав, так называемый золотой состав ADI: 3,54% C, 2,55% Si, 0,33% Mn, 0,51% Cu, 0,64% Ni, 0,18% Mo, 0,046% Mg, до 0,03% P, до 0,01% S. Данный конкретный состав пока не существует в природе, его ближайшими аналогами являются сплавы из базы данных с порядковыми номерами 30, 32, 36, 39, 64, 66. Хотя этот состав выявлен теоретическим путем, учитывая достаточно представительное количество изученных сплавов и большую глубину поиска, полагаем, что его можно рекомендовать в качестве оптимального. На данный состав подана заявка на выдачу патента на изобретение.

В этой связи небезинтересным будет сравнить предыдущие наработки авторов статьи по патентованию химических составов ADI-чугунов с полученными статистическими данными.

Химические составы ADI, разработанные ранее авторами статьи (материалы белорусских патентов), приведены в табл. 4. Для наглядности цветом выделены строки содержания основных легирующих элементов (Cu, Ni, Mo), а также микродобавок.

Таблица 4. Химические составы ADI-чугунов по данным белорусских патентов

Химический элемент	Номер, название, патента на изобретение Республики Беларусь			
	23331. Бейнитный чугун [52]	22823. Бейнитный чугун [53]	23393. Аусферритный чугун [54]	23389. Аусферритный чугун [55]
1	2	3	4	5
C	3,4–3,8	3,4–3,8	3,4–3,8	2,7–3,8
Si	2,0–2,4	2,0–2,4	2,0–2,4	2,1–2,9
Mn	0,15–0,45	0,15–0,30	0,15–0,30	1,1–1,4
Cu	0,3–0,8	0,3–0,9	0,3–0,9	0,9–1,7
Ni	0,4–0,8	0,4–0,9	0,4–0,9	0,05–0,2
Mo	–	–	–	0,05–0,15
Mg	0,03–0,06	0,03–0,06	0,03–0,06	0,03–0,06
Sr / Ba	0,005–0,05	–	0,005–0,05	–
Мишметалл	–	–	0,05–0,5	0,05–0,5
V	–	–	–	0,02–0,1
Nb	–	0,005–0,05	–	–
B	–	0,01–0,05	0,01–0,05	0,01–0,05

Из табл. 4 видно, что авторы белорусских патентов по содержанию углерода, кремния, марганца, меди, никеля действуют в русле мировых тенденций (колонки 2–4 табл. 4). По этим элементам химические составы чугунов, согласно патентам Республики Беларусь № 23331, 22823, 23393, близки к составу, который определен в настоящей статье путем анализа статистики базы данных. Что касается легирования молибденом, то авторы его вообще не применяют из-за дороговизны, придерживаясь собственной разработанной концепции экономного легирования [56, 57] и заменяя его микродобавками других элементов.

Еще один путь, предлагаемый авторами белорусских патентов – повышение содержания меди до достаточно высоких значений (0,9–1,7%) при совместном достаточно экономном легировании никелем (до 0,2%) и молибденом (до 0,15%). Конкретный состав этого ADI указан в колонке 4 табл. 4 (патент № 23389). При изготовлении на базе ФТИ НАН Беларуси экспериментальной партии литых корпусных деталей автомобиля «КамАЗ» взамен стали, образцы из этого чугуна показали высокую прочность, а изделия в настоящее время проходят стендовые испытания.

Магистральным направлением легирования ADI основными элементами, по нашему мнению, является повышенное содержание меди, среднее – никеля и низкое – молибдена. В частности, мы являемся сторонниками следующей численной комбинации легирующих элементов: около 0,8% меди, 0,6% никеля и 0,2% молибдена. Такое соотношение обеспечивает эффективную прокаливаемость ADI за счет

смещения С-образной кривой распада аустенита вправо и, соответственно, высокие механические свойства после термической обработки. При этом количество использованных легирующих элементов пропорционально их стоимости и достаточно экономично. Суммарное количество легирующих элементов составляет у экономнолегированных ADI 1,5% против 4,0% у большинства комплексно легированных сплавов.

### Выводы

1. Статья посвящена современным подходам к легированию аусферритных высокопрочных чугунов (ADI). Именно химический состав и схема легирования в первую очередь определяют структуру и уникальные механические характеристики ADI. Исторически сложившаяся классификация чугунов исключительно по механическим свойствам привела к тому, что вопросам легирования уделяется недостаточно внимания. Чтобы восполнить этот пробел, на основе публикаций наиболее авторитетных зарубежных научных журналов (1990–2025 гг.) создана база данных химических составов ADI. Границы доверительных интервалов для средних значений концентраций химических элементов определяли с использованием распределения Стьюдента при уровне значимости 0,05. Настоящая работа по статистическому анализу достаточно представительного массива химических составов ADI выполнена впервые и поэтому обладает новизной.

2. Проведен статистический анализ химических составов ADI из базы данных, который позволил выявить ряд закономерностей. Установлены граничные диапазоны легирования ADI основными элементами: углерод от 2,78 до 3,87%, кремний от 0,28 до 4,69%, марганец от 0,07 до 1,01%, медь от 0,01 до 1,4%, никель от 0,001 до 2,0%, молибден от 0,001 до 0,5%.

3. Построены графики зависимостей частоты распределения исследуемых сплавов ADI от содержания углерода, марганца, меди, никеля, молибдена и магния. Обнаружены характерные максимумы частоты распределения сплавов, приходящиеся на интервалы концентраций следующих элементов: углерод 3,40–3,55% (42% сплавов), кремний 2,03–2,91% (у 90% сплавов), марганец 0,22–0,41% (41% сплавов). Для меди, никеля и молибдена в исследованных сплавах ADI не выявлено статистически значимых максимумов концентраций. Это подтверждает актуальность дальнейшего проведения работ по определению оптимального соотношения Cu–Ni–Mo.

4. Проведен анализ частоты распределения сплавов ADI в зависимости от сочетаний концентраций следующих пар химических элементов: C–Si, Si–Mn, Cu–Ni, Mo–Ni, P–S, Mg–C. Выявлены характерные для большинства сплавов комбинации концентраций C–Si и Si–Mn, которые отображаются на диаграммах в виде локальных, четко выраженных зон. Несколько менее выраженные области устойчивых сочетаний концентраций обнаружены для пар Mg–C и P–S. Установлено ряд групп устойчивых сочетаний концентраций Cu–Ni, Mo–Cu, Mo–Ni, отображающихся на диаграммах в виде нескольких соответствующих зон. Выявлены четыре характерные группы ADI: безмолибденовые, низкомедистые, низконикелевые и комплексно легированные (0,6–1,4% Cu, 0,5–2,0% Ni, 0,15–0,3% Mo).

5. Статистический анализ позволил выявить наиболее часто используемые интервалы легирования ADI: углерод 3,50–3,59%, кремний 2,44–2,66%, марганец 0,29–0,38%, медь 0,39–0,62%, никель 0,46–0,81%, молибден 0,13–0,24%, магний 0,042–0,051%, фосфор 0,024–0,035%, сера 0,011–0,015%. Анализ полученных данных позволил выделить неопробованные технологические окна во всем исследованном массиве ADI, предложить оптимальные химические составы аусферритных высокопрочных чугунов, что способствует облегчению патентования. В результате статистической обработки всего массива данных определен средневзвешенный химический состав, так называемый золотой состав ADI: 3,54% C, 2,55% Si, 0,33% Mn, 0,51% Cu, 0,64% Ni, 0,18% Mo, 0,046% Mg, до 0,03% P, до 0,01% S. Данный состав рекомендуется в качестве оптимального.

6. Проведены анализ и сравнение химических составов ADI ряда ранее полученных патентов авторов с выявленным в статье среднестатистическим составом. Предложены направления создания групп экономнолегированных ADI с пониженным содержанием молибдена или полностью безмолибденовых на основе концепции экономного легирования.

7. Так как в большинстве случаев химический состав ADI-чугунов выбирается под конкретное применение изделий, нужно признать, что данное статистическое исследование носит характер в большей мере теоретический, чем практический. Тем не менее, учитывая достаточно представительное количество изученных материалов и большую глубину поиска, полагаем, что предложенные результаты можно использовать на практике.

8. Особенностью данного исследования являлось то, что анализировались только материалы тех научных статей, где были указаны абсолютно конкретные химические составы ADI, а не интервалы легирования (такова специфика статистической обработки). Обзор патентов на ADI, в которых составы представлены интервалами легирования, а также промышленно используемых марок ADI, вероятно, мог бы показать несколько отличные результаты. Создание мировой базы патентов на ADI нам представляется следующей актуальной задачей.

9. Нужно понимать, что химический состав ADI – это только один из главных, но не единственный фактор, управляющий структурой и свойствами этого материала. Не уступающим ему по значимости является фактор термической обработки (параметры аустенизации и изотермической закалки), а также составов закалочных сред. Термической обработке ADI мы планируем посвятить следующую статью.

*Работа выполнена в ФТИ НАН Беларуси и НТП БНТУ «Политехник» (г. Минск) в рамках ГПНИ «Металлургия» (2021–2025), задание № 2.01.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ductile Iron Data for Design Engineers / Rio Tinto Iron & Titanium Inc., Canada. – 1990. – 219 p.
2. **Tanaka, Y.** Development and Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron / Y. Tanaka, H. Kage // *Materials Transactions JIM*. – 1992. – Vol. 33, no. 3. – P. 543–547.
3. Influence of the Mn Content on the Kinetics of Austempering Transformation in Compacted Graphite Cast Iron / J. Desimoni [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1999. – Vol. 30A. – P. 2745–2752.
4. Thermal Dependence of Austempering Transformation Kinetics of Compacted Graphite Cast Iron / K. F. Laneri [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32A. – P. 51–58.
5. **Wu, Ch.-Zh.** Effects of Inclusion Particles on the Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Austempered Ductile Iron / Ch.-Zh. Wu, T.-Sh. Shih // *Materials Transactions*. – 2003. – Vol. 44, no. 5. – P. 995–1003.
6. **El-Kashif, E.** Stepped Austempering of GGG 40 Ductile Cast Iron / E. El-Kashif, E. El-Banna, S. Riad // *ISIJ International*. – 2003. – Vol. 43, no. 7. – P. 1056–1062.
7. **Zimba, J.** Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components / J. Zimba, D. J. Simbi, E. Navara // *Cement & Concrete Composites*. – 2003. – Vol. 25. – P. 643–649.
8. **Bosnjak, B.** Effect of austenitising temperature on austempering kinetics of Ni-Mo alloyed ductile iron / B. Bosnjak, B. Radulovic // *Materiali in Tehnologije*. – 2004. – Vol. 38. – P. 307–312.
9. Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron) / S. K. Putatunda [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2006. – Vol. 435, iss. 436. – P. 112–122.
10. The austempering study of alloyed ductile iron / O. Eric' [et al.] // *Materials and Design*. – 2006. – Vol. 27. – P. 617–622.
11. Analysis of Factors Influencing Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron / A. Vasko [et al.] // *Commun. Sci. Lett. Univ. Zilina*. – 2009. – Vol. 11. – P. 43–47.
12. Austempered ductile iron with dual matrix structures / C. Vald'es [et al.] // *Revista Mexicana De Física*. – 2009. – Vol. 55. – P. 48–51.
13. **Erfanian-Naziftoosi, H. R.** The Effect of Isothermal Heat Treatment Time on the Microstructure and Properties of 2.11% Al Austempered Ductile Iron / H. R. Erfanian-Naziftoosi, N. Haghdadi, A. R. Kiani-Rashid // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2011. – 9 p.
14. **Milosan, I.** The kinetics transformation of a low alloy cast iron / I. Milosan // *Recent Journal*. – 2012. – Vol. 13, no. 1. – P. 72–75.
15. **Tyrała, E.** Measurement of Phase Transformation Kinetics in Austempered Ductile Iron / E. Tyrała, M. Górný, M. Kawalec // *Archives of Foundry Engineering*. – 2013. – Vol. 13, special iss. 3. – P. 175–178.
16. **Hammood, A. S.** A Study the Effect of Retained Austenite on Fatigue Life of Austempering Ductile Iron by Using Artificial Neural Networks / A. S. Hammood, H. M. Lieth // *International Journal of Current Engineering and Technology*. – 2013. – Vol. 3, no. 5. – P. 1946–1951.
17. **Kaleicheva, J.** Wear Behavior of Austempered Ductile Iron with Nanosized Additives / J. Kaleicheva // *Tribology in Industry*. – 2014. – Vol. 36, no. 1. – P. 74–78.
18. Quenching and Partitioning process in Ductile Cast Irons / A. J. S. T. da Silva [et al.] // *10th International Symposium on the Science and Processing of Cast Iron – SPCI10*. – Mar del Plata, 2014. – 8 p.
19. **Akor, T.** Effect of Austempering Time on the Mechanical Properties of Ductile Iron, Austempered in Rubber Seed Oil / T. Akor, L. T. Tuleun // *International Journal of Engineering Research and Development*. – 2014. – Vol. 10, iss. 8. – P. 31–34.
20. Austempering kinetics of a ductile iron / M. Pellizzari [et al.] // *La Metallurgia Italiana*. – 2015. – No. 10. – P. 15–20.
21. Comparison of Austempered Ductile Iron and Manganese Steel Wearability / A. Kochański [et al.] // *Archives of Foundry Engineering*. – 2015. – Vol. 15, special iss. 1. – P. 51–54.
22. **Putatunda, S. K.** Development of Nanostructured Austempered Ductile Cast Iron (ADI) / S. K. Putatunda, S. Panneerselvam, M. Alshwigi // *Proceedings of the 28th ASM Heat Treating Society Conference*. – 2015. – P. 71–75.
23. Influence of austempering heat treatment on mechanical and corrosion properties of ductile iron samples / M. Janjić [et al.] // *Metallurgija*. – 2016. – Vol. 55. – P. 325–328.
24. Study of Ausferrite Transformation Kinetics for Austempered Ductile Irons with and without Ni / B. Wang [et al.] // *SAE International*. – 2016. – 8 p.
25. **Solic, S.** Improvement in Abrasion Wear Resistance and Microstructural Changes with Deep Cryogenic Treatment of Austempered Ductile Cast Iron (ABЧ) / S. Solic, Z. Schauerperl, Č. Donik // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2016. – Vol. 47. – 18 p.

26. Correlation between microstructure and mechanical properties of an austempered ductile iron / V. C. C. Alves [et al.] // 22<sup>o</sup> CBECiMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. – Natal, 2016. – P. 5595–5603.
27. Characteristics of ADI ductile cast iron with single addition of 1.56% Ni / B. Mrzyglód [et al.] // Arch. Metall. Mater. – 2017. – Vol. 62. – P. 2273–2280.
28. **Panneerselvam, S.** Development of Nanostructured Austempered Ductile Cast Iron: Diss. ... Doctor of Philosophy / S. Panneerselvam. – Michigan, 2017. – 199 p.
29. Microstructural Characterization and Some Mechanical Behaviour of Low Manganese Austempered Ferritic Ductile Iron / A. A. Abioye1 [et al.] // International Journal of Applied Engineering Research. – 2017. – Vol. 12, no. 23. – P. 13435–13441.
30. **Panneerselvam, S.** Processing of Nanostructured Austempered Ductile Cast Iron (ABЧ) by a Novel Method / S. Panneerselvam, S. K. Putatunda // International Journal of Metallurgy and Metal Physics. – 2018. – Vol. 3, iss. 20. – 11 p.
31. Austempered Ductile Iron (ADI): Influence of Austempering Temperature on Microstructure, Mechanical and Wear Properties and Energy Consumption / P. Sellamuthu [et al.] // Metals. – 2018. – Vol. 8. – 12 p.
32. Characterization of Austempered Ferritic Ductile Iron / V. S. Dakre [et al.] // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 346. – 10 p.
33. **Hegde, A.** Mechanical characterization and optimization of heat treatment parameters of manganese alloyed austempered ductile iron / A. Hegde, S. Sharma, R. V. Sadanand // Journal of Mechanical Engineering and Sciences. – 2019. – Vol. 13, iss.1. – P. 4356–4367.
34. Evaluation of Volume Fraction of Austenite in Austempering Process of Austempered Ductile Iron / E. Tyrała [et al.] // Metals. – 2019. – Vol. 9. – 10 p.
35. An Investigation into Mechanical Properties of Ductile Cast Iron with Different Heat Treatment Processes / R. R. Moussa [et al.] // Periodica Polytechnica Mechanical Engineering. – 2019. – Vol. 63. – P. 183–187.
36. The Austempering Kinetics, Microstructural Development, and Processing Window in the Austempered, Fe-3.2C-4.8Al Compacted Graphite Cast Iron / A. Kazazi [et al.] // Iranian Journal of Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 17, no. 4. – P. 46–54.
37. Phase Transition Kinetics in Austempered Ductile Iron (ADI) with Regard to Mo Content / M. Landesberger [et al.] // Materials. – 2020. – Vol. 13. – 23 p.
38. Structure Homogeneity and Thermal Stability of Austempered Ductile Iron / M. Górny [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2021. – Vol. 52A. – 11 p.
39. Effect of Cast Thickness and Austenitizing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of ADI and IADI Castings / A. Negm [et al.] // Open Journal of Metal. – 2021. – Vol. 11. – P. 21–35.
40. **Skudlarek, W.** Effect of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron modified by niobium / W. Skudlarek, M. N. Krmasha, K. S. Al-Rubaie // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 12. – P. 2414–2425.
41. Influence of Heat Treatment Processing Three Phase Region on the Microstructure and Hardness ADI Alloys / L. V. Hoang [et al.] // Journal of Mechanical Engineering Research and Developments. – 2021. – Vol. 44, no. 7. – P. 289–296.
42. Influence of Austempering Temperature on Physiochemical and Microstructural Properties of Ductile Cast Iron (ADI) with Selected Local Oil Quenchants / S. C. Ibeh [et al.] // International Journal of Research Publication and Reviews. – 2021. – Vol. 2, iss. 3. – P. 343–349.
43. Insights into effect of first-step austempering temperature on the microstructure and properties of austempered ductile iron / Y. Zhang [et al.] // Mater. Res. Express. – 2021. – Vol. 8. – 9 p.
44. Effect of austempering temperature and manganese content on the impact energy of austempered ductile iron / A. Hegde [et al.] // Cogent Engineering. – 2021. – Vol. 8. – 9 p.
45. Microstructures and Mechanical Properties of Ductile Cast Iron with Different Crystallizer Inner Diameters / J. Bai [et al.] // Crystals. – 2022. – Vol. 12. – 15 p.
46. Artificial Neural Networks for Producing a Low-Cost Austempered Ductile Iron / D. Hofmama [et al.] // Materials Research. – 2022. – Vol. 25. – 6 p.
47. **Keles, A.** Effect of alloying elements and technological parameters of austempering on the structure and mechanical properties of ductile cast iron (ADI) / A. Keles, R. Cengýz, M. Yildirim // Metal Science and Heat Treatment. – 2023. – Vol. 65, no. 3–4. – P. 191–199.
48. Highly Accurate Structural Analysis of Austempered Ductile Iron Using EBSD Technique / P. Kezlar [et al.] // Materials Science Forum. – 2023. – Vol. 1081. – P. 125–130.
49. **Machado, H. D.** Effect of intercritical austenitization and starting matrix on martensite start temperature and austenite carbon concentration in ductile iron / H. D. Machado, R. Aristiza 'bal-Sierra, C. Garcia-Mateo // International Journal of Metalcasting. – 2024. – 11 p.
50. **Pereira, L.** Development of ductile iron alloy for ADI production using heated air in austempering / L. Pereira, W. M. Pasini, V. Karlinski de Barcellos // REM–International Engineering Journal. – 2025. – Vol. 78. – 10 p.
51. **Ghasemi, R.** Synergistic Effects of Austempering Variables on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Temperature Austenitized Compacted Graphite Irons / R. Ghasemi, K. Salomonsson, A. Dioszegi // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2025. – 14 p.
52. Бейнитный чугу́н: 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 // Афiц. бюлл. / НЦIУ. – 2021. – № 1. – С. 57.
53. Бейнитный чугу́н: патент (изобретение) 22823 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) С 22С 37/10 / А. И. Покровский, С. Ф. Сенько. – № а 20180359; заявл. 24.07.2018; опубл. 30.12.2019. // Афiц. бюлл. / НЦIУ. – 2019. – № 6. – С. 98.
54. Аусферритный чугу́н: 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 // Афiц. бюлл. / НЦIУ. – 2021. – № 2. – С. 50.
55. Аусферритный чугу́н: 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 // Афiц. бюлл. / НЦIУ. – 2021. – № 2. – С. 50.
56. **Покровский, А. И.** Концепция создания экономолегированных аусферритных (бейнитных) высокопрочных чугунов / А. И. Покровский // Литье и металлургия. – 2022. – № 4. – С. 29–37.

57. **Марукович, Е.И.** Разработка экономнолегированных высокопрочных аусферритных (бейнитных) чугунов – магистральное направление в чугунолитейной промышленности / Е.И. Марукович, А.И. Покровский // Литейщик России. – 2022. – № 12. – С. 16–20.

## REFERENCES

1. Ductile Iron Data for Design Engineers / Rio Tinto Iron & Titanium Inc., Canada, 1990, 219 p.
2. **Tanaka Y., Kage H.** Development and Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron. *Materials Transactions JIM*, 1992, vol. 33, no. 3, pp. 543–547.
3. **Desimoni J.** [et al.] Influence of the Mn Content on the Kinetics of Austempering Transformation in Compacted Graphite Cast Iron. *Metallurgical and Materials Transactions A.*, 1999., vol. 30A, pp. 2745–2752.
4. **Laneri K. F.** [et al.] Thermal Dependence of Austempering Transformation Kinetics of Compacted Graphite Cast Iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32A, pp. 51–58.
5. **Wu Ch.-Zh., Shih T.-Sh.** Effects of Inclusion Particles on the Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Austempered Ductile Iron. *Materials Transactions*, 2003, vol. 44, no. 5, pp. 995–1003.
6. **El-Kashif E., El-Banna E., Riad S.** Stepped Austempering of GGG 40 Ductile Cast Iron. *ISIJ International*, 2003, vol. 43, no. 7, pp. 1056–1062.
7. **Zimba J., Simbi D.J., Navara E.** Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components. *Cement & Concrete Composites*, 2003, vol. 25, pp. 643–649.
8. **Bosnjak B., Radulovic B.** Effect of austenitising temperature on austempering kinetics of Ni-Mo alloyed ductile iron. *Materiali in Tehnologije*, 2004, vol. 38, pp. 307–312.
9. **Putatunda S.K.** [et al.] Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron). *Materials Science and Engineering A*, 2006, vol. 435, pp. 112–122.
10. **Eric' O.** [et al.] The austempering study of alloyed ductile iron. *Materials and Design*, 2006, vol. 27, 617–622.
11. **Vasko A.** [et al.] Analysis of Factors Influencing Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. *Commun. Sci. Lett. Univ. Zilina*, 2009, vol. 11, pp. 43–47.
12. **Vald'es C.** [et al.] Austempered ductile iron with dual matrix structures. *Revista Mexicana De F'isica.*, 2009, vol. 55, pp. 48–51.
13. **Erfanian-Naziftoosi H.R., Haghdadi N., Kiani-Rashid A.R.** The Effect of Isothermal Heat Treatment Time on the Microstructure and Properties of 2.11% Al Austempered Ductile Iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, 9 p.
14. **Milosan I.** The kinetics transformation of a low alloy cast iron. *Recent Journal*, 2012, vol. 13, no. 1, pp. 72–75.
15. **Tyrala E., Górný M., Kawalec M.** Measurement of Phase Transformation Kinetics in Austempered Ductile Iron. *Archives of Foundry Engineering*, 2013, vol. 13, special iss. 3, pp. 175–178.
16. **Hammood A.S., Lieth H.M.** A Study the Effect of Retained Austenite on Fatigue Life of Austempering Ductile Iron by Using Artificial Neural Networks. *International Journal of Current Engineering and Technology*, 2013, vol. 3, no. 5, pp. 1946–1951.
17. **Kaleicheva J.** Wear Behavior of Austempered Ductile Iron with Nanosized Additives. *Tribology in Industry*, 2014., vol. 36, no. 1, pp. 74–78.
18. **Silva da A. J. S. T.** [et al.] Quenching and Partitioning process in Ductile Cast Irons. *10th International Symposium on the Science and Processing of Cast Iron – SPCI10*. Mar del Plata, 2014, 8 p.
19. **Akor T., Tuleun L. T.** Effect of Austempering Time on the Mechanical Properties Of Ductile Iron, Austempered in Rubber Seed Oil. *International Journal of Engineering Research and Development*, 2014, vol. 10, pp. 31–34.
20. **Pellizzari M.** [et al.] Austempering kinetics of a ductile iron. *La Metallurgia Italiana*, 2015, no. 10, pp. 15–20.
21. **Kochański A.** [et al.] Comparison of Austempered Ductile Iron and Manganese Steel Wearability. *Archives of Foundry Engineering*, 2015, vol. 15, pp. 51–54.
22. **Putatunda S.K., Panneerselvam S., Alshwigi M.** Development of Nanostructured Austempered Ductile Cast Iron (ADI). *Proceedings of the 28th ASM Heat Treating Society Conference*, 2015, pp. 71–75.
23. **Janjić M.** [et al.] Influence of austempering heat treatment on mechanical and corrosion properties of ductile iron samples. *Metallurgija*, 2016, vol. 55, pp. 325–328.
24. **Wang B.** [et al.] Study of Ausferrite Transformation Kinetics for Austempered Ductile Irons with and without Ni. *SAE International*, 2016, 8 p.
25. **Solic S., Schauerperl Z., Donik Č.** Improvement in Abrasion Wear Resistance and Microstructural Changes with Deep Cryogenic Treatment of Austempered Ductile Cast Iron (ABČ). *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, vol. 47, 18 p.
26. **Alves V. C. C.** [et al.] Correlation between microstructure and mechanical properties of an austempered ductile iron. *22° CBEC-iMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*. Natal, 2016, pp. 5595–5603.
27. **Mrzyglód B.** [et al.] Characteristics of ADI ductile cast iron with single addition of 1.56% Ni. *Arch. Metall. Mater*, 2017, vol. 62, pp. 2273–2280.
28. **Panneerselvam S.** *Development of Nanostructured Austempered Ductile Cast Iron: Diss. ... Doctor of Philosophy*. Michigan, 2017, 199 p.
29. **Abioye A.A.** [et al.] Microstructural Characterization and Some Mechanical Behaviour of Low Manganese Austempered Ferritic Ductile Iron. *International Journal of Applied Engineering Research*, 2017, vol. 12, no. 23, pp. 13435–13441.
30. **Panneerselvam S., Putatunda S.K.** Processing of Nanostructured Austempered Ductile Cast Iron (ABČ) by a Novel Method. *International Journal of Metallurgy and Metal Physics*, 2018, vol. 3, iss. 20, 11 p.
31. **Sellamuthu P.** [et al.] Austempered Ductile Iron (ADI): Influence of Austempering Temperature on Microstructure, Mechanical and Wear Properties and Energy Consumption. *Metals*, 2018, vol. 8, 12 p.
32. **Dakre V.S.** [et al.] Characterization of Austempered Ferritic Ductile Iron. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 346, 10 p.
33. **Hegde A., Sharma S., Sadanand R.V.** Mechanical characterization and optimization of heat treatment parameters of manganese alloyed austempered ductile iron. *Journal of Mechanical Engineering and Sciences*, 2019, vol. 13, pp. 4356–4367.

34. **Tyrala E.** [et al.] Evaluation of Volume Fraction of Austenite in Austempering Process of Austempered Ductile Iron. *Metals*, 2019, vol. 9, 10 p.
35. **Moussa R. R.** [et al.] An Investigation into Mechanical Properties of Ductile Cast Iron with Different Heat Treatment Processes. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, 2019, vol. 63, pp. 183–187.
36. **Kazazi A.** [et al.] The Austempering Kinetics, Microstructural Development, and Processing Window in the Austempered, Fe-3.2C-4.8Al Compacted Graphite Cast Iron. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 17, no. 4, pp. 46–54.
37. **Landesberger M.** [et al.] Phase Transition Kinetics in Austempered Ductile Iron (ADI) with Regard to Mo Content. *Materials*, 2020, vol. 13, 23 p.
38. **Górny M.** [et al.] Structure Homogeneity and Thermal Stability of Austempered Ductile Iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, vol. 52A, 11 p.
39. **Negm A.** [et al.] Effect of Cast Thickness and Austenitizing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of ADI and IADI Castings. *Open Journal of Metal*, 2021, vol. 11, pp. 21–35.
40. **Skudlarek W., Krmasha M. N., Al-Rubaie K. S.** Effect of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron modified by niobium. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 12, pp. 2414–2425.
41. **Hoang L. V.** [et al.] Influence of Heat Treatment Processing Three Phase Region on the Microstructure and Hardness ADI Alloys. *Journal of Mechanical Engineering Research and Developments*, 2021, vol. 44, no. 7, pp. 289–296.
42. **Ibeh S. C.** [et al.] Influence of Austempering Temperature on Physiochemical and Microstructural Properties of Ductile Cast Iron (ADI) with Selected Local Oil Quenchants. *International Journal of Research Publication and Reviews*, 2021, vol. 2, pp. 343–349.
43. **Zhang Y.** [et al.] Insights into effect of first-step austempering temperature on the microstructure and properties of austempered ductile iron. *Mater. Res. Express*, 2021, vol. 8, 9 p.
44. **Hegde A.** [et al.] Effect of austempering temperature and manganese content on the impact energy of austempered ductile iron. *Cogent Engineering*, 2021, vol. 8, 9 p.
45. **Bai J.** [et al.] Microstructures and Mechanical Properties of Ductile Cast Iron with Different Crystallizer Inner Diameters. *Crystals*, 2022, vol. 12, 15 p.
46. **Hofmam D.** [et al.] Artificial Neural Networks for Producing a Low-Cost Austempered Ductile Iron. *Materials Research*, 2022, vol. 25, 6 p.
47. **Keles A., Cengyz R., Yildirim M.** Effect of alloying elements and technological parameters of austempering on the structure and mechanical properties of ductile cast iron (ADI). *Metal Science and Heat Treatment*, 2023, vol. 65, no. 3–4, pp. 191–199.
48. **Kejzlar P.** [et al.] Highly Accurate Structural Analysis of Austempered Ductile Iron Using EBSD Technique. *Materials Science Forum*, 2023, vol. 1081, pp. 125–130.
49. **Machado H. D., Aristiza'bal-Sierra R., Garcia-Mateo C.** Effect of intercritical austenitization and starting matrix on martensite start temperature and austenite carbon concentration in ductile iron. *International Journal of Metalcasting*, 2024, 11 p.
50. **Pereira L., Pasini W. M., Karlinski de Barcellos V.** Development of ductile iron alloy for ADI production using heated air in austempering. *REM-International Engineering Journal*, 2025, vol. 78, 10 p.
51. **Ghasemi R., Salomonsson K., Dioszegi A.** Synergistic Effects of Austempering Variables on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Temperature Austenitized Compacted Graphite Irons. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2025, 14 p.
52. **Pokrovskij A. I.** Bejnitnyj chugun: patent (izobretenie) [Bainitic cast iron: patent] 23331 Resp. Belarus' (invention), MPK (2006.01) S 22S 37/10/ – № a 20190368; zajavl. 24.07.2018, opubl. 28.02.2021. *Afic. bjull. / NCIU = Official bulletin / National Center for Intellectual Property*, 2021, no. 1, p. 57.
53. **Pokrovskij A. I., Sen'ko S. F.** Bejnitnyj chugun: patent (izobretenie) [Bainitic cast iron: patent] 22823 Resp. Belarus', MPK (2006.01) S 22S 37/10/. – № a 20180359; zajavl. 24.07.2018; opubl. 30.12.2019. *Afic. bjull. / NCIU = Official bulletin / National Center for Intellectual Property*, 2019. – no. 6, p. 98.
54. **Pokrovskij A. I.** Ausferritnyj chugun: patent (izobretenie) [Ausferritic cast iron: patent] 23393 Resp. Belarus', MPK (2006.01) S 22S 37/10/ – № a 20200023; zajavl. 27.01.2020, opubl. 30.04.2021. *Afic. bjull. / NCIU = Official bulletin / National Center for Intellectual Property*, 2021, no. 2, p. 50.
55. **Pokrovskij A. I.** Ausferritnyj chugun: patent (izobretenie) [Ausferritic cast iron: patent] 23389 Resp. Belarus', MPK (2006.01) S 22S 37/10/ – № a 20200022; zajavl. 27.01.2020, opubl. 30.04.2021. *Afic. bjull. / NCIU = Official bulletin / National Center for Intellectual Property*, 2021, no. 2, p. 50.
56. **Pokrovskij A. I.** Konceptcija sozdaniya jekonomnolegirovannyh ausferritnyh (bejnitnyh) vysokoprochnyh chugunov [Concept for development of economically alloyed ausferritic (bainitic) ductile cast irons]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 29–37.
57. **Marukovich E. I., Pokrovskij A. I.** Razrabotka jekonomnolegirovannyh vysokoprochnyh ausferritnyh (bejnitnyh) chugunov – magistral'noe napravlenie v chugunolitejnoj promyshlennosti [Development of economically alloyed high-strength ausferritic (bainitic) cast irons is the main direction in the cast iron foundry industry]. *Litejshhik Rossii = Foundryman of Russia*, 2022, no. 12, pp. 16–20.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-114-119>  
УДК 621.79

Поступила 17.06.2025  
Received 17.06.2025

## ВОЗМОЖНОСТИ УЛУЧШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ ЛИТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

С. А. МАЦИНОВ, В. А. КАЛИНИЧЕНКО, Белорусский национальный технический университет,  
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: kvlad@bntu.by

*Срок службы изделий, имеющих наплавленные металлические или керамические покрытия, напрямую зависит от целого ряда их механических и физических свойств. Для деталей, работающих в узлах трения, весьма важным показателем является прочность нанесенных покрытий, которая напрямую связана с их твердостью. В работе проведен анализ изменения твердости покрытий и материала подложки по сечению образцов. Показаны отличия по твердости у образцов, прошедших термическую обработку, и необработанных аналогов. Проведен анализ склонности к разрушению покрытий с низкой и средней энтропией, нанесенных плазменным напылением на чугуны, медные и композиционные сплавы. Показана возможность оптимизации подложки для напыления.*

**Ключевые слова.** Плазменное напыление, композиционные материалы, высокопрочные покрытия, медные сплавы, чугуны, антифрикционные материалы.

**Для цитирования.** Мацинов, С. А. Возможности улучшения поверхностных свойств литых композиционных материалов / С. А. Мацинов, В. А. Калиниченко // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 114–119. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-114-119>.

## POTENTIALS FOR IMPROVING THE SURFACE PROPERTIES OF CAST COMPOSITE MATERIALS

S. A. MATSINOV, U. A. KALINICHENKO, Belarusian National Technical University,  
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: kvlad@bntu.by

*The service life of components with metallic or ceramic overlay coatings directly depends on a number of their mechanical and physical properties. For parts operating in friction assemblies, the strength of the applied coatings – closely linked to their hardness – is of particular importance. This study presents an analysis of hardness variation across the cross-section of the coatings and substrate materials. A comparison is made between heat-treated samples and their untreated counterparts, highlighting notable differences in hardness. The susceptibility to failure of low- and medium-entropy coatings applied via plasma spraying onto cast irons, copper alloys, and composite materials is examined. The work also demonstrates the potential for optimizing the substrate to enhance coating performance.*

**Keywords.** Plasma spraying, composite materials, high-strength coatings, copper alloys, cast irons, antifriction materials.

**For citation.** Matsinov S. A., Kalinichenko U. A. Potentials for improving the surface properties of cast composite materials. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 114–119. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-114-119>.

При длительной эксплуатации машин изнашивание деталей сопровождается снижением эксплуатационных показателей, что вызывает ухудшение качества изготавливаемых изделий. Изнашивание рабочих поверхностей деталей нередко требует их полной замены. Это повышает себестоимость производства из-за больших амортизационных отчислений [1].

Для повышения эксплуатационных показателей и увеличения срока службы деталей машин используют различные способы поверхностного упрочнения. На сегодняшний день существует множество методов нанесения покрытий: термическое напыление, электрохимические, плазменные технологии. Каждый из этих методов обладает уникальными преимуществами, но также сталкивается с рядом технологических ограничений, таких как проблемы адгезии, внутренние напряжения, пористость и неоднородность покрытий.

Одним из решений данных проблем будет правильный выбор подложки. В качестве объекта исследований выбраны образцы на основе черных, цветных и композиционных материалов, полученные с помощью литейной технологии с последующим нанесением покрытий методом плазменного

напыления [2, 3], при котором порошковый наплавочный материал подается в сопло струей транспортирующего газа, нагревается плазмой и с ускорением переносится на поверхность основного материала для образования покрытия [4].

В качестве материалов подложки использовали чугуны, безоловянистую бронзу и композиционный материал на основе безоловянистой бронзы, армированной чугунными гранулами. В качестве напыляемых материалов применяли: самофлюсующийся порошок (СР 4) по ГОСТ 21448-75 [3] (основа Ni; C – 0,6–1,0%; Cr – 15–18%; Si – 3,0–4,5%; В – 2,8–3,8%; Fe – <5,0%); самофлюсующийся порошок (СР 4) с добавлением 8% железа; керамику ( $Al_2O_3$ ). Общий вид нанесенных покрытий отображен на рис. 1.



Рис. 1. Образцы после напыления:  
*а–в* – самофлюсующийся порошок (СР 4) на чугуне, бронзе и композите;  
*г–е* – самофлюсующийся порошок (СР 4) с добавлением 8% железа на чугуне, бронзе и композите;  
*ж–к* – керамика ( $Al_2O_3$ ) на чугуне, бронзе и композите

В качестве сравнительных характеристик выбраны такие параметры, как твердость и трещиностойкость.

После изготовления шлифов из напыленных образцов по ранее разработанной методике [3] проведена визуальная оценка полученных покрытий. На рис. 2 представлены покрытия с напылением самофлюсующегося порошка СР 4 и оксида алюминия, на рис. 3 – того же порошка с добавлением 8% железа.

Из анализа рис. 2 видно, что наиболее высокая адгезия покрытия наблюдается в случае его нанесения на бронзовую подложку, адгезия при нанесении на чугун минимальна, а композит занимает промежуточное положение. Данный факт может объясняться способностью подложек к термическому расширению, которое максимально у бронзы и минимально у чугуна.

С увеличением энтропии сплава с низкой до средней при добавлении 8% железа картина изменяется (рис. 3). Заметно полное отсутствие покрытия на бронзовом образце, которое откололось после охлаждения в результате сжатия образца.

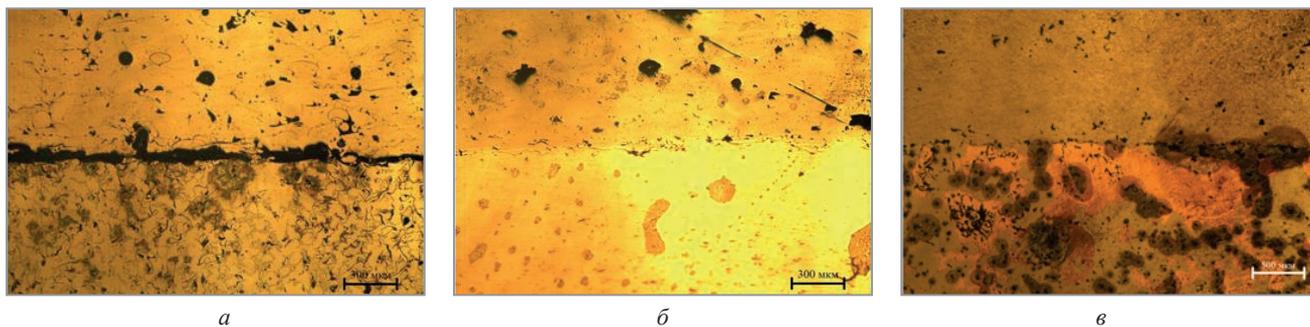


Рис. 2. Покрытия с напылением самофлюсующегося порошка CP 4:  
*a* – серый чугуи; *б* – безоловянистая бронза; *в* – композиционный материал

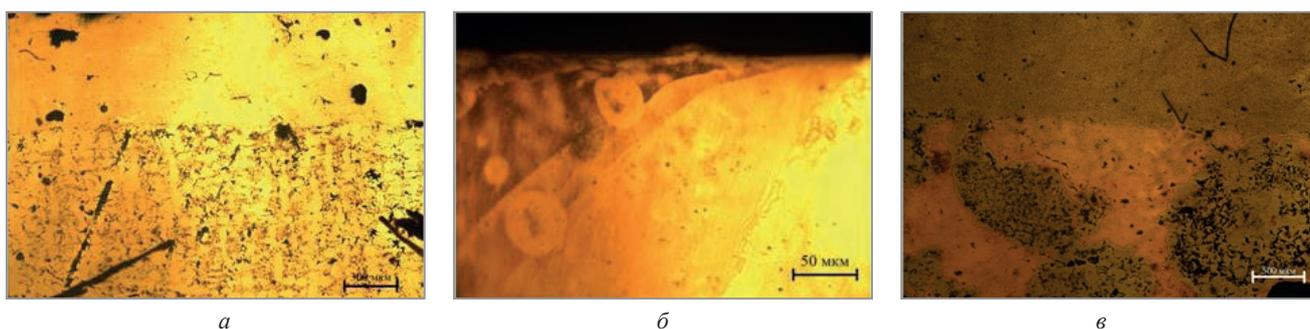


Рис. 3. Покрытия с напылением самофлюсующегося порошка CP 4 с добавлением 8% железа:  
*a* – серый чугуи; *б* – безоловянистая бронза; *в* – композиционный материал

Покрытия с напылением оксида алюминия, представленные на рис. 4, имеют схожую тенденцию с предыдущим случаем, что, возможно, объясняется твердостью керамики как таковой. Однако благодаря технологическим особенностям напыления покрытия отличаются низкой толщиной, что, видимо, не позволило произойти полному отрыву покрытия от медного образца, а процесс ограничился лишь местным отслаиванием.

В качестве прибора для измерения микротвердости использовали микротвердомер MicroVicky VH1010A. Выбраны четыре характерные области для изучения твердости, такие как само покрытие, 1 мм от покрытия, сердцевина образца и его нижняя часть (рис. 5).

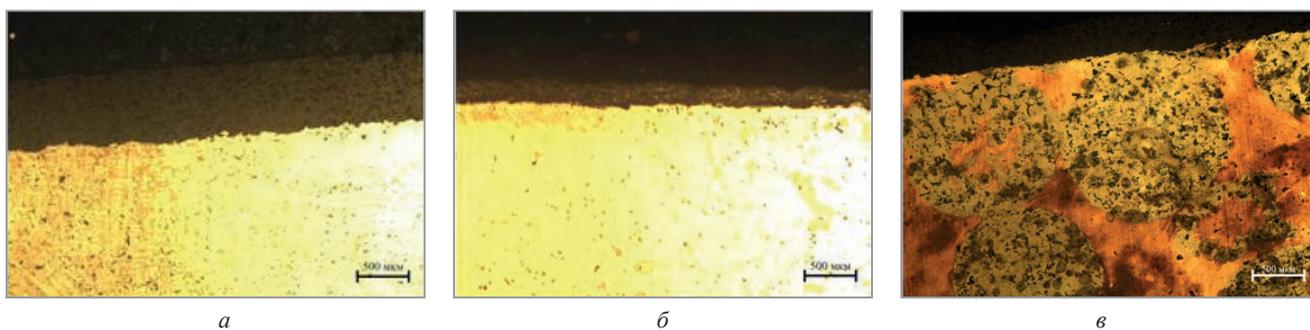


Рис. 4. Покрытия с напылением оксида алюминия: *a* – серый чугуи; *б* – безоловянистая бронза; *в* – композиционный материал

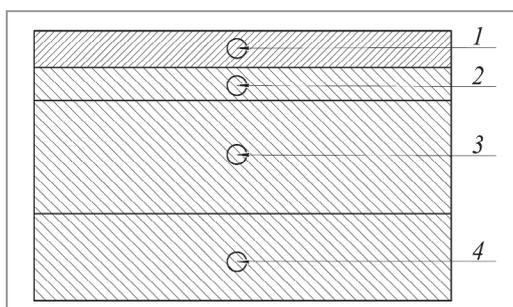


Рис. 5. Зоны замеров твердости: 1 – покрытие; 2 – 1 мм от покрытия; 3 – сердцевина образца; 4 – нижняя часть образца

Показатели твердости образцов представлены на рис. 6–8.

На бронзовых образцах произошло скалывание покрытия  $\text{Cr4} + \text{Fe}$  (8%) и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , поэтому они не представлены на рис. 6. Наиболее твердыми покрытиями отличается среднеэнтропийный сплав на основе  $\text{Cr4}$  с добавками железа, что скорее всего и послужило причиной его отслоения от бронзовых образцов. Причиной отслоения покрытия на основе оксида алюминия, видимо, являлась его исходная хрупкость и невозможность противостоять деформационным нагрузкам.

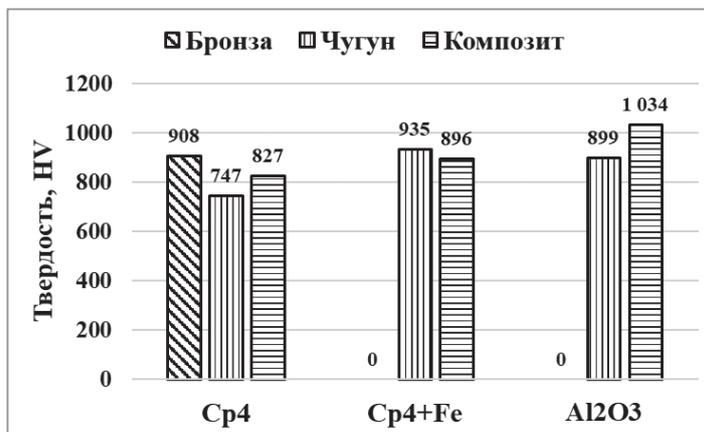


Рис. 6. Показатели твердости покрытий

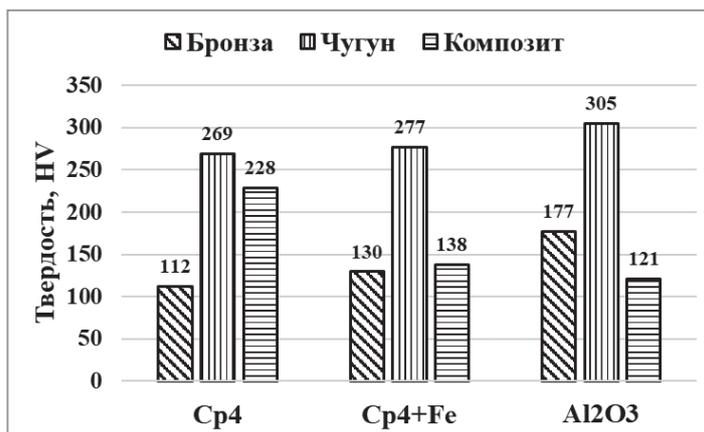


Рис. 7. Показатели твердости на расстоянии 1 мм от покрытия

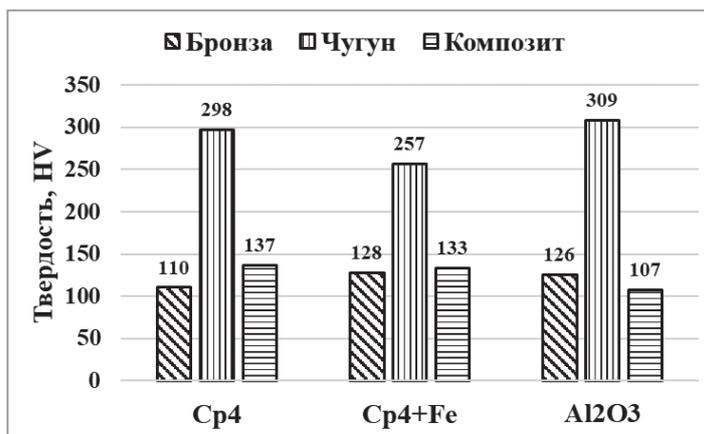


Рис. 8. Показатели твердости в сердцевине образцов

При напылении на композиционный материал отсутствуют отслаивания любых типов покрытий от материала подложки. При этом наблюдается значительный рост твердости, например, при использовании керамического покрытия твердость покрытия превышает 1000 HV против 899 HV у аналогичного покрытия на чугуне.

Однородность покрытий по составу и свойствам, а также качество проведенных экспериментов подтверждаются практически одинаковой длиной диагоналей отпечатков алмазного индентера на покрытии, полученных при измерении микротвердости.

В ходе исследования оценили изменение твердости самого композиционного материала, которое должно было быть вызвано воздействием нагрева при нанесении покрытия струей плазмы. Замеры осуществляли в зонах 2–4 (рис. 5). Видно наличие экстремумов у сплавов с низкой энтропией и керамикой. При приближении сплава к высокой энтропии (случай CP4 + 8% Fe) показатели твердости выравниваются по сечению образца.

Наблюдается наиболее высокая твердость в зоне, прилегающей к покрытию. Данный факт может объясняться высокими скоростями перегрева и охлаждения поверхности, играющими роль поверхностной закалки композиционного материала. Затем следует зона падения твердости, связанная с наименьшими скоростями охлаждения.

Далее после получения показателей твердости покрытий и по всему телу образцов предложено проверить покрытия на стойкость к прилагаемым нагрузкам (растрескиванию). Для проверки покрытий использовали твердомер стационарный по Бринеллю ТШ-2 с приложением нагрузки на шарообразный индентор 3 т.

В случае использования подложек на основе чугуна и бронзы получился результат практически полного разрушения всех типов наносимых покрытий, общий вид которых представлен на рис. 9.

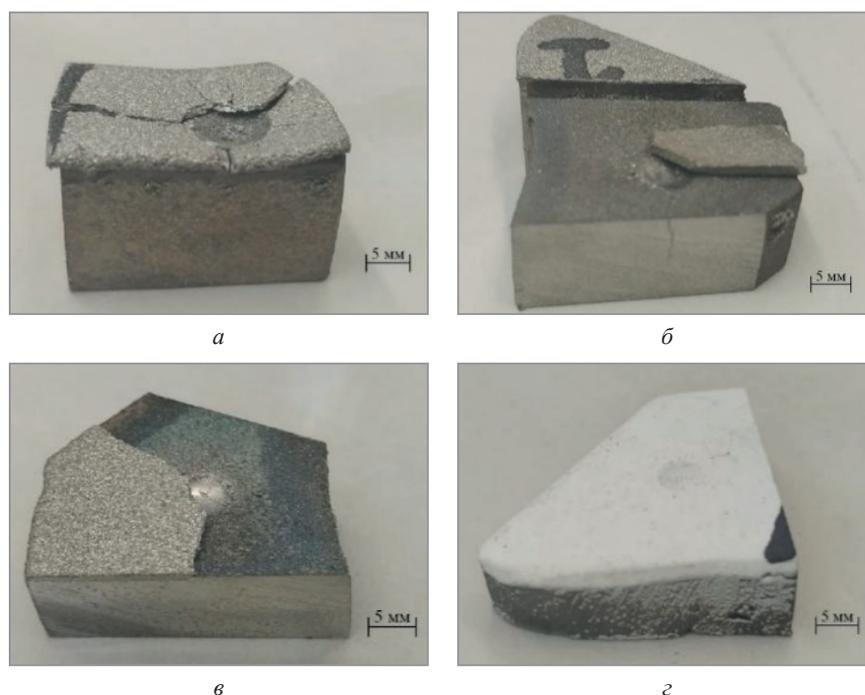


Рис. 9. Образцы после нагружения:

*a* – самофлюсующийся порошок (CP 4) на бронзе; *б* – самофлюсующийся порошок (CP 4) на чугуне;  
*в* – самофлюсующийся порошок (CP 4) с добавлением 8% железа на чугуне; *г* – керамика ( $Al_2O_3$ ) на чугуне

Как видно из рис. 9, с покрытиями на основе чугуна и бронзы произошли следующие изменения. Самофлюсующийся порошок (CP 4) на бронзе (рис. 9, *a*) подвергся полному растрескиванию с частичным отслаиванием, что делает покрытие непригодным к дальнейшему использованию. Аналогично непригодным показал себя самофлюсующийся порошок (CP 4) на чугуне, при этом в данном случае покрытие полностью отслоилось от подложки (рис. 9, *б*). Как было указано ранее, остальные типы покрытий отслоились от медных подложек при нормальной температуре и в дальнейшем не рассматривались. При использовании самофлюсующегося порошка (CP 4) с добавлением 8% железа на чугуне (рис. 9, *в*) картина соответствует случаю с CP 4, описанному ранее. У напыленного оксида алюминия (рис. 9, *г*) ввиду его незначительной толщины не наблюдалось сколь значимого растрескивания.

Далее эксперименты продолжены на покрытиях, нанесенных на композиционный материал. Во всех случаях отслаивания покрытий не наблюдалось. Деформация произошла совместно с композиционным материалом подложки, что подтверждают как внешний вид отпечатков (рис. 10, *a–e*), так и исследование микроструктуры (рис. 10, *ж–к*).

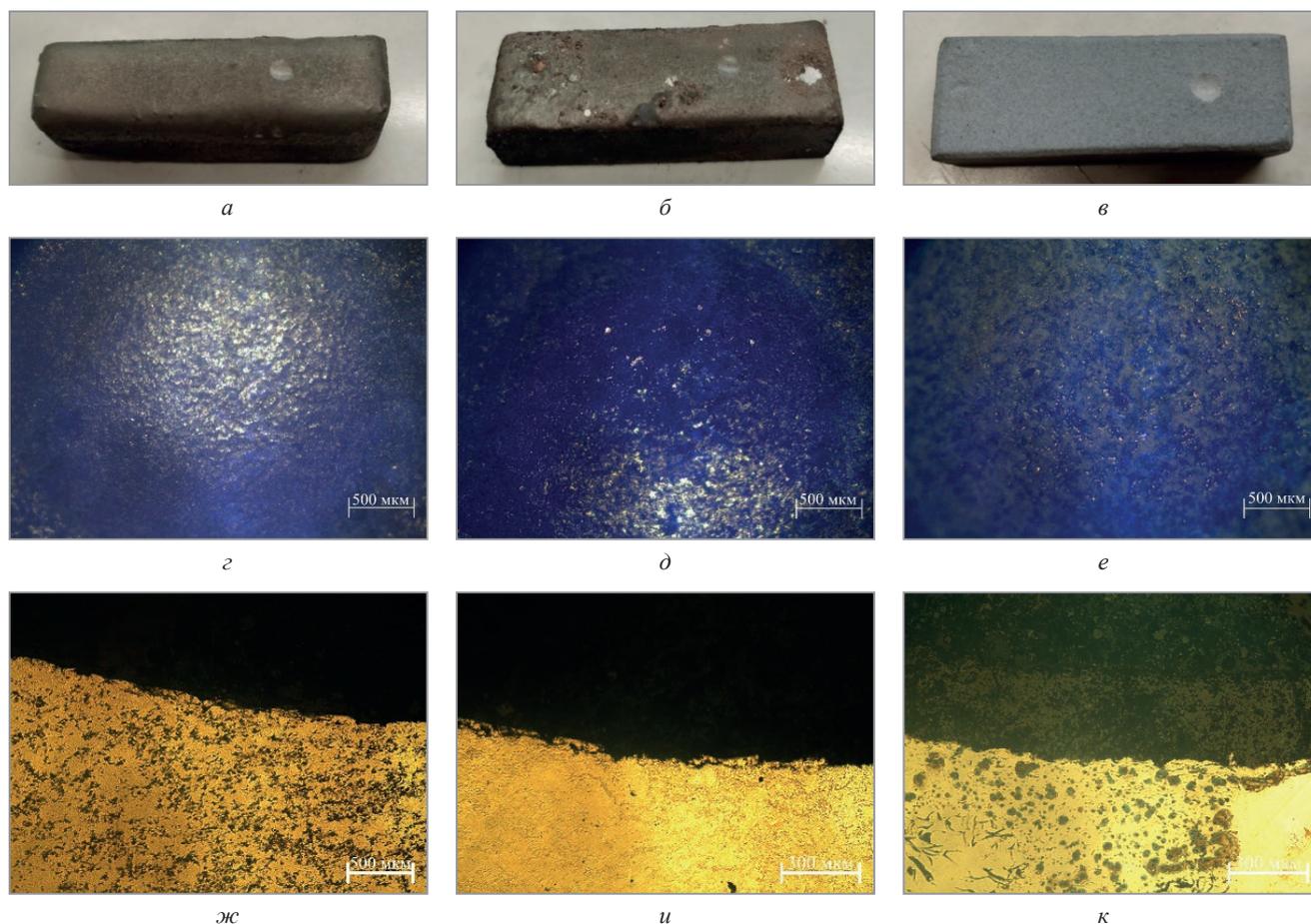


Рис. 10. Образцы напыленного композиционного материала после нагружения: а, г, ж – самофлюсующийся порошок (СР 4); б, д, и – самофлюсующийся порошок (СР 4) с добавлением 8% железа; в, е, к – керамика ( $Al_2O_3$ ) на чугуне

### Выводы

Результаты исследований показали перспективность использования композиционных материалов для плазменного нанесения покрытий. При этом материалы, являющиеся исходными для создания композиции, уступают по адгезии покрытий к поверхности, а в ряде случаев вообще не способны к удержанию нанесенного покрытия.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Хасуи, А. Наплавка и напыление / А. Хасуи, О. Моргаки. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.
2. Мацинов, С. А. Технология подготовки и ремонта изношенных деталей методами плазменного напыления на примере композиционных втулок скольжения / С. А. Мацинов, В. А. Калиниченко // Инновационные технологии в агропромышленном комплексе – сегодня и завтра: материалы 8-й Междунар. науч.-практ. конф. – Гомель, 2024. – С. 80–84.
3. ГОСТ 21448-75. Порошки из сплавов для наплавки. – М.: Изд-во стандартов, 1977. – 15 с.
4. Studfile [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://studfile.net/preview/17015021/page:5/>.

### REFERENCES

1. Hasui A., Morgaki O. *Naplavka i napylenie* [Surfacing and spraying]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985, 240 p.
2. Macinov S.A., Kalinichenko V.A. *Tehnologija podgotovki i remonta iznoshennyh detalej metodami plazmennogo napylenija na primere kompozicionnyh vtulok skol'zhenija* [Technology of preparation and repair of worn parts by plasma spraying methods using composite sliding bushings as an example.]. *Innovacionnye tehnologii v agropromyshlennom komplekse – segodnja i zavtra: materialy 8-j Mezhdunar. nauch.-prakt. konf.* = *Innovative Technologies in the Agro-Industrial Complex – Today and Tomorrow: Proceedings of the 8th International Scientific and Practical Conference*. Gomel, 2024, pp. 80–84.
3. *GOST 21448-75. Poroshki iz splavov dlja naplavki* [State standard & 21448-75. Alloy powders for surfacing]. Moscow, Izd-vo standartov Publ., 1977, 15 p.
4. Studfile [Electronic resource]. <https://studfile.net/preview/17015021/page:5/>.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-120-128>  
УДК 621.74

Поступила 31.07.2025  
Received 31.07.2025

## К ВОПРОСУ ИССЛЕДОВАНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ, В ТОМ ЧИСЛЕ С ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ИХ ОБРАБОТКОЙ ПАССИВАЦИЕЙ И ЛАКОКРАСОЧНЫМ МАТЕРИАЛОМ

Н. И. УРБАНОВИЧ, К. Э. БАРАНОВСКИЙ, Т. И. БЕНДИК,  
В. Г. ДАШКЕВИЧ, Г. Ф. ЛИВШИЦ, Я. С. ПУЗЫНИН,

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.  
E-mail: niurbanovich@bntu.by, baranosky\_metolit@bntu.by

В. Г. МАТЫС, Белорусский государственный технологический университет,  
Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13А. E-mail: vmatys@belstu.by

В статье представлен краткий обзор ранее полученных авторами результатов исследований химического, гранулометрического состава дисперсного цинкосодержащего отхода (цинковой пыли), образующегося при цинковании труб и последующей их паровой обдувке, влияния технологических параметров, таких как состав смеси, температура термодиффузионного цинкования, на толщину, структуру и свойства цинковых покрытий, полученных методом термодиффузионного цинкования в насыщающих смесях на базе цинкосодержащего отхода. Так как основной функцией цинкового покрытия является защита металла от коррозии, для проведения сравнительных испытаний на коррозионную стойкость в камере соляного тумана были изготовлены образцы цинковых покрытий на базе цинкового порошка и цинкосодержащего отхода производства в установке с вращающимся контейнером. Известно, что с целью повышения коррозионной стойкости цинковые покрытия пассивируют и покрывают лакокрасочным материалом. Часть образцов с цинковыми покрытиями также подвергали дополнительной обработке. Проведение сравнительных испытаний в соляном тумане (в настоящее время испытания продолжаются) на коррозионную стойкость цинковых покрытий позволили установить, что после 300 ч испытаний покрытия, полученные на основе цинкосодержащего отхода, незначительно уступают по защитным свойствам покрытиям на основе стандартного порошка цинка. Дополнительная обработка, а именно пассивация данных покрытий, позволила практически подавить белую коррозию. А применение комплексного лакокрасочного покрытия (пассивация + окрашивание) позволяет обеспечить полную устойчивость к коррозии не менее 300 ч в камере солевого тумана.

**Ключевые слова.** Термодиффузионное цинкование, покрытие, цинкосодержащий отход производства, коррозионная стойкость, пассивация, лакокрасочный материал.

**Для цитирования.** Урбанович, Н. И. К вопросу исследования коррозионной стойкости цинковых покрытий, в том числе с дополнительной их обработкой пассивацией и лакокрасочным материалом / Н. И. Урбанович, К. Э. Барановский, Т. И. Бендик, В. Г. Дашкевич, Г. Ф. Лившиц, Я. С. Пузынин, В. Г. Матыс // *Литье и металлургия*. 2025. № 3. С. 120–128. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-120-128>.

## ON THE ISSUE OF STUDYING THE CORROSION RESISTANCE OF ZINC COATINGS, INCLUDING THEIR ADDITIONAL TREATMENT WITH PASSIVATION AND PAINT AND VARNISH MATERIAL

N. I. URBANOVICH, K. E. BARANOVSKY, T. I. BENDIK,  
V. G. DASHKEVICH, G. F. LIVSHITS, Ya. S. PUZYNIN,

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.  
E-mail: niurbanovich@bntu.by, baranosky\_metolit@bntu.by

V. G. MATYS, Belarusian State Technological University,  
Minsk, Belarus, 13A, Sverdlova str. E-mail: vmatys@belstu.by

This paper presents a brief review of the results previously obtained by the authors in their studies of the chemical and granulometric composition of zinc-containing dispersed waste (zinc dust) generated during the galvanizing of pipes and subsequent steam blowing. It also examines the influence of technological parameters such as the mixture composition and the temperature of thermodiffusion galvanizing on the thickness, structure, and properties of zinc coatings produced using thermodiffusion galvanizing in saturating mixtures based on zinc-containing waste. Since the primary function of zinc coatings is corrosion protection, samples of zinc coatings based on both standard zinc powder and production waste were fabricated in

a rotating container unit for comparative corrosion resistance testing in a salt spray chamber. It is well known that to enhance corrosion resistance, zinc coatings are commonly passivated and coated with paint materials. Some of the zinc-coated samples were also subjected to additional treatments. The comparative salt spray chamber testing (ongoing at the time of writing) revealed that after 300 hours of exposure, the coatings produced from zinc-containing waste only slightly underperformed in terms of protective properties compared to those made with standard zinc powder. Additional treatments, specifically passivation, nearly eliminated white rust formation. Furthermore, the use of a combined paint coating system (passivation + painting) ensured complete corrosion resistance for no less than 300 hours in the salt spray chamber. **Keywords.** Thermal diffusion galvanizing, coating, zinc-containing production waste, corrosion resistance, passivation, paint and varnish material.

**For citation.** Urbanovich N. I., Baranovsky K. E., Bendik T. I., Dashkevich V. G., Livshits G. F., Puzynin Ya. S., Matys V. G. On the issue of studying the corrosion resistance of zinc coatings, including their additional treatment with passivation and paint and varnish material. *Foundry production and metallurgy*, 2025, no. 3, pp. 120–128. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-120-128>.

Коррозия металлических изделий представляет серьезную проблему, поскольку наносит значительный экономический и экологический ущерб национальным экономикам. Цинкование – один из наиболее распространенных методов защиты стали от коррозии. Среди множества способов формирования цинковых покрытий на сталях основными являются горячее, гальваническое, холодное и термодиффузионное цинкование.

Наиболее высокую прочность связи покрытия с основным материалом получают при термодиффузионном цинковании. В качестве цинксодержащего компонента в порошковых смесях традиционно используют цинковый порошок (ГОСТ 12601-76). Ранее авторами данной статьи показана возможность применения вместо цинкового порошка дисперсного цинксодержащего отхода (цинковой пыли), образующегося при цинковании труб и последующей их паровой обдувке, что позволяет не только снизить стоимость оцинкованных изделий, но и обеспечить рециклинг цинка в промышленный оборот [1–5]. В результате проведенных исследований установлено, что по содержанию цинка отход примерно соответствует порошковому цинку (ГОСТ 12601). Доля чистого цинка в пыли составляет 95%. Ситовый анализ (ГОСТ 18318-94) цинковой пыли показал, что ее гранулометрический состав в рекомендуемой для термодиффузионного цинкования фракции  $\leq 250$  мкм, доля которой составляет 87 мас. %, соответствует гранулометрическому составу стандартного порошкового цинка.

Авторами также проведены исследования по влиянию таких технологических параметров, как состав смеси и температура термодиффузионного цинкования, на структуру, толщину и свойства диффузионных цинковых покрытий, полученных в насыщающих смесях на основе цинковой пыли [1, 3–5]. В результате установлено, что изгарь, являющаяся отходом горячего цинкования, можно рекомендовать для использования в составе порошковой композиции в качестве дешевого заменителя цинксодержащего и активирующего компонента.

Поскольку термодиффузионное цинкование можно осуществлять как в стационарном контейнере, так и во вращающемся (шерадизация), проведены исследования по изучению их влиянию на толщину слоев цинкового покрытия, микроструктуру, цвет покрытий, полученных в смесях на основе цинкового порошка и отхода горячего цинкования. Установлено, что покрытие, полученное методом термодиффузионного цинкования в порошковой смеси на основе цинковой пыли в стационарном контейнере, характеризуется более светлым матовым оттенком серого цвета, чем покрытие, полученное в стационарном контейнере на стандартном цинке. Показано, что при получении диффузионного цинкового покрытия в подвижном контейнере на основе порошкового цинка или отхода его цвет на изделии получается более темным, чем в стационарном контейнере.

Проведенные исследования позволили выявить следующую закономерность: для получения одинаковой толщины цинкового покрытия при термодиффузионном цинковании во вращающемся контейнере требуется меньше времени выдержки, чем в стационарном. На рис. 1 представлена зависимость роста толщины покрытия от продолжительности цинкования при температуре 410–420 °С и остывания вне печи в стационарном контейнере и вращающемся со скоростью 1 об/мин емкостью 1,8 дм<sup>3</sup>.

Анализ зависимостей показал, что толщина термодиффузионного цинкового покрытия, получаемого во вращающемся и стационарном контейнерах, растет с увеличением времени процесса цинкования. При этом наращивание цинкового слоя во вращающемся контейнере более интенсивное, чем в стационарном. Так, при времени цинкования (отсчет ведется от момента выхода печи на заданную температуру) 0,5 ч (не считая времени остывания вне печи) во вращающемся контейнере скорость наращивания покрытия в 1,5 раза выше, чем в стационарном, а при выдержке 1 ч – примерно в 2 раза. По-видимому, интенсификация роста толщины покрытия в подвижном контейнере связана с постоянным контактом

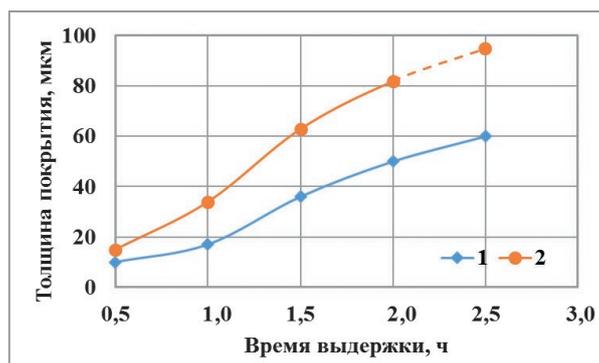


Рис. 1. Зависимость изменения толщины покрытия от продолжительности цинкования в контейнере:  
1 – стационарном; 2 – вращающемся

цинкуемой поверхности со свежим цинком, который обновляется в процессе цинкования во вращающемся контейнере в отличие от цинкования в стационарном контейнере.

Так как основной функцией цинкостойкого покрытия является защита металла от коррозии, цель данной работы – проведение сравнительных испытаний на коррозионную стойкость цинковых покрытий, в том числе с нанесенными пассивирующими пленками и лакокрасочным материалом.

Для проведения сравнительных коррозионных испытаний цинковых покрытий с дополнительной их обработкой пассивацией и покраской изготовили цинковые покрытия на базе не только отхода горячего цинкования, но и порошкового цинка. С этой целью, кроме металлоизделий, цинкованию подвергали образцы в виде квадратных пластин из стали Ст3 размером 50×50, толщиной 3,0 мм.

Термодиффузионное цинкование осуществляли в установке с вращающимся контейнером, наиболее часто применяемой в промышленных условиях, емкостью 1,8 дм<sup>3</sup>, со скоростью вращения контейнера 1 об/мин. На рис. 2 представлены оцинкованные металлоизделия, полученные в печи для термодиффузионного насыщения с вращающейся ретортой.



Рис. 2. Металлоизделия и пластины после нанесения цинкового покрытия

Визуальная оценка качества внешнего вида показала, что цинковые покрытия не имеют несплошностей, а их поверхность по цвету выглядит матовой темно-серой. Толщина цинкового покрытия на полученных образцах, исследованная с помощью прибора «Константа 5К», в среднем составляет 60–70 мкм.

Металлографический анализ цинковых покрытий осуществляли с помощью комплекса Mikro Vert МИ – 1, SIMAGIS 4M – 00, с программным обеспечением SIAMS. Микрофотографии структур представлены на рис. 3.

Сравнивая микроструктуры полученных цинковых покрытий во вращающемся контейнере в смесях на базе порошкового цинка и цинкового отхода, наблюдаем, что во все случаях диффузионные цинковые покрытия состоят из последовательно чередующихся слоев Г- и δ-фаз. При этом ζ-фазы не наблюдаются.

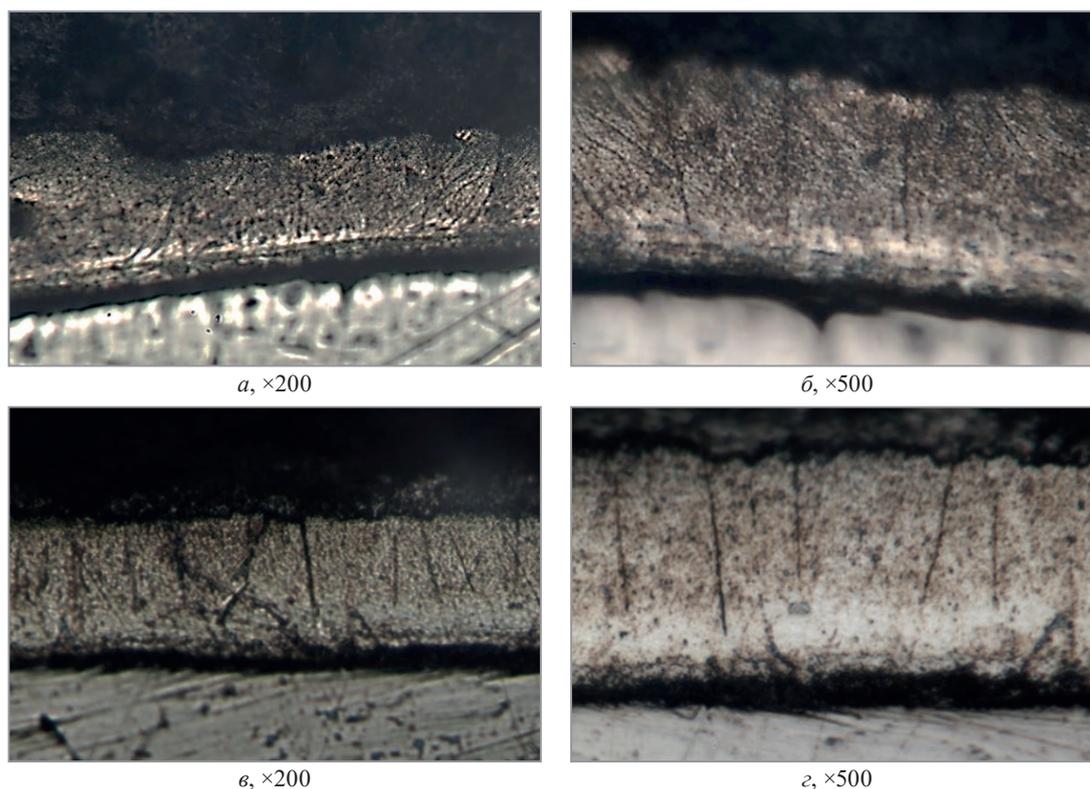


Рис. 3. Микрофотографии структур цинкового покрытия, полученного в установке с вращающимся контейнером:  
*a, б* – в смеси 50%  $Zn_{ст}$  + 49%  $Al_2O_3$  + 1%  $NH_4Cl$ ;  
*в, з* – в смеси 50%  $Zn_{отх}$  + 49,9%  $Al_2O_3$  + 0,1% изгарь – отход горячего цинкования

Следует отметить, что  $\Gamma$ -фаза во вращающемся контейнере характеризуется повышенной толщиной по сравнению с  $\Gamma$ -фазой в покрытии, полученном в стационарном контейнере. При этом также наблюдаются две зоны  $\Gamma$ -фазы – светлая и темная. Зона  $\delta$ -фазы характеризуется мелкокристаллической равноосной структурой.

Таким образом, диффузионные покрытия, полученные в подвижном контейнере в смесях  $Zn_{отх} - Al_2O_3$  и  $Zn_{ст} - Al_2O_3$ , имеют схожее по микроструктуре строение. На рис. 4 показан фрагмент резьбы с термодиффузионным цинковым покрытием, полученным в подвижном контейнере.

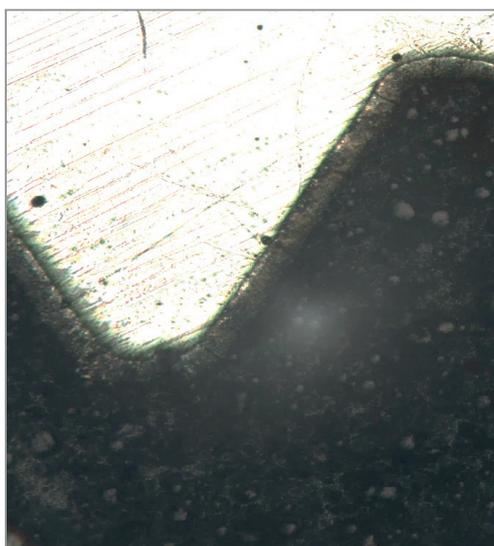


Рис. 4. Фрагмент резьбы с термодиффузионным цинковым покрытием, полученным в подвижном контейнере

Известно, что в целях сохранения декоративных свойств и дополнительного увеличения коррозионной стойкости изделия, покрытые методом термодиффузионного цинкования, подвергаются последующей дополнительной обработке поверхности [6–8]. Кроме того, такая обработка призвана замедлить

или предотвратить образование белых продуктов коррозии на поверхностях, подвергаемых воздействию разных атмосфер, соленой воды и т.п.

К дополнительной обработке цинковых покрытий можно отнести пассивацию [8]. Этот метод представляет собой использование тонкого слоя защитного материала, например оксида металла, для создания щита от коррозии. Формируемые при пассивации тонкие оксидно-солевые пленки значительно повышают коррозионную стойкость цинковых покрытий и придают им определенный декоративный вид. Традиционно для пассивации используют хроматные на основе соединений шестивалентного хрома и фосфатные растворы, которые позволяют получать наиболее коррозионно-стойкие пассивационные пленки [8]. Кроме того, пассивные пленки, полученные из хроматных растворов, обладают свойством самозалечивания. Однако соединения шестивалентного хрома экологически чрезвычайно опасны. В данной работе для хроматной пассивации применяли раствор для радужной пассивации «ЭКОМЕТ-ПЦ12» (Россия), обеспечивающий высокую коррозионную стойкость и внешний вид цинковых покрытий в соответствии с требованиями стандарта. Низкая концентрация ионов хрома (VI) в пассивирующем растворе – не более 6 г/л [9].

Согласно ГОСТ Р 9.316-2006, после нанесения цинкового покрытия проводят фосфатирование, а для жестких климатических условий рекомендуется осуществлять дополнительную обработку, в частности, наносить лакокрасочные покрытия. Они в определенной степени влагопроницаемы, т.е. действуют практически как полупроницаемые мембраны. При эксплуатации, особенно в жестких климатических условиях (тропический, морской климат, перепады температуры), за счет осмотического давления влага попадает на поверхность изделия через поры лакокрасочного покрытия и инициирует коррозионные процессы на металлической подложке. Продукты коррозии разрушают адгезионную связь лакокрасочного покрытия и подложки, в результате чего покрытие начинает отслаиваться. При использовании специальных химических средств подготовки поверхности под покраску на подложке формируются конверсионные покрытия, значительно улучшающие физико-механические и защитные свойства последующего слоя лакокрасочного покрытия, увеличивая срок службы окрашенных металлических поверхностей. Следует отметить, что, согласно ASTM D6386–16a [10], наличие хроматного конверсионного покрытия может серьезно ухудшить адгезию некоторых систем лакокрасочного покрытия, поэтому предпочтение следует отдавать фосфатным конверсионным покрытиям. Фосфатная пленка стойка к органическим маслам, смазочным материалам и может служить грунтом для нанесения лакокрасочных материалов.

С целью проведения сравнительных испытаний на коррозионную стойкость на стальные пластины размером 50×50×2,5 мм, изготовленные из стали марки Ст3, и металлоизделия с резьбой наносили цинковые покрытия методом термодиффузионного насыщения во вращающемся контейнере. В одном случае покрытия получали в насыщающей смеси на основе порошкового цинка, в другом – на основе цинксодержащего отхода. Толщина покрытий на пластинах составила 50–60 мкм, а на металлоизделиях с резьбой – 14–17 мкм. Одну часть пластин с цинковыми покрытиями и образцы с резьбовой поверхностью подвергали дополнительной обработке, сущность которой заключалась в нанесении конверсионного хроматного покрытия. На другую часть пластин наносили фосфатное покрытие. При этом на часть пластин, подвергшихся фосфатированию, наносили лакокрасочное покрытие. Пассивацию образцов в виде пластин и металлоизделий с резьбой подвергали хроматной пассивации. Окрашивание пластин с нанесенным фосфатным покрытием производили методом распыления эпоксидной однокомпонентной краски «РЕМ-ПОКС 7605» [11]. Данная краска изготавливается на основе эпоксидной модифицированной смолы, обладающей высокой конечной твердостью и эластичностью. Покрытие обладает хорошими свойствами антикоррозийной защиты и устойчиво к влиянию кислотных и щелочных растворов, содержащей соль воды и агрессивных сточных вод.

На рис. 5 представлены подготовленные образцы для проведения сравнительных испытаний.

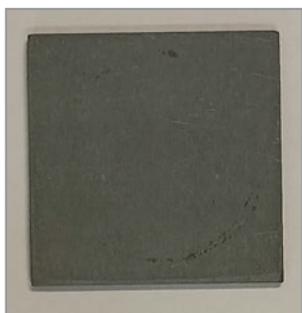
Коррозионную стойкость весовым методом определяли с использованием камеры солевого тумана ASCOTT S120iS объемом 120 л. Коррозионные испытания проводились в циклическом режиме, в котором каждый цикл составлял 24 ч и представлял собой 12 ч распыления 5%-м раствором NaCl со скоростью 6 мл/мин при температуре 35 °С и 12 ч выдержки в камере без распыления при комнатной температуре примерно 25 °С. После каждого цикла проводили осмотр и взвешивание образцов с предварительным высушиванием путем обдува сжатым воздухом. Образцы располагались в камере в керамических держателях под углом примерно 70°. На рис. 6 показаны оцинкованные образцы (пластины) и металлоизделия с резьбой, в том числе дополнительно обработанные пассивирующим раствором, а также лакокрасочным материалом перед их установкой в камеру солевого тумана.



Образец с цинковым покрытием на базе порошкового Zn, полученным в установке диффузионного цинкования с вращающейся ретортой, в системе 50% Zn<sub>ст</sub> + 49% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 1% NH<sub>4</sub>Cl



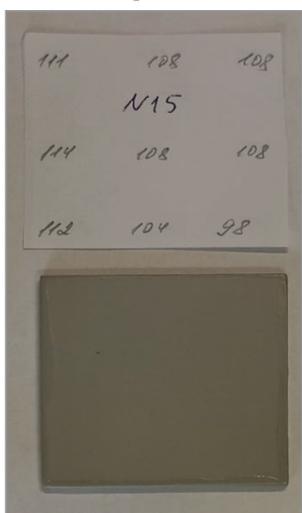
Образец с цинковым покрытием на базе цинковой пыли, полученным в установке диффузионного цинкования с вращающейся ретортой, в системе 50% Zn<sub>отх</sub> + 49,9% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 0,1% изгарь – отход горячего цинкования



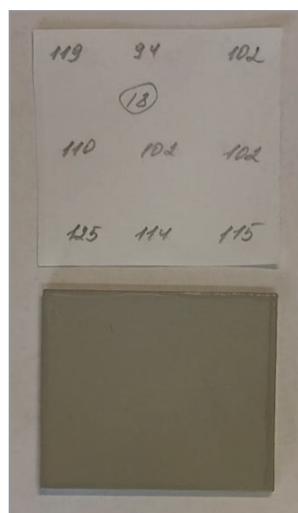
Образец с цинковым + хроматным покрытием на базе порошкового Zn



Образец с цинковым + хроматным покрытием на базе цинковой пыли



Образец с цинковым покрытием + комплексной лакокрасочной системой (фосфатирование и окрашивание грунт-эмалью) на базе порошкового Zn



Образец с цинковым покрытием + комплексной лакокрасочной системой (фосфатирование и окрашивание грунт-эмалью) на базе отхода горячего цинкования

Рис. 5. Внешний вид образцов цинковых покрытий, подготовленных для сравнительных испытаний на коррозионную стойкость

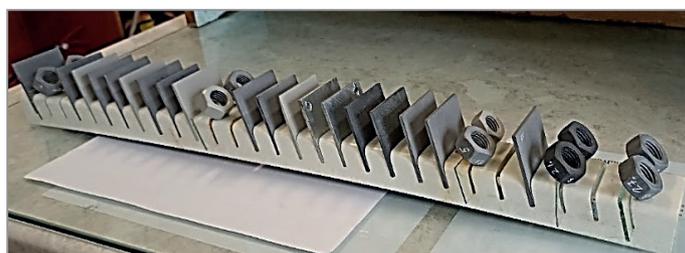


Рис. 6. Оцинкованные образцы и металлоизделия с резьбой перед их установкой в камеру солевого тумана

Оцинкованные образцы без дополнительной обработки, внешний вид которых показан на рис. 7, уже после 24 ч покрылись белыми продуктами коррозии цинка (рис. 7, *а*, *б*). Интенсивность белой коррозии для цинковых покрытий, полученных из стандартного порошка (рис. 7, *а*), была заметно меньше, чем для покрытий, полученных из цинковой пыли – отхода горячего цинкования (рис. 7, *б*). Образцы с дополнительной обработкой в пассивирующем хроматном растворе даже после почти 300 ч выдержки в камере соляного тумана практически не изменили внешнего вида. Можно отметить только следы белой коррозии в углах образцов, показанных на примере покрытий, полученных на базе отхода (рис. 7, *в*). Образцы с лакокрасочными покрытиями после 300 ч вообще не изменили внешнего вида (рис. 7, *г*). На цинковых покрытиях без дополнительной обработки интенсивность белой коррозии со временем практически не менялась и к 300 ч даже стала немного уменьшаться. Это может быть связано с образованием так называемой цинковой патины – плотной пленки из продуктов коррозии цинка. Формирование цинковой патины могло ускорить периодическое высушивание образцов обдувом сжатым воздухом после каждого 24-часового цикла испытаний.

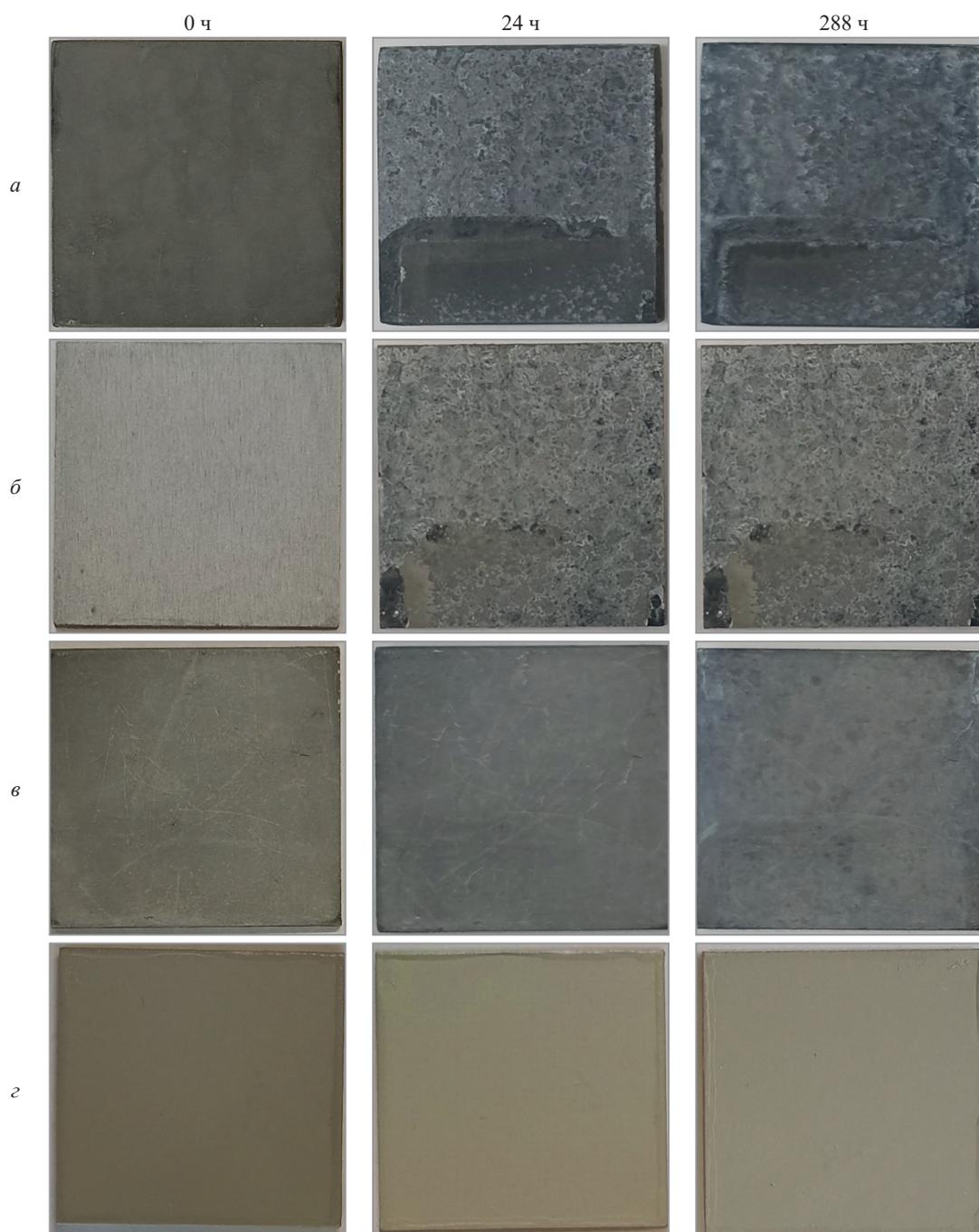


Рис. 7. Внешний вид образцов в зависимости от времени (0, 24, 300 ч) испытаний в камере солевого тумана: *а* – покрытие на порошковом цинке без дополнительного покрытия; *б* – покрытие на базе отхода без дополнительного покрытия; *в* – покрытие на базе отхода + хроматное покрытие; *г* – покрытие на базе отхода + фосфатное покрытие + грунт-эмаль

Оценку коррозионной стойкости некоторых образцов осуществляли по величине прироста их массы. Обычно для оценки скорости коррозии по весовому показателю измеряют потерю массы образцов, но для этого нужно удалять продукты коррозии химической обработкой в специальном растворе. При такой обработке может происходить растворение цинка и повреждение тонкого конверсионного покрытия. Поэтому в процессе коррозионных испытаний проводилось только взвешивание образцов после сушки их сжатым воздухом. Прирост массы происходит вследствие образования на поверхности продуктов коррозии цинка. Это могут быть оксиды, гидроксиды и оксокарбонаты цинка. Также возможно частичное растворение цинка. Для образцов с лакокрасочными покрытиями прирост массы обусловлен поглощением воды полимерным материалом лакокрасочного покрытия, поскольку изменения внешнего вида покрытий не происходило.

Результаты измерений массы образцов цинковых покрытий без дополнительной обработки, с хроматной пассивацией и лакокрасочным покрытием в процессе испытаний представлены на рис. 8.

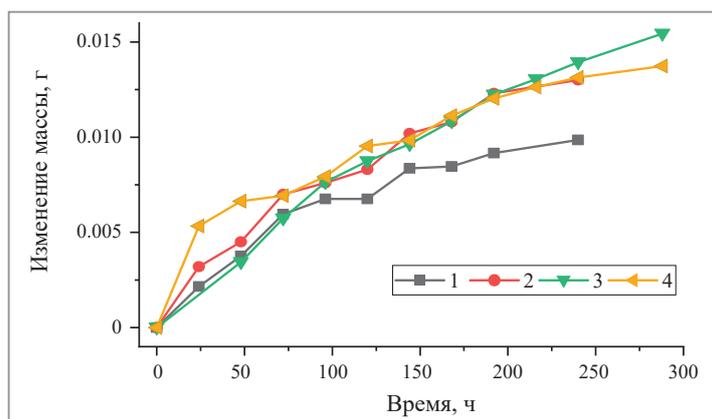


Рис. 8. Зависимость прироста массы образцов от времени нахождения в камере соляного тумана:

1 – покрытие на порошковом цинке без дополнительного покрытия; 2 – покрытие на базе отхода без дополнительного покрытия; 3 – покрытие на базе отхода + хроматное покрытие; 4 – покрытие на базе отхода + фосфатное покрытие + грунт-эмаль

Как можно видеть, характер и величина изменения массы образцов во времени при испытаниях примерно одинаковы. Наименьший прирост массы образцов после 250 ч испытаний отмечался для цинкового покрытия, полученного из порошкового цинка, без дополнительной обработки, а наибольший – для пассивированного в хроматном растворе. Хотя внешний вид пассивированных покрытий практически не изменяется, прирост массы указывает на образование продуктов коррозии на их поверхности.

Для цинковых покрытий без обработки, полученных из отхода, сильная белая коррозия должна соответствовать большому увеличению массы, однако оно сравнимо и даже несколько меньше (рис. 8, график 2), чем для пассивированного образца (рис. 8, график 3), для которого наблюдались только следы белой коррозии. Это можно объяснить тем, что в процессе коррозии цинковых покрытий происходит образование как нерастворимых, так и растворимых продуктов коррозии. Для покрытий без дополнительной обработки растворимых продуктов коррозии должно образовываться меньше, чем для пассивированных покрытий, поскольку для покрытий без дополнительной обработки нерастворимых продуктов белой коррозии образуется больше, чем для пассивированных покрытий, а прирост массы примерно одинаков. Следует отметить, что оценка скорости коррозии в нейтральной солевой среде для цинка весовым методом – достаточно сложная задача, поскольку в нейтральной среде образуются как растворимые, так и нерастворимые продукты коррозии, а удаление нерастворимых продуктов коррозии химическим способом без растворения при этом самого цинка и без повреждения защитных пассивирующих покрытий невозможно.

Цинковые покрытия без дополнительной обработки, полученные на базе порошкового цинка (рис. 8, график 1), имеют на 10–15% меньший прирост массы, чем такие же покрытия, полученные на базе отхода горячего цинкования (рис. 8, график 2). Это согласуется с внешним видом покрытий, который в случае отхода горячего цинкования указывает на значительно большую степень белой коррозии, чем в случае порошкового цинка.

Испытания оцинкованных образцов будут продолжаться до появления красной коррозии. Образцы, на которых наблюдаются только белые продукты коррозии или вообще не наблюдаются продукты коррозии, продолжают подвергаться испытаниям. Следует отметить, что на представленных образцах до настоящего момента продукты красной коррозии не наблюдались.

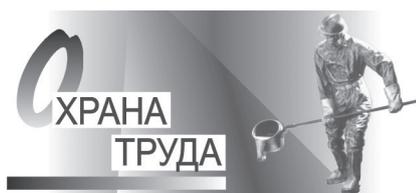
Таким образом, проведенные сравнительные испытания в соляном тумане (в настоящее время испытания продолжаются) на коррозионную стойкость цинковых покрытий позволили установить, что после 300 ч испытаний покрытия, полученные на основе цинксодержащего отхода, незначительно уступают по защитным свойствам покрытиям на основе стандартного порошка цинка. Дополнительная обработка, а именно пассивация данных покрытий, позволила практически подавить белую коррозию. А применение комплексного лакокрасочного покрытия (пассивация + окрашивание) обеспечивает полную устойчивость к коррозии не менее 300 ч в камере солевого тумана.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование гранулометрического, химического и фазового составов отходов производства горячего цинкования / Н. И. Урбанович [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2021. – № 3. – С. 106–111.
2. Анализ способов получения цинксодержащих покрытий с применением отходов производства горячего цинкования / Н. И. Урбанович [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2021. – № 2. – С. 87–93.
3. Исследование влияния состава насыщающих смесей со стандартным цинковым порошком и цинковой пылью на изменение размеров и массы стальных образцов при термодиффузионном их цинковании / Н. И. Урбанович [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 2. – С. 107–110.
4. Исследование влияния технологических параметров термодиффузионного цинкования в системе  $Zn_{отх}-Al_2O_3$  на свойства и микроструктуру покрытия / Н. И. Урбанович [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2024. – № 1. – С. 78–82.
5. Состав порошковой смеси для термодиффузионного цинкования стальных изделий: патент № 24325 Респ. Беларусь, С23С 10/28 / Н. И. Урбанович, К. Э. Барановский.
6. **Проскуркин, Е. В.** Цинкование: справочник / Е. В. Проскуркин, В. А. Попович, А. Т. Мороз. – М.: Металлургия, 1988. – С. 427.
7. Способ получения защитных покрытий: пат. 2148678 РФ, МПК7 С 23 С 10/36, 10/60, 22/00 / И. В. Фишберг; заявитель И. В. Фишберг. – № 98120846/02; заявл. 20.11.1998, опубл. 10.05.2000 // *Официальный бюл. Рос. агентства по патентам и товарным знакам*. – 2000. – № 36. – С. 32.
8. ГОСТ Р 9.316-2006 Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия термодиффузионные цинковые. Общие требования и методы контроля. Введ. 21.09.2006. – М.: Стандартинформ, 2020. – 17 с.
9. Официальный сайт компании НПП «Экомет» [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://www.ecomet.ru>.
10. Standard Practice for Preparation of Zinc (Hot-Dip Galvanized) Coated Iron and Steel Product and Hardware Surfaces for Painting ASTM D6386-16a, s.5 <https://www.standards.ru/document/6883035.aspx>
11. Официальный сайт ООО «Рем-Колор» [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://rem-color.by>

### REFERENCES

1. **Urbanovich N. I., Baranovsky K. E., Rosenberg E. V.** [et al.] Issledovanie granulometricheskogo, himicheskogo i fazovogo sostavov othodov proizvodstva goryachego cinkovaniya [Investigation of granulometric, chemical and phase compositions of hotdip galvanizing wastes]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 106–111.
2. **Urbanovich N. I., Baranovsky K. E., Rozenberg E. V.** [et al.] Analiz sposobov polucheniya cinksoderzhashchih pokrytij s primeneniem othodov proizvodstva goryachego cinkovaniya [Analysis of methods for obtaining zinc-containing coatings using hot-dip galvanizing production waste]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 87–93.
3. **Urbanovich N. I., Baranovsky K. E., Bendik T. I.** [et al.] Issledovanie vliyaniya sostava насыshchayushchih smesey so standartnym cinkovym poroshkom i cinkovoy pyl'yu na izmenenie razmerov i massy stal'nyh obrazcov pri termodiffuzionnom ih cinkovanii [Study of the influence of the composition of saturating mixtures with standard zinc powder and zinc dust on changes in the sizes and mass of steel specimens during their thermal diffusion zinc coating]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 107–110.
4. **Urbanovich N. I., Baranovsky K. E., Dashkevich V. G.** [et al.] Issledovanie vliyaniya tekhnologicheskikh parametrov termodiffuzionnogo cinkovaniya v sisteme  $Zn_{отх}-Al_2O_3$  na svoystva i mikrostrukturu pokrytiya [Study of the influence of technological parameters of thermal diffusion galvanizing in the  $Zn_{отх}-Al_2O_3$  system on the properties and microstructure of the coating]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 1, pp. 78–82.
5. **Urbanovich N. I., Baranovsky K. E.** Sostav poroshkovej smesi dlya termodiffuzionnogo cinkovaniya stal'nyh izdelij: patent № 24325 Rесп. Belarus', S23S 10/28 [Composition of the powder mixture for thermal diffusion galvanizing of steel products: patent No. 24325 Republic of Belarus, C23C 10/28].
6. **Proskurkin E. V., Popovich V. A., Moroz A. T.** Cinkovanie: spravochnik [Galvanizing: Handbook]. Moscow, Metallurgiya, 1988, p. 427.
7. **Fishberg I. V.** Sposob polucheniya zashchitnyh pokrytij: pat. 2148678 RF, МПК7 S 23 S 10/36, 10/60, 22/00. – № 98120846/02; заявл. 20.11.1998, опубл. 10.05.2000 [Method for producing protective coatings: patent. 2148678 Russian Federation, IPC7 C 23 C 10/36, 10/60, 22/00 – No. 98120846/02; declared. 20.11.1998, published. 10.05.2000]. *Oficial'nyj byul. Ros. agentstva po patentam i tovarnym znakam = Official Bulletin of the Russian Patent and Trademark Agency*, 2000, no. 36, pp. 32.
8. ГОСТ Р 9.316-2006 Edinaya sistema zashchity ot korrozii i stareniya. Pokrytiya termodiffuzionnye cinkovye. Obshchie trebovaniya i metody kontrolya. Vved. 21.09.2006 [Unified system of protection against corrosion and aging. Thermodiffusion zinc coatings. General requirements and control methods]. Moscow, Standartinform, 2020, p. 17.
9. Official website of the company NPP «Ecomet» [Electronic resource]. Access mode: <https://www.ecomet.ru>.
10. Standard Practice for Preparation of Zinc (Hot-Dip Galvanized) Coated Iron and Steel Product and Hardware Surfaces for Painting ASTM D6386-16a, s. 5 <https://www.standards.ru/document/6883035.aspx>
11. Official website of ООО «Rem-Color» [Electronic resource]. Access mode: <https://rem-color.by>



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-129-134>  
УДК 621.74:658.382

Поступила 10.06.2025  
Received 10.06.2025

## ОЦЕНКА УСЛОВИЙ ТРУДА СБОРЩИКА ФОРМ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ С РАЗЛИЧНЫМ ХАРАКТЕРОМ ПРОИЗВОДСТВА

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, И. А. ИВАНОВ, М. А. САДОХА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: [cadoxa@bntu.by](mailto:cadoxa@bntu.by)

*Приведены результаты оценки условий труда на рабочих местах сборщика форм, определены факторы производственной среды, их определяющие. Рассмотрены условия труда сборщика форм в сравнении с нормативными величинами. Установлено, что при оценке условий труда сборщика форм в литейных цехах с различным характером производства необходимо учитывать используемое оборудование и ручной инструмент, продолжительность нахождения у работающего оборудования.*

**Ключевые слова.** Литейный цех, условия труда, шум, вибрация, запыленность, загазованность, микроклимат.

**Для цитирования.** Лазаренков, А. М. Оценка условий труда сборщика форм в литейных цехах с различным характером производства / А. М. Лазаренков, И. А. Иванов, М. А. Садоха // Литье и металлургия. 2025. № 3. С. 129–134. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-129-134>.

## ASSESSMENT OF THE WORKING CONDITIONS OF THE MOLD ASSEMBLY WORKER IN FOUNDRIES

A. M. LAZARENKOV, I. A. IVANOV, M. A. SADOKHA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: [cadoxa@bntu.by](mailto:cadoxa@bntu.by)

*The results of the assessment of working conditions at the workplaces of the mold collector are presented, the factors of the production environment determining them are determined. The working conditions of the mold assembly worker are considered in comparison with the standard values. It has been established that when assessing the working conditions of an assembler in foundries, it is necessary to take into account the equipment and hand tools used, and the duration of stay at the working equipment.*

**Keywords.** Foundry, working conditions, noise, vibration, dustiness, gas pollution, microclimate.

**For citation.** Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadokha M. A. Assessment of the working conditions of the mold assembly worker in foundries. Foundry production and metallurgy, 2025, no. 3, pp. 129–134. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2025-3-129-134>.

Литейное производство подразделяется на три основных типа: массовое, серийное и единичное. Массовое производство характеризуется непрерывным выпуском отливок ограниченной номенклатуры большими партиями. Примером могут служить литейные цехи автомобильных, тракторных и подобных предприятий. Массовое производство позволяет механизировать и автоматизировать технологический процесс в целом и организовать его более экономично. Серийное производство характеризуется определенной периодичностью выпуска отливок ограниченной или широкой номенклатуры партиями (сериями). При серийном производстве можно выделить сходные группы отливок по габаритным размерам и массе, а также механизировать и автоматизировать отдельные операции. Единичное производство характеризуется выпуском разнообразных отливок в небольших количествах, а иногда отдельных сложных литых деталей для опытных образцов станков, приборов, машин. В единичном производстве значительный процент технологических операций выполняют вручную, так как различная номенклатура выпускаемых отливок не позволяет механизировать их производство.

Профессия сборщика форм предполагает: сборку форм отливок разных размеров и сложности с установкой стержней и их креплением, вывод газов; проверку и определение качества набивки, отделки и просушки форм и стержней; проверку тела форм и стержней сложными шаблонами по чертежу, а также измерительными приспособлениями и приборами; выполнение отдельных операций по чистке форм, соединение опок, наращивание литниковых чаш и прибылей; крепление форм под заливку; накладывание грузов на формы и снятие их после заливки; чистку форм и установку холодильников; исправление поврежденных мест в формах; крепление форм на конвейере или карусели с применением

специальных приспособлений; выполнение отдельных операций по установке стержней и сборке форм для сложных и тонкостенных отливок.

В настоящей работе проанализированы результаты проведенных нами исследований условий труда сборщиков форм в литейных цехах с различным характером производств. Исследования проводились по факторам производственной среды на рабочих местах сборщиков форм, таким как содержание вредных веществ и пыли в воздушной среде, уровни шума и вибрации, параметры микроклимата (температура и скорость движения воздуха) [1–3], которые, с учетом многообразия типов оборудования, разветвленной транспортной сети, значительного количества трудоемких операций, выполняемых вручную и требующих большого физического напряжения, неблагоприятно воздействуют на литейщиков [4], способствуют повышению производственного травматизма и развитию профессиональных заболеваний, а также увеличению общей заболеваемости [5, 6].

В табл. 1 приведена классификация параметров условий труда сборщика форм в литейных цехах, которая показывает уровень факторов производственной среды при использовании различных технологических процессов и литейного оборудования. В литейных цехах с массовым характером производства применяется в основном оборудование импульсно-прессового и встряхивающего уплотнения, с серийным характером производства – оборудование встряхивающего и прессового уплотнения, а также уплотнения на вибрационных столах, с единичным характером производства – уплотнение встряхиванием, пескометами и пневматическими трамбовками.

Т а б л и ц а 1. Классификация параметров условий труда сборщика форм в литейных цехах

Оборудование, технологический процесс (операция)	Параметры условий труда на рабочих местах																
	Шум, дБА				Вибрация, дБ					Пыль		Вредные вещества		Скорость движения воздуха, превышение, раз		Температура воздуха рабочей зоны, °С	
					общая		локальная										
	ПДК	81–85	86–90	более 90	ПДУ	более 50	ПДУ	77–80	более 80	ПДК	1,1–5,0 ПДК	ПДК	1,1–3,0 ПДК	допустимая	в 1–3 раза	допустимая	выше допустимой на 1–10
Уплотнение встряхиванием				+		+	+				+	+			+		+
Уплотнение импульсно-прессовое			+		+		+				← +	+			+		+
Уплотнение вибрационное			+		+		+				+		+		+	+	
Уплотнение прессованием		+			+		+				← +	+			+	+	
Пескометы				+	+			+			→ +	+			+	+	
Пневмотрамбовка				+	+			+			← +		+		+	+	
Установки ХТС		+			+						← +		+		+	+	

Оценка фактического состояния условий труда на рабочих местах при аттестации проводилась на основании установленной гигиенической классификации условий труда [7], которая подразделяет их на четыре класса: *оптимальные условия труда* (1-й класс, оптимальные и допустимые условия труда, относятся к безопасным); *допустимые условия труда* (2-й класс); *вредные условия труда* (3-й класс, оказывают неблагоприятное действие на организм работника и (или) его потомство); *опасные условия труда* (4-й класс, создают угрозу для жизни работника, высокий риск развития острых профессиональных заболеваний, в том числе тяжелых форм).

Вредные условия труда 3-го класса, в которых находится большинство работающих в литейных цехах, по степени отклонения параметров производственных факторов от гигиенических нормативов и выраженности изменений в организме работников подразделяются на четыре степени вредности:

1-я степень (класс 3.1) – воздействие факторов вызывает функциональные изменения в организме;

2-я степень (класс 3.2) – факторы вызывают стойкие функциональные изменения в организме, приводящие в большинстве случаев к увеличению производственно-обусловленной заболеваемости;

3-я степень (класс 3.3) – факторы приводят к развитию, как правило, профессиональных заболеваний легкой и средней степеней тяжести;

4-я степень (класс 3.4) – факторы, при которых могут возникать тяжелые формы профессиональных заболеваний.

Оценка условий труда сборщика форм в литейных цехах с различным характером производства проводилась с использованием полученных нами результатов аттестации рабочих мест по условиям труда на ряде предприятий. Фактические значения факторов производственной среды (содержание вредных веществ и пыли, шум, вибрация, параметры микроклимата, такие как температура и скорость движения воздуха, интенсивность теплового излучения), тяжести и напряженности трудового процесса, полученные при проведении инструментальных измерений, сопоставлялись с гигиеническими нормативами, затем устанавливался класс условий труда согласно Санитарным нормам, правилам и гигиеническим нормативам «Гигиеническая классификация условий труда», утвержденным постановлением Министерства здравоохранения Республики Беларусь от 28.12.2012 № 211 [7]. При этом принималось во внимание, что класс опасности по каждому производственному фактору определялся с учетом объемов и продолжительности выполняемых работ (при продолжительности более 50% времени смены класс сохраняется, от 10 до 50% – снижается на один класс, менее 10% – уменьшается на два класса). Анализ времени нахождения сборщика форм (или рядом расположенного работающего оборудования) после проведения хронометражных наблюдений позволил установить фактическое (усредненное) значение, а также получить фактический класс опасности условий труда в литейных цехах с различным характером производства.

В табл. 2 приведены классы условий труда по различным факторам производственной среды с учетом превышения их гигиенических нормативов.

Т а б л и ц а 2. Классы условий труда работающих с учетом значений производственных факторов

Факторы условий труда на рабочих местах	Класс условий труда (превышение допустимых значений)			
	3.1	3.2	3.3	3.4
Шум (ПДУ = 80 дБА)	до 5	до 15	до 25	до 35
Вибрация: общая (ПДУ = 50 дБ) локальная (ПДУ = 76 дБ)	до 6 до 3	до 12 до 6	до 18 до 9	до 24 до 12
Пыль (превышение ПДК, раз)	1,1–2,0	2,1–5,0	5,1–10,0	более 10,0
Вредные вещества (превышение ПДК, раз)	1,1–3,0	3,1–10,0	10,1–15,0	15,1–20,0
Температура воздуха (превышение в °С)	до 4,0	4,1–8,0	более 8,0	
Скорость движения воздуха (превышение, раз)	до 3,0	более 3,0		
Интенсивность теплового излучения (превышение, ПДУ = 140 Вт/м <sup>2</sup> )	141–350	351–2800	более 2 800	

Общая оценка условий труда по классу (степени) проводилась на основании оценок по всем факторам производственной среды с учетом продолжительности их воздействия, тяжести и напряженности трудового процесса и устанавливалась по наиболее высокому классу и степени вредности. При наличии трех и более факторов производственной среды, относящихся к классу 3.1, общая оценка условий труда соответствует классу 3.2. При наличии двух и более факторов производственной среды, относящихся к классам 3.2, 3.3 и 3.4, общая оценка устанавливается на одну ступень выше.

Условия труда на рабочих местах сборщиков форм определяются комплексом факторов производственной среды, таких как шум, вибрация, запыленность и загазованность воздушной среды, параметры микроклимата (температура и скорость движения воздуха). Оценку указанных параметров осуществляли по результатам проведенных нами исследований на рабочих местах сборщиков форм в литейных цехах с различным характером производства, а также по результатам аттестации рабочих мест по условиям труда. Уровень шума на рабочих местах сборщиков форм в зависимости от применяемого оборудования на формовочных участках находится в пределах от 83 до 90 дБА (у встряхивающего оборудования и пескометов, при работе вибрационных столов до 97 дБА) и превышает допустимый уровень 80 дБА [8]. Уровень общей технологической вибрации превышает допустимый только при работе встряхивающих формовочных машин и вибрационного стола [9]. Содержание пыли в воздухе рабочей зоны сборщиков форм превышает предельно допустимые концентрации в 1,2–1,7 раза при выполнении операций и работе оборудования на формовочных участках литейных цехов [10]. При изготовлении на участке форм и использовании в конструкциях форм стержней из холоднотвердеющих смесей в воздухе рабочей зоны сборщика фиксируются небольшие превышения (в 1,06–1,24 раза) предельно допустимых концентраций фенола и формальдегида. Несколько большее превышение допустимых значений указанных веществ

наблюдается на формовочных участках литейных цехов с массовым характером производства, поскольку там используются автоматические формовочные линии и вещества мигрируют по всему участку литейных цехов, где одновременно происходит заливка собранных форм [11, 12].

В табл. 3 приведены результаты исследований параметров микроклимата на рабочих местах формовочных участков литейных цехов с различным характером производства в холодный и теплый периоды года (приведены усредненные значения). Анализ полученных результатов показывает, что в теплый период года температура воздуха на рабочих местах сборщиков форм превышает на 4–9 °С нормативные величины в зависимости от характера производства, расположения формовочных участков в литейных цехах. Аналогичное положение отмечается и в холодный период года, однако значения превышений допустимых температур отмечаются несколько меньшие [13].

Т а б л и ц а 3. Отклонение значений температуры и скорости движения воздуха на рабочих местах формовочных участков литейных цехов от нормативных величин

Участок цеха	Теплый период года			Холодный период года		
	Производство			Производство		
	массовое	серийное	единичное	массовое	серийное	единичное
Формовочный	Величина отклонения температуры воздуха от допустимых значений, °С					
	на 5–9° выше	на 4–7° выше	на 3–6° выше	на 4–7° выше	на 3–5° выше	на 2–5° выше
	Кратность превышения допустимых значений скорости движения воздуха на рабочих местах					
	1,3–1,8	1,4–1,9	1,5–2,0	1,1–1,4	1,2–1,5	1,2–1,4

Сравнение скорости движения воздуха на рабочих местах формовочных участков с нормативными величинами показало, что превышения допустимых значений скорости движения воздуха на рабочих местах в теплый период года составляют 1,3–2,0 раза, а в холодный – 1,1–1,5 раза. В литейных цехах с различным характером производства в теплый период отмечаются повышенные скорости движения воздуха на всех участках. Причиной этого является неизолированность участков цеха друг от друга, расположение большинства участков у наружных стен, что при открытых воротах и светоаэрационных проемах приводит к воздушным потокам, которые были зафиксированы при проведении исследований.

Полученные данные свидетельствуют о том, что в литейных цехах не приняты все необходимые меры по стабилизации микроклимата на рабочих местах. Такое положение приводит к тому, что при увеличении скорости наружного воздуха в помещениях цеха появляются сквозняки, при жаркой погоде в цехе душно, а в холодный период года – прохладно. Все это приводит к снижению работоспособности и росту количества простудных заболеваний [6].

Анализ результатов исследований условий труда сборщика форм, проведенных нами и опубликованных в работах [8–15], и сравнение их с превышением допустимых значений (табл. 2) позволили определить класс условий труда на рабочих местах сборщика форм в литейных цехах с различным характером производства. В табл. 4 приведены классы условий труда сборщика форм, работающего на формовочных участках литейных цехов с различным характером производства, с учетом фактических значений факторов производственной среды, времени их воздействия, показателей тяжести и напряженности трудового процесса. Учитывая, что в литейном производстве используется значительное количество технологических процессов и производственного оборудования, в таблице указаны усредненные классы условий труда. Поэтому в каждом конкретном случае необходимо учитывать применяемые технологические процессы, производственное оборудование и другие факторы, характеризующие каждый отдельно взятый литейный цех или участок.

Т а б л и ц а 4. Класс условий труда сборщика форм в литейных цехах

Характер производства	Производственные факторы								
	шум	вибрация	пыль	вредные вещества	температура воздуха	скорость движения воздуха	тяжесть трудового процесса	напряженность трудового процесса	общая оценка
Формовочный участок									
Массовый	3.2	2	3.1	2	3.1	3.1	3.1	3.1	3.2
Серийный	3.2	2	3.1	2 (3.1)	3.1	3.1	3.1	3.1	3.2
Единичный	3.1	3.1	3.1	2 (3.1)	2 (3.1)	3.1	3.2	3.2	3.2

По тяжести трудового процесса профессия сборщика форм в литейных цехах с массовым и серийным характером производства оценивается классом 3.1 (вредные условия 1-й степени), а с единичным – классом 3.2 (вредные условия 2-й степени), категория профессионального риска – средний (существенный), по напряженности трудового процесса в цехах с массовым и серийным характером производства – классом 3.1 (вредные условия 1-й степени), категория профессионального риска – малый (умеренный), а с единичным – классом 2 (допустимые условия труда), категория профессионального риска – пренебрежительно малый (переносимый).

Анализ полученных результатов показывает, что на рабочих местах сборщика форм в литейных цехах с массовым характером производства классы условий труда (усредненные) по ряду производственных факторов несколько выше за счет использования автоматических формовочных линий, что в течение всего рабочего дня поддерживает уровни параметров условий труда. В литейных цехах серийного, а особенно в цехах с единичным характером производства длительность воздействия повышенных уровней производственных факторов снижается, что влияет на класс опасности.

Таким образом, при комплексной оценке условий труда сборщика форм литейных цехов необходимо учитывать все этапы применяемых технологических процессов, типы используемого литейного оборудования, вышеуказанные факторы производственной среды, тяжесть и напряженность трудового процесса, продолжительность нахождения у работающего оборудования и характер производства. Это позволит объективно определить право работника на дополнительный отпуск за работу с вредными и (или) опасными условиями труда, на сокращенную продолжительность рабочего времени по списку производств, цехов, профессий и должностей с вредными и (или) опасными условиями труда, на оплату труда в повышенном размере путем установления доплат за работу с вредными и (или) опасными условиями труда и разработать мероприятия по улучшению условий труда работающих в литейном производстве.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренков, А. М. Классификация производственных факторов литейного производства / А. М. Лазаренков // *Литье и металлургия*. – 2021. – № 3 – С. 118–122.
2. Лазаренков, А. М. Анализ производственных факторов литейных цехов / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева // *Литейное производство и металлургия 2016*, Беларусь: труды 24-й Междунар. науч.-техн. конф. – Минск, 2016. – С. 117–120.
3. Лазаренков, А. М. Классификация рабочих мест литейного производства по условиям труда / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева // *Литье и металлургия*. – 2009. – № 3. – С. 92–98.
4. Лазаренко, А. М. Исследование влияния условий труда на работающих в литейных цехах / А. М. Лазаренков // *Литье и металлургия*. – 2019. – № 2. – С. 134–137.
5. Анализ и прогнозирование влияния условий труда на профессиональную заболеваемость в литейных цехах / А. М. Лазаренков [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2024. – № 4. – С. 135–137.
6. Лазаренков, А. М. Исследование влияния условий труда на общую заболеваемость литейщиков / А. М. Лазаренков // *Литье и металлургия*. – 2019. – № 3. – С. 130–134.
7. Санитарные нормы, правила и гигиенический норматив «Гигиеническая классификация условий труда»: утв. пост. Мин. здравоохранения Респ. Беларусь от 28.12.2012 № 211, с изм. от 30.06.2014 № 51.
8. Лазаренков, А. М. Исследование шумового фактора условий труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков, М. А. Садоха // *Литье и металлургия*. – 2022. – № 2. – С. 130–136.
9. Лазаренков, А. М. Исследование вибробезопасности труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков, М. А. Садоха // *Литейное производство*. – 2022. – № 5. – С. 30–35.
10. Исследование условий труда по пылевому фактору в литейных цехах с различным характером производства / А. М. Лазаренков [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 1. – С. 135–137.
11. Лазаренков, А. М. Исследование воздуха рабочих зон литейных цехов / А. М. Лазаренков // *Литье и металлургия*. – 2019. – № 2. – С. 138–142.
12. Лазаренков, А. М. Исследование воздушной среды рабочих зон литейных цехов при современных технологиях изготовления стержней и форм / А. М. Лазаренков, М. А. Садоха // *Литейщик России*. – 2022. – № 93. – С. 29–32.
13. Лазаренков, А. М. Оценка параметров микроклимата рабочих мест литейных цехов / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева // *Литейное производство и металлургия 2017*, Беларусь: труды 25-й Междунар. науч.-техн. конф. – Минск, 2017. – С. 216–218.
14. Лазаренков, А. М. Условия труда работающих на формовочных участках литейных цехов / А. М. Лазаренков, М. А. Садоха // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 4. – С. 109–116.
15. Лазаренков, А. М. Оценка условий труда работающих в литейных цехах с массовым характером производства / А. М. Лазаренков // *Литье и металлургия*. – 2017. – № 4. – С. 134–37.

## REFERENCES

1. Lazarenkov A. M. Klassifikaciya proizvodstvennyh faktorov litejnogo proizvodstva [Classification of production factors of foundry production]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 118–122.

2. **Lazarenkov A. M., Khoreva S. A.** Analiz proizvodstvennykh faktorov litejnykh cekhov [Analysis of production factors of foundries]. *Litejnoe proizvodstvo i metallurgiya 2016, Belarus': trudy 24-j Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. = Foundry production and metallurgy 2016, Belarus: proceedings of the 24th Int. scientific and technical. conf.* Minsk, 2016, pp. 117–120.
3. **Lazarenkov A. M., Horeva S. A.** Klassifikaciya rabochih mest litejnogo proizvodstva po usloviyam truda [Classification of working places of foundry production by working conditions]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 3, pp. 92–98.
4. **Lazarenkov A. M.** Issledovanie vliyaniya uslovij truda na rabotayushchih v litejnykh cekh [Research of influence of working conditions on workers in foundries]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2, pp. 134–137.
5. **Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadokha M. A., Novik A. A.** Analiz i prognozirovanie vliyaniya uslovij truda na professional'nyu zabolevaemost' v litejnykh cekhah [Analysis and forecasting of the impact of working conditions on occupational diseases in foundry workers]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 4, pp. 130–134.
6. **Lazarenkov A. M.** Issledovanie vliyaniya uslovij truda na obshchuyu zabolevaemost' litejshchikov [Research of influence of working conditions on the general incidence of foundrymen]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 3, pp. 156–159.
7. **Sanitarnye normy, pravila i gigienicheskij normativ** «Gigienicheskaya klassifikaciya uslovij truda»: utv. post. Min. zdravoohraneniya Resp. Belarus' ot 28.12.2012 № 211, s izm. ot 30.06.2014 № 51 [Sanitary norms, rules and hygienic standard “Hygienic classification of working conditions”: approved. Resolution Ministry of Health of the Republic of Belarus dated 28.12.2012 no. 211, as amended on 30.06.2014 no. 51].
8. **Lazarenkov A. M., Sadokha M. A.** Issledovanie shumovogo faktora uslovij truda v litejnom proizvodstve [Research of the working conditions noise factor in the foundry production]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 130–136.
9. **Lazarenkov A. M., Sadokha M. A.** Issledovanie vibrobezopasnosti truda v litejnom proizvodstve [Research of vibration safety of labor in foundry production]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2022, no. 5, pp. 30–35.
10. **Lazarenkov A. M., Sadokha M. A., Kot T. P., Novik A. A.** Issledovanie uslovij truda po pyl'evomu faktoru v litejnykh cekhah s razlichnym harakterom proizvodstva [Study of working conditions by dust factor in foundries with different production patterns]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 135–137.
11. **Lazarenkov A. M.** Issledovanie vozduha rabochih zon litejnykh cekhov [A study of the air quality of working areas in foundries]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2, pp. 138–132.
12. **Lazarenkov A. M., Sadokha M. A.** Issledovanie vozdushnoj sredy rabochih zon litejnykh cekhov pri sovremennykh tekhnologiyah izgotovleniya sterzhnej i form [Study of the air environment of working areas of foundries using modern technologies for manufacturing cores and molds]. *Litejshchik Rossii = Foundryman of Russia*, 2022, no. 93, pp. 29–32.
13. **Lazarenkov A. M., Khoreva S. A.** Ocenka parametrov mikroklimata rabochih mest litejnykh cekhov [Assessment of microclimate parameters of workplaces in foundry shops]. *Litejnoe proizvodstvo i metallurgiya 2017, Belarus': trudy 25-j Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. = Foundry production and metallurgy 2017, Belarus: proceedings of the 25th Int. scientific and technical. conf.* Minsk, 2017, pp. 216–218.
14. **Lazarenkov A. M., Sadokha M. A.** Usloviya truda rabotayushchih na formovochnykh uchastkah litejnykh cekhov [Employees' working conditions on molding areas of foundry shops]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 4, pp. 109–116.
15. **Lazarenkov A. M.** Ocenka uslovij truda rabotayushchih v litejnykh cekhah s massovym harakterom proizvodstva [Assessment of working conditions in foundries with the mass production]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 4, pp. 134–137.

## ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

## ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок.

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотацию на русском и английском языках (150–200 знаков).

Авторы несут ответственность за направление в редакцию статей, ранее опубликованных или принятых к печати другими изданиями.

По решению редколлегии статьи могут направляться на рецензирование.

## ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Рукопись предоставляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на страницах формата А4 в одну колонку, без абзацного отступа, шрифт *Times New Roman*, 12 пт, интервал одиночный. Поля не менее 1,5 см, страницы пронумерованы. Электронный вариант должен быть набран в *MS Word*. Электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному.

Для набора сложных формул использовать формульный редактор *MS Word* или *Mathtape*. Набор простых формул и вставку отдельных символов выполнять через меню «Вставка/символ». Верхние и нижние индексы ( $C^2$ ,  $C_2$ ) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный». При наборе греческих символов и математических знаков использовать гарнитуру «Symbol» прямым начертанием, латинские буквы набирать *курсивом*. Формулы в тексте следует нумеровать подряд, в круглых скобках.

Если в статье встречаются символы специфической гарнитуры, она должна быть предоставлена вместе со статьей.

Правильно набирать «10 °С», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» и знак градуса «°» нулем (0).

Таблицы располагаются в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовки. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки [ ]; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

## ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ

Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов в форматах *TIF*, *PSD*, *JPEG* (растровые), *AI*, *EPS*, *CDR* (векторные), а также *PDF*. Цветовая модель *RGB* или *CMYK*, разрешение 300 точек на дюйм (dpi). Цветовая модель *Grayscale* или *Bitmap* (серый или черно-белый), разрешение не менее 600 dpi.

Формат иллюстрации при верно заданном разрешении в dpi должен на 100 процентов

соответствовать формату, с которым она будет печататься. Масштабирования и трансформации в программах ведут к ухудшению качества изображения. Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости изображения. Формат журнала 210 × 297 мм до реза. Если рисунок должен полностью заполнять страницу журнала, то его размер должен быть не менее данного формата. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190 × 277 мм.

Текст на рисунках должен быть набран шрифтом *Arial*, светлый *курсив*. Размер шрифта должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9 пт). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в *MS Word* и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать.

При преобразовании изображений из цветовой модели *RGB* в *CMYK*, не следует использовать общее количество краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр *Total ink*).

Если около краев изображения имеются практически безцветные области (например, яркие светлые облака или солнечные блики), то рекомендуется заключать все изображение в тонкую технологическую рамку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы (например, тонкие линии толщиной 0,1 мм и меньше) или текст размером менее 8 пт с использованием двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (*Illustrator*, *CorelDraw*) желательно преобразовать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

## ТРЕБОВАНИЯ К РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Реклама внутри журнала – 205 × 290 мм. Реклама на обложке: 1-я стр. – 205 × 225 мм; 4-я стр. – 205 × 280 мм; внутренние страницы обложки – 205 × 290 мм. К указанным размерам нужно добавить по 5 мм с каждой стороны для обрезки. Значимые элементы макета должны располагаться не ближе 5 мм от края страницы (10 мм с учетом отступа для обрезки). Требования к изображениям в рекламных макетах аналогичны требованиям к иллюстрациям в статьях.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются. Возвращение статьи автору на доработку не означает, что она принята к печати.



# ЛИТЬЕ МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-производственный профессиональный журнал для ученых, инженеров и производителей, работающих в области литейного и металлургического производств.

Выпускается ежеквартально на русском с аннотацией на английском языке.

Журнал «Литье и металлургия» выпускается в соответствии с требованиями нормативно-правовой документации, регламентирующей издание средств массовой информации, требованиями ВАК РБ, предъявляемыми к опубликованию статей, а также требованиями базы данных SCOPUS, которая предусматривает включение статей авторов в мировые справочно-информационные системы баз данных. Журнал по-прежнему занимает 20-е место среди всех технических журналов стран СНГ, включен в Перечень научных изданий Республики Беларусь и базу данных Российского индекса научного цитирования (РИНЦ), а с февраля 2016 г. принят в международный директорий журналов открытого доступа (DOAJ, Швеция).

Редакция журнала связана тесными узами с российскими литейными и металлургическими изданиями, печатает лучшее и актуальное. На страницах журнала находят отражение практически все новейшие разработки в области оборудования, технологии и материалов, САПР, а также обсуждаются экономические, экологические проблемы в области литейного и металлургического производств.

## Приглашаем к сотрудничеству авторов и рекламодателей

Подписаться на журнал «Литье и металлургия»  
можно через редакцию, а также подписной каталог РУП «Белпочта»

Подписной индекс журнала «Литье и металлургия»:  
Ведомственный – 750342      Индивидуальный – 75034

## Адрес и телефоны редакции:

Республика Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комн. 8М.  
Тел/факс (+375-17) 331-11-16.  
E-mail: limrb@bntu.by