

С НОВЫМ ГОДОМ,
ДОРОГИЕ ЛИТЕЙЩИКИ
И МЕТАЛЛУРГИ !!!



ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2024 г., №4

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

УЧРЕДИТЕЛИ

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

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В., ведущий научный редактор, БНТУ, Беларусь
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
Анелкин Н. И., зам. главного редактора по металлургии, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь
Анисович А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф., ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь
Дибров И. А., д-р техн. наук, проф., Российская ассоциация литейщиков, г. Москва, Россия
Иванов И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Константинов В. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Крамер Олаф. М., Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH, Германия
Немененок Б. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Никитин К. В., д-р техн. наук, проф., г. Самара, Россия
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

2024, no. 4

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 «BELNIIIT», Minsk
OJSC «Mogilev Metallurgical Works», Mogilev
OJSC «Rechitsa Metizny Plant», Rechitsa
OJSC «Minsk Tractor Works», Minsk

PUBLISHER

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

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

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

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

EDITORIAL COUNCIL

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

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

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

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

CHIEF EDITOR

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

EDITORIAL STAFF

Mashkanova S. V., Leading scientific editor, BNTU, Minsk, Belarus

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

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!

Никитин К. В. (к 60-летию со дня рождения)	8
---	---

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. , Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А. В. , МОУВО «Белорусско-Российский университет» Наноструктурирование при кристаллизации литейных алюминиево-медно-кремниевых сплавов и их структурная устойчивость при переплавке	10
Сабиров Б. Т. , Навоийское отделение Академии наук Республики Узбекистан, г. Ташкент, Узбекистан Современное состояние добычи и переработки бентонитовых глин Узбекистана и перспективы их применения в металлургической отрасли Республики Беларусь	13
Куликов С. А. , ОАО «Минский тракторный завод», Рудницкий Ф. И. , БНТУ Влияние кобальта на свойства литейных сплавов	17
Толочко Н. К., Авраменко П. В., Кравцов В. Б., Хартанович А. М., Копчик Д. И. , Белорусский государственный аграрный технический университет Изготовление выплавляемых моделей с использованием аддитивной технологии листового ламинирования	25

МЕТАЛЛУРГИЯ

Мозгов С. А., Анелькин Н. И., Манцевич А. В., Войтеховский Д. Г. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Становление и развитие ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» или Белорусскому металлургическому заводу – 40 лет: современный взгляд в прошлое, настоящее и будущее	33
Красюк О. П., Писаренко И. О., Путеев В. С. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Пути совершенствования технологии производства осевых марок стали	47
Шатовский А. В., Коноваленко С. В., Морозов В. О., Бондаренко И. А., Зазян А. С. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Исследование факторов, влияющих на увеличение содержания водорода в стали и технологические методы его снижения в сталеплавильном производстве	52
Кулаковская Я. С., Кравцова М. И., Ермаченок Е. В., Сидоренко Т. И., Куренкова Т. П. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Установление причины образования обезуглероживания местного характера на катанке стали марки 20Г2Р после отжига	57
Фетисов В. П. , г. Орел, Россия Исследование интенсивности деформационного упрочнения низкоуглеродистой стали	64

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Руденко С. П., Валько А. Л., Сандомирский С. Г. , ГНУ ОИМ НАН Беларуси Влияние величины зерна проката экономнолегированной стали 21ХГНМБА на качество изготовления зубчатых колес	68
Бердиев Д. М. , Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова, г. Ташкент, Узбекистан Технология термической обработки для повышения износостойкости штампового инструмента высокой точности	76

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

Подписано в печать 26.12.2024. Выход в свет 27.12.2024. Формат 60×84%. Цена свободная

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 17,9. Уч.-изд. л. 11,1. Тираж 105 экз. Заказ 825.

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

Редакция не несет ответственности за содержание рекламных объявлений.

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

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

Анисович А. Г., ГНУ ИПФ НАН Беларуси

Артефакты в металлографии: механические повреждения при пробоподготовке.

Сообщение 1. Артефакты, вносимые отрезкой 80

Пантелеенко Ф. И., БНТУ,

Зеленин В. А., ГНУ ФТИ НАН Беларуси,

Миньков А. Л., БНТУ

Исследование механизма разрушения стали Р91 на ударный изгиб

после предварительной термообработки до сварки 85

Саидахматов А. С., **Абдурахмонов М. М.**, **Дуняшин Н. С.**,

Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова, г. Ташкент, Узбекистан,

Урбанович Н. И., **Карпович С. С.**, **Лившиц Г. Ф.**, БНТУ

Изучение влияния серы и фосфора на качество металла шва при электродуговой сварке и способы их удаления ... 95

Покровский А. И., ГНУ ФТИ НАН Беларуси,

Рафальский И. В., **Лущик П. Е.**, Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ

«Политехник»

Моделирование внутреннего строения шаровидного включения графита

в высокопрочном чугуна и его поведения при нагружении 99

Савич В. В., Институт порошковой металлургии НАН Беларуси,

Тумилович М. В., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,

Пилиневич Л. П., Институт порошковой металлургии НАН Беларуси,

Тарайкович А. М., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники

Пористые материалы из губчатых порошков титана с повышенной прочностью 109

Урбанович Н. И., **Барановский К. Э.**, **Бендик Т. И.**, **Мельниченко В. В.**, **Дашкевич В. Г.**, **Лившиц Г. Ф.**, БНТУ

Исследование структуры и свойств цинкового покрытия на базе цинксодержащих отходов –

цинковой пыли на стальных изделиях, в том числе с резьбовой поверхностью 116

Покровский А. И., ГНУ ФТИ НАН Беларуси

Морфология поверхности, внутреннее строение и механизм зарождения

графитных включений в высокопрочном чугуна 121

ОХРАНА ТРУДА

Лазаренков А. М., **Иванов И. А.**, **Садох М. А.**, **Новик А. А.**, БНТУ

Анализ и прогнозирование влияния условий труда на профессиональную заболеваемость

работающих в литейных цехах 130

ЭКОЛОГИЯ

Панасюгин А. С., БНТУ,

Цыганов А. Р., **Машерова Н. П.**, БГТУ,

Павловский Н. Д., Гродненский государственный медицинский университет,

Ломоносов В. А., ГО «НПП НАН Беларуси по материаловедению»

Синтез и изучение свойств фильтрующих загрузок на основе модифицированных сталеплавильных шлаков

для очистки сточных вод от техногенных загрязнений 135

Памяти **Рудницкого Ф. И.** 142

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Nikitin K. V. (to the the 60th birthday anniversary)	8
---	---

FOUNDRY METALLURGY

Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V. , Belarusian-Russian University Nanostructuring during crystallization of cast aluminum-copper-silicon alloys and their structural stability during remelting	10
---	----

Sabirov B. T. , Navoi branch of the Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan, Tashkent, Uzbekistan Current state of mining and processing of bentonite clays of Uzbekistan and prospects for their application in the metallurgical industry of the Republic of Belarus	13
---	----

Kulikov S. A. , OJSC "Minsk Tractor Works", Rudnickij F. I. , BNTU Influence of cobalt on the properties of casting alloys	17
--	----

Tolochko N. K., Avramenko P. V., Kravtsov V. B., Khartanovich A. M., Kopchik D. I. , Belarusian State Agrarian Technical University Manufacture of consumable patterns using additive sheet lamination technology	25
--	----

METALLURGY

Mozgov S. A., Anelkin N. I., Mantsevich A. V., Voytekhovsky D. G. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" The formation and development of OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" or 40 years of the Belarusian steel works: a modern view into the past, present, and future	33
--	----

Krasyuk O. P., Pisarenko I. O., Puteev V. S. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" Ways to improve the technology for producing axle steel grades	47
---	----

Shatovsky A. V., Konovalenko S. V., Morozov V. O., Bondarenko I. A., Zazyan A. S. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" Research on factors affecting hydrogen content in steel and technological methods for its reduction in steelmaking	52
---	----

Kulakovskaya Yu. S., Kravtsova M. I., Yermachenok E. V., Sidorenko T. I., Kurenkova T. P. , OJSC "BSW – Management Company of Holding "BMC" Determination of the cause of local decarburization in 20G2R steel wire rod after annealing	57
--	----

Fetisov V. P. , Orel city, Russia Investigation of the intensity of strain hardening of low-carbon steel	64
--	----

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 17,9. Account. publ. pages 11,1.

Circulation 105 copies. Order 825. Printed in BNTU. Permit LP 38200000006896 dated 03.03.2014. 65, Nezavisimosti ave., Minsk, 220013

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

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

SCIENCE OF MATERIALS

- Rudenko S. P., Val'ko A. L., Sandomirski S. G.,**
Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus
Influence of the grain size of rolled spar-ingly alloyed steel on the quality of manufacture of gears 68
- Berdiev D. M.,** Tashkent State Technical University named after Islam Karimov, Tashkent, Republic of Uzbekistan
Heat treatment technology for improving wear resistance of high-precision die tools 76
- Anisovich A. G.,** Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus
Artifacts in metallography: mechanical damage during sample preparation. Part 1. Artifacts introduced by sectioning..... 80
- Panteleenko F. I.,** BNTU,
Zelenin V. A., Physical-Technical Institute of the National Academy of Science of Belarus,
Minkov A. L., BNTU
Research of fracture mechanism of steel grade P91 on impact bending after preheat treatment before welding 85
- Saidakhmatov A. S., Abdurakhmonov M. M., Dunyashin N. S.,**
Tashkent State Technical University named after Islam Karimov, Tashkent, Republic of Uzbekistan,
Urbanovich N. I., Karpovich S. S., Liushyts G. F., BNTU
Study of metal refining during electric arc welding..... 95
- Pokrovsky A. I.,** Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Rafalski I. V., Lushchik P. E., State Enterprise "Science and Technology Park of BNTU "Polytechnic"
Modeling of the internal structure of a spherical graphite inclusion in ductile cast iron and its behavior under loading 99
- Savich V. V.,** SSI "Powder Metallurgy Institute",
Tumilovich M. V., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics,
Pilinevich L. P., SSI "Powder Metallurgy Institute",
Taraykovich A. M., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics
Porous materials from sponge titanium powders with increased strength..... 109
- Urbanovich N. I., Baranovski K. E., Bendik T. I., Melnichenko V. V., Dashkevich V. G., Liushyts G. F.,** BNTU
Study of the structure and properties of zinc coating based on zinc-containing waste –
zinc dust on steel products, including threaded surfaces 116
- Pokrovsky A. I.,** Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus
Surface morphology, internal structure and nucleation mechanism of graphite inclusions in ductile cast iron..... 121

PROTECTION OF LABOUR

- Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadokha M. A., Novik A. A.,** BNTU
Analysis and forecasting of the impact of working conditions on occupational diseases in foundry workers 130

ECOLOGY

- Panasyugin A. S.,** BNTU,
Tsyganov A. R., Masherova N. P., Belarusian State Technological University,
Pavlovsky N. D., Grodno State Medical University
Synthesis and study of properties of filter loads based on modified steelmaking slags
for wastewater treatment from anthropogenic pollutants. 135
- In memory of **Rudnickij F. I.** 142

С юбилеем!

Константин Владимирович НИКИТИН

(к 60-летию со дня рождения)



Константин Владимирович Никитин родился 2 ноября 1964 г. в городе Красноярске. Окончил Куйбышевский политехнический институт (ныне СамГТУ) в 1986 г. по специальности «Машины и технология литейных процессов» на механическом факультете. После окончания Куйбышевского политехнического института работал на Куйбышевском металлургическом заводе в отделе главного металлурга, в дирекции по маркетингу.

С 1999 г. Константин Владимирович работает в Самарском государственном техническом университете на кафедре «Литейные и высокоэффективные технологии».

В 2002 г. выполнял совместные исследования по проблеме структурной наследственности в алюминиевых сплавах в китайско-российской лаборатории университета Чинхуа (КНР, г. Пекин).

В 2003 г. Константин Владимирович защитил кандидатскую, в 2013 г. докторскую диссертацию. Ученое звание доцента присвоено в 2008 г., ученое звание профессора – в 2019 г.

Под руководством К. В. Никитина подготовлено семь кандидатов технических наук.

С 2015 г. Константин Владимирович возглавляет факультет машиностроения, металлургии и транспорта, с 2022 г. – кафедру «Литейные и высокоэффективные технологии» СамГТУ.

К. В. Никитин внес значительный вклад в подготовку высококвалифицированных специалистов по специальностям «Машины и технология литейного производства» и «Литейное производство черных и цветных металлов» (преподает циклы профессиональных дисциплин, осуществляет руководство научно-исследовательскими выпускными квалификационными работами, производственными практиками). К. В. Никитиным разработаны лекционные курсы по дисциплинам «Строение и свойства металлических расплавов», «Литые композиционные сплавы», «Метрология, стандартизация и сертификация в литейном производстве», «Рециклинг металлов и сплавов», «Ресурсосберегающие технологии в литейном производстве», «Информационные технологии и автоматизация в металлургии». Разработаны и внедрены в учебный процесс лабораторные работы по дисциплинам «Строение и свойства металлических расплавов», «Наследственность в литых сплавах», «Цветные металлы», «Производство отливок из сплавов цветных металлов».

К. В. Никитин является разработчиком основной образовательной программы высшего образования – программы магистратуры, а с 2015 г. руководителем программы магистратуры по направлению 22.04.02 Металлургия, направленность «Литейно-металлургические процессы и технологии». Под руководством К. В. Никитина в 2020 г. разработана и реализуется образовательная программа по профилю «Технология аддитивного производства в машиностроении» (направление 15.03.01 – «Машиностроение»).

К. В. Никитин ведет большую научно-исследовательскую работу в области литейного производства. Им опубликовано более 240 научных работ, проиндексированных в базе РИНЦ, в том числе три монографии, 127 в журналах из перечня ВАК РФ, 28 статей в журналах, рецензируемых в международных базах цитирования SCOPUS и WOS. Имеет три патента на изобретение и одно свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ.

К. В. Никитин входит в состав редакционных коллегий центральных научных журналов: «Известия вузов: цветная металлургия», «Цветные металлы», «Литейное производство»,

международного журнала «Литье и металлургия» (Республика Беларусь). Является членом экспертного совета ВАК по машиностроению, металлургии и металлосплавам.

В 2022 г. избран председателем Самарского отделения Российской ассоциации литейщиков (РАЛ).

Научные результаты исследований К. В. Никитина докладывались и обсуждались на 30 научно-практических совещаниях, конференциях, симпозиумах различного уровня, а также съездах литейщиков России.

К. В. Никитин входит в рабочую группу при Министерстве промышленности и технологий Самарской области по вопросам повышения эффективности механизма целевого приема в рамках подготовки кадров с высшим профессиональным образованием для организаций ОПК Самарской области, является членом секции «Инновационные литейно-металлургические технологии» при НТС Министерства промышленности и технологии Самарской области.

Константин Владимирович продолжает развивать научную школу литейщиков – «Структурная наследственность в литых сплавах», основанную Владимиром Ивановичем Никитиным (1942–2022 гг.).

За успехи в руководстве научной работой студентов К. В. Никитин награжден отраслевой наградой Министерства образования и науки РФ «Нагрудный знак за развитие студенческой науки». Неоднократно награждался благодарностями и почетными грамотами Губернатора Самарской области, Министерства образования и науки Самарской области, Министерства образования и науки РФ. В 2018 г. К. В. Никитин был награжден нагрудным знаком Губернатора Самарской области «За успехи в высшем образовании и научной деятельности», а в 2023 г. присвоено звание «Почетный работник сферы образования Российской Федерации».

Редакция журнала «Литье и металлургия» и Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь сердечно поздравляют Константина Владимировича с юбилеем и желают ему крепкого здоровья и больших творческих успехов!



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-10-12>
УДК 621.745.35

Поступила 24.09.2024
Received 24.09.2024

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВО–МЕДНО–КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ИХ СТРУКТУРНАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ПРИ ПЕРЕПЛАВКЕ

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

Основными структурными элементами расплавов литейных алюминиево-медно-кремниевых сплавов являются элементарные нанокристаллы алюминия, меди, кремния и их свободные атомы. Кристаллизующиеся фазы этих сплавов – микрокристаллы α -фаз, кремния и θ -фазы. Процесс их кристаллизации наноструктурный. Сначала из элементарных нанокристаллов и свободных атомов образуются структурообразующие нанокристаллы. Затем из них формируются центры кристаллизации микрокристаллов фаз. Из них, структурообразующих нанокристаллов и свободных атомов алюминия, меди, кремния образуются микрокристаллы α -фаз, кремния и θ -фазы. Показано, что структурная устойчивость при переплавке литейных алюминиево-медно-кремниевых сплавов обратно пропорциональна концентрациям адсорбированных атомов водорода и кислорода.

Ключевые слова. Алюминиево-медно-кремниевые сплавы, наноструктурные процессы, структурная устойчивость, кристаллизация, переплавка.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Наноструктурирование при кристаллизации литейных алюминиево-медно-кремниевых сплавов и их структурная устойчивость при переплавке / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 10–12. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-10-12>.

NANOSTRUCTURING DURING CRYSTALLIZATION OF CAST ALUMINUM–COPPER–SILICON ALLOYS AND THEIR STRUCTURAL STABILITY DURING REMELTING

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 main structural elements of melts of foundry aluminum-copper-silicon alloys are elementary nanocrystals of aluminum, copper, silicon and their free atoms. The main crystallizing phases of these alloys are microcrystals of α -phases, silicon and θ -phases. The process of their crystallization is nanostructural. First, structure-forming nanocrystals are formed from elementary nanocrystals and free atoms. Then the centers of crystallization of microcrystals of phases are formed from them. From them, the structure-forming nanocrystals of free atoms of aluminum, copper, and silicon, microcrystals of α -phases, silicon, and θ -phases are formed. It is shown that the structural stability during remelting of cast aluminum-copper-silicon alloys is inversely proportional to the concentrations of adsorbed hydrogen and oxygen atoms.

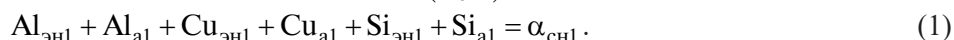
Keywords. Aluminum-copper-silicon alloys, nanostructural processes, structural stability, crystallization, remelting.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Nanostructuring during crystallization of cast aluminum-copper-silicon alloys and their structural stability during remelting. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 10–12. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-10-12>.

Основными структурными составляющими при кристаллизации литейных алюминиево-медно-кремниевых сплавов (АМКС) являются первичные микрокристаллы α -фазы ($\alpha_{\text{МК1}}$); двойная эвтектика, состоящая из микрокристаллов α -фазы ($\alpha_{\text{МК2}}$) и кремния ($\text{Si}_{\text{МК1}}$); тройная эвтектика, состоящая из микрокристаллов α -фазы ($\alpha_{\text{МК3}}$), кремния ($\text{Si}_{\text{МК2}}$) и θ -фазы ($\theta_{\text{МК}}$) [1].

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

Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК1}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы (α_{CH1}) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{ЦК1}}$):

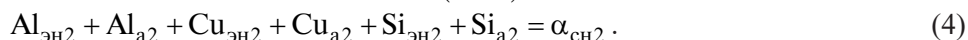


Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК1}}$ реакцией:



Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки литейных АМКС $\alpha_{\text{МК2}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы алюминия ($\text{Al}_{\text{ЭН2}}$), меди ($\text{Cu}_{\text{ЭН2}}$) и кремния ($\text{Si}_{\text{ЭН2}}$), свободные атомы алюминия (Al_{a2}), меди (Cu_{a2}) и кремния (Si_{a2}) [2].

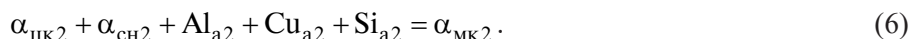
Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК2}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы (α_{CH2}):



Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{ЦК2}}$):



Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК2}}$ реакцией:



Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки литейных АМКС $\text{Si}_{\text{МК1}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы кремния ($\text{Si}_{\text{ЭН3}}$) и свободные атомы кремния (Si_{a3}) [2].

Процесс кристаллизации $\text{Si}_{\text{МК1}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы (Si_{CH1}):



Затем образуются центры кристаллизации ($\text{Si}_{\text{ЦК1}}$):



Заканчивается процесс кристаллизации $\text{Si}_{\text{МК1}}$ реакцией:



Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки литейных АМКС $\alpha_{\text{МК3}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы алюминия ($\text{Al}_{\text{ЭН3}}$), меди ($\text{Cu}_{\text{ЭН3}}$) и кремния ($\text{Si}_{\text{ЭН4}}$), свободные атомы алюминия (Al_{a3}), меди (Cu_{a3}) и кремния (Si_{a4}) [2].

Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК3}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы (α_{CH3}):



Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{ЦК3}}$):



Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК3}}$ реакцией:



Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки литейных АМКС $\text{Si}_{\text{МК2}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы кремния ($\text{Si}_{\text{ЭН5}}$) и свободные атомы кремния (Si_{a5}) [2].

Процесс кристаллизации $\text{Si}_{\text{МК2}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы (Si_{CH2}):



Затем образуются центры кристаллизации ($\text{Si}_{\text{ЦК2}}$):

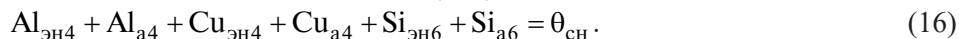


Заканчивается процесс кристаллизации $\text{Si}_{\text{МК2}}$ реакцией:



Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки литейных АМКС $\theta_{\text{МК}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы алюминия ($\text{Al}_{\text{ЭН4}}$), меди ($\text{Cu}_{\text{ЭН4}}$) и кремния ($\text{Si}_{\text{ЭН6}}$), свободные атомы алюминия ($\text{Al}_{\text{а4}}$), меди ($\text{Cu}_{\text{а4}}$) и кремния ($\text{Si}_{\text{а6}}$) [2].

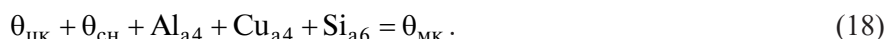
Процесс кристаллизации $\theta_{\text{МК}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\theta_{\text{СН}}$):



Затем образуются центры кристаллизации ($\theta_{\text{ЦК}}$):

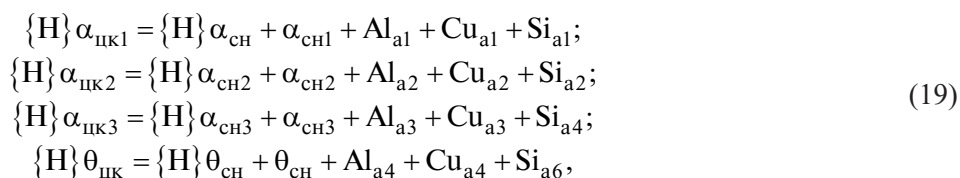


Заканчивается процесс кристаллизации $\theta_{\text{МК}}$ реакцией:



В расплавах литейных алюминиево-кремниевых сплавов растворяются атомы водорода и кислорода, причем атомарный водород адсорбируется центрами кристаллизации микрокристаллов α -фазы, а атомарный кислород – центрами кристаллизации микрокристаллов кремния [4].

При увеличении перегревов и (или) времени выдержки расплавов литейных АМКС в них повышаются концентрации атомов водорода и кислорода. Растворенные в жидких литейных АМКС атомы водорода адсорбируются $\alpha_{\text{ЦК1}}$, $\alpha_{\text{ЦК2}}$, $\alpha_{\text{ЦК3}}$, $\theta_{\text{МК}}$ до определенных, критических концентраций. При их превышении происходит распад этих центров кристаллизации по эффекту Ребиндера в соответствии со следующими реакциями:



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

Растворенные в расплавах литейных АМКС атомы кислорода адсорбируются $\text{Si}_{\text{ЦК1}}$ и $\text{Si}_{\text{ЦК2}}$ до определенных критических концентраций. При их превышении происходит распад этих центров кристаллизации по эффекту Ребиндера в соответствии с реакциями:



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

Таким образом, структурная устойчивость при переплавке литейных алюминиево-медно-кремниевых сплавов определяется устойчивостью центров кристаллизации микрокристаллов α -фаз, кремния и θ -фазы, которая зависит от концентрации адсорбированных атомов водорода и кислорода. Эти концентрации повышаются при увеличении перегревов и (или) времени выдержки расплавов, что приводит к распаду центров кристаллизации микрокристаллов α -фаз, кремния и θ -фазы по эффекту Ребиндера и снижению структурной устойчивости при переплавке литейных алюминиево-медно-кремниевых сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник / А. В. Курдюмов [и др.]. М.: МИСиС, 2011. – 615 с.
2. Марукович, Е. И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
3. Марукович, Е. И. Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 13–19.
4. Марукович, Е. И. О модифицировании силуминов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 4. – С. 41–46.

REFERENCES

1. Kurdyumov A. V., Belov V. D., Pikunov M. V. *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnykh metallov: uchebnik* [Production of castings from non-ferrous metal alloys: textbook]. Moscow, MISiS Publ., 2011, 615 p.
2. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov* [Nanostructural theory of metal melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
3. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. *Nanostrukturnaya kristallizatsiya litejnykh splavov* [Nanostructured crystallization of casting alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.
4. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. *O modifitsirovanii siluminov* [On modification of silumins]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 41–46.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-13-16>
УДК 621.74

Поступила 14.11.2024
Received 14.11.2024

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ДОБЫЧИ И ПЕРЕРАБОТКИ БЕНТОНИТОВЫХ ГЛИН УЗБЕКИСТАНА И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ

Б. Т. САБИРОВ, Навоийское отделение Академии наук Республики Узбекистан,
г. Ташкент, Узбекистан, ул. Я. Гуломов, 70. E-mail: sabirovbahtiyor1970@gmail.com

Приведены данные о химическом составе бентонитовых глин различных месторождений Узбекистана. Показана целесообразность смешивания бентонитовых глин различных месторождений для получения более высоких технологических показателей. Предложено провести исследования для адаптации бентонитов к условиям их применения в литейном производстве Беларуси.

Ключевые слова. Формовочные смеси, кварцевый песок, бентонит, отливки из чугуна, стали.

Для цитирования. Сабиров, Б. Т. Современное состояние добычи и переработки бентонитовых глин Узбекистана и перспективы их применения в металлургической отрасли Республики Беларусь / Б. Т. Сабиров // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 13–16. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-13-16>.

CURRENT STATE OF MINING AND PROCESSING OF BENTONITE CLAYS OF UZBEKISTAN AND PROSPECTS FOR THEIR APPLICATION IN THE METALLURGICAL INDUSTRY OF THE REPUBLIC OF BELARUS

B. T. SABIROV, Navoi branch of the Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan,
Tashkent, Uzbekistan, 70, Ya. Gulomov str. E-mail: sabirovbahtiyor1970@gmail.com

The article presents data on the chemical composition of bentonite clays from various deposits in Uzbekistan. The feasibility of mixing bentonite clays from various deposits to obtain higher technological indicators is shown. It is proposed to conduct research to adapt bentonites to the conditions of their use in the foundry industry of Belarus.

Keywords. Molding mixtures, quartz sand, bentonite, cast iron and steel castings.

For citation. Sabirov B. T. Current state of mining and processing of bentonite clays of Uzbekistan and prospects for their application in the metallurgical industry of the Republic of Belarus. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 13–16. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-13-16>.

Качество конечной готовой продукции во многом зависит от параметров технологического процесса литья металла и применяемых форм для отливки. При изготовлении формовочных смесей традиционно используются кварцевые пески и другие инертные жаропрочные компоненты и пластичные связующие компоненты. Во многих случаях в качестве связующего широко применяются бентонитовые глины в виде тонкоизмельченного порошка. Кварцевый песок, являясь основным компонентом при изготовлении литейных форм, образует ее структурный каркас, а бентонит связывает (удерживает) частицы кварцевого песка между собой и обеспечивает форме требуемую степень механической прочности. При этом следует отметить особенность бентонита, которая заключается в восстановлении своих основных свойств после дополнительного увлажнения, что позволяет многократно применять формовочную смесь после заливки форм металлом и выбивки полученных отливок. Это дает возможность существенно сократить материальные затраты и образование техногенных отходов.

Бентонит применяется как связующая добавка при подготовке сырья к металлургическому переделу – окучиванию руд (концентратов), а также для брикетирования полиметаллических руд и отходов горно-металлургических производств. Наибольшее распространение бентонит получил для окомкования железорудных концентратов при изготовлении окатышей для доменного процесса и металлизации. Расход бентонита на изготовление 1 т отливок из чугуна в настоящее время составляет 60–90 кг, а из

стали – 90–120 кг. В общем объеме выпуска литья промышленно развитых стран 65–70 % стальных и чугунных отливок мелкого и среднего развеса производится в формах из песчано-глинистых смесей [1].

В настоящее время важным регулирующим нормативно-техническим документом для применения бентонита в литейном производстве является ГОСТ 28177-89 «Глинопорошки бентонитовые для формовочных смесей», где основными показателями служат три свойства песчано-бентонитовой смеси, состоящей из 95 % кварцевого песка определенного гранулометрического состава и 5 % порошкообразного бентопорошка: предел прочности при сжатии в сыром состоянии; предел прочности при разрыве в зоне конденсации влаги и термическая устойчивость. Согласно ГОСТ 28177-89, бентонит в виде глинопорошков различной марки применяется в качестве связующего компонента при составлении формовочных смесей, изготовлении литейных форм, в том числе и на современных механизированных и автоматических технологических конвейерных линиях для получения отливок из черных и цветных сплавов. Высокие связующие и противопригарные свойства, обеспечение качественного распределения компонентов в формовочной смеси, легкость и простота процесса выбивки отливок из форм, исключение самовозгорания углеродсодержащих противопригарных добавок, прочность для изготовления бездефектных и качественных отливок и другие показатели – главные факторы в пользу выбора бентонита в литейном производстве.

Качество поставляемых в металлургическое производство товарных бентонитовых порошков в первую очередь зависит от химико-минералогического состава исходного сырья (бентонитовой глины), а также от способа ее технологической переработки и применения различных модифицирующих добавок (реагентов). Традиционно в процессе переработки бентонитового сырья добавляются натрийсодержащие соли (в большинстве случаев кальцинированная сода) и полимерные добавки, в результате улучшаются основные показатели бентонитового порошка. Например, улучшаются механические свойства формовочных смесей: уменьшаются дефекты при расширении формы при заливке, увеличиваются прочность всухую и время живучести формы, прочность на сжатие во влажном состоянии и др.

В современном литейном производстве можно отметить достаточно широкий выбор бентонитовых формовочных глин, предлагаемых поставщиками-производителями из Azerbaijan, Греции, Болгарии, Германии, Польши, России, Казахстана, Узбекистана, Индии, Китая, Пакистана, США и др.

Каолиновые и бентонитовые глины обладают рядом характеристик, которые позволяют применять их в комплексе, добиваясь наилучших результатов при минимальных вложениях. Сопоставление свойств каолиновых и бентонитовых глин может служить инструментом для наиболее рационального использования ресурсов в процессах формообразования. В Республике Беларусь имеется ряд разрабатываемых месторождений каолина, но нет ни одного месторождения, из которого в промышленных масштабах добывался бы бентонит. При этом насыщение литейного производства страны автоматическими формовочными комплексами велико, как и потребление бентонита [2].

Если бентонит по показателю огнеупорности относится к группе легкоплавких глин, то каолин считается тугоплавкой (огнеупорной) глиной. Основа каолиновых глин – минерал каолинит ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$), водный алюмосиликат белого цвета с температурой плавления 1750–1790 °C. Отличительная особенность каолиновых глин – их высокая огнеупорность, обусловленная явлением муллитизации. При температуре 1200–1280 °C из глинозема и кремнезема, входящих в состав каолина, образуется муллит ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$), температура плавления которого составляет 1810–1830 °C. Поэтому каолиновые глины широко применяются не только в формовочных смесях, но и в составе огнеупорных красок и обмазок. Удельная поверхность частиц – 50–150 м²/г. Основу бентонитов составляет минерал монтмориллонит ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O} \cdot n \cdot \text{H}_2\text{O}$), химический состав которого непостоянен. При температуре около 900 °C монтмориллонит переходит в аморфное вещество с температурой плавления 1250–1300 °C. Поэтому бентонит не обладает высокой огнеупорностью по сравнению с каолином. Отличительной особенностью бентонита является его способность к набуханию с последующим необратимым гелеобразованием. Удельная поверхность частиц бентонита – 250–500 м²/г. Сравнение указанных характеристик позволяет сделать вывод, что каолиновые глины обладают меньшей вязущей способностью, но высокой огнеупорностью. Бентонит же обладает высокой вязущей способностью, но пониженной огнеупорностью и, как следствие, раньше выгорает из смеси. Учитывая особенности каолиновых и бентонитовых глин, решается множество технологических задач [3,4].

Согласно [4], целесообразно использование смесей различных глинистых материалов, что применяют на практике ведущие европейские производители бентопорошков, такие, как S&B Industrial Minerals GmbH, Sud-Chemie (Германия); Laviosa Chimica Mineraria (Италия); KERAMOST (Чехия),

широко используют описанный эффект в технологических циклах производства бентопорошков, преимущественно из глинистой шихты нескольких различных месторождений. Эти фирмы предлагают торговые марки бентонитового связующего с комплексом определенных свойств, а не бентонитовый порошок определенного месторождения, как это имеет место до последнего времени в отечественном производстве бентонитовых формовочных глин. Целесообразно смешивание бентонитовых глин разных месторождений, что позволяет получать более высокие технологические показатели бентопорошков по сравнению с вариантом их производства из сырья одного месторождения. При этом повышается предел прочности при сжатии во влажном состоянии и одновременно сокращается продолжительность перемешивания компонентов в смесителе для приготовления качественной смеси [5].

Республика Беларусь не располагает природными запасами месторождений бентонитовых глин. Поэтому наращивание производственно-технических и экономических связей со странами содружества СНГ приобретает актуальное значение.

Геологами на территории Узбекистана установлены почти 200 месторождений и проявлений бентонитовых и бентонитоподобных глин, общий объем запасов которых превышает 2 млрд. т. В настоящее время осуществляется добыча и переработка бентонитового глинистого сырья в Ферганской, Самаркандской, Навоийской, Кашкадарьинской, Сурхандарьинской областях, а также в Республике Каракалпакстан. В промышленных масштабах разрабатываются такие месторождения бентонитовых глин, как Каттакурбанское, Азкамарское, Навбахорское, Шорсуйское, Джаркурбанское и др. [6].

Азкамарское месторождение в Навоийской области, известное с 1950 г., – один из основных источников бентонита для ряда отраслей, в том числе для предприятий металлургической отрасли бывшего СССР, заслуживает особого внимания. Оно находится в 12 км к юго-востоку от железнодорожной станции «Кызылтепа» в Навоийской области. Согласно данным Госкомгеологии РУз, по состоянию на 01.01.2017 г. объемы запасов по категории В+С₁ составляют 2778,9 тыс. т. Добыча осуществляется в основном для производства керамзита и нужд металлургии [7].

В 1959 г. добыча бентонитовой глины по СССР составила 324 тыс. т, из них 40 тыс. т приходится на Азкамарское месторождение Узбекистана [8].

Азкамарское месторождение бентонитов, выявленное в 1946 г. геологом М.М. Иванпцыным, расположено в центральной части плато Азкамар Бухарской области, в 12 км к югу от ст. Кызыл Тене Ташкентской железной дороги, в 50–60 км от г. Бухары. Месторождение состоит из трех участков и изучается с 1949 г. В 1951 г. подсчитаны промышленные запасы бентонитов по одному наиболее перспективному участку. По имеющимся материалам месторождение содержит главным образом щелочноземельный бентонит, один же маломощный пласт представлен щелочным набухающим высококачественным белым бентонитом. В таблице приведены сравнительные химические составы проб основных месторождений Узбекистана.

Химический состав проб бентонитовых глин из различных месторождений Узбекистана

Наименование месторождения	Содержание, %, на воздушно-сухое вещество										
	SiO ₂	TiO ₂	Al ₂ O ₃	F ₂ O ₃	MgO	CaO	Na ₂ O	K ₂ O	SO ₃	ппп	сумма
Логон	55,05	0,71	16,67	5,60	1,71	2,52	1,74	4,28	0,31	10,86	99,45
Каттакурбан	57,62	0,78	16,63	5,63	2,32	1,4	1,06	4,05	0,36	9,76	99,61
Шафиркан	57,65	0,87	13,69	5,77	1,81	3,08	1,12	1,72	2,59	11,21	99,51
Азкамар	58,62	0,78	15,92	5,20	2,72	0,84	2,84	2,08	0,17	10,82	99,99
Навбахор	45,73	0,36	7,24	3,30	3,42	15,1	0,93	0,92	0,49	21,85	99,34
Бештюбе	62,54	0,82	17,06	5,00	2,02	0,98	1,80	1,80	0,32	7,1	99,44

Выводы

Анализ научной литературы показывает, что в последнее время особое внимание привлекают бентониты и бентонитовые глины, характеризующиеся низкой стоимостью и большими запасами. Запасы качественных натриевых бентонитов во всем мире весьма ограничены, а спрос на бентонитовое сырье с каждым годом растет. С развитием отраслей экономики, в том числе металлургии, наблюдается повышение спроса на бентонит. Использование бентонитовых глин Узбекистана, особенно тех, которые ранее уже в течение нескольких десятилетий поставлялись для обеспечения потребности 72 предприятий союзных республик СССР, приобретают особое значение в современных сложившихся условиях

международного сотрудничества. В этом плане представляют большой интерес совместные исследования белорусских и узбекских ученых по улучшению качественных показателей бентонитовых глин для их применения в металлургической отрасли, выявлению технологических особенностей их применения в современных условиях автоматизированного и конвейерного металлургического производства, где предъявляются жесткие требования по качественным характеристикам бентонитовых глинопорошков.

ЛИТЕРАТУРА

1. <https://bentonit.ru>
2. **Куликов, С. А.** Совместное использование каолиновых и бентонитовых формовочных глин / С. А. Куликов, Ф. И. Рудникий, В. А. Шумига / // Литье и металлургия. – 2024. – № 2. – С. 32–36.
3. **Кукуй, Д. М.** Теория и технология литейного производства / Д. М. Кукуй. Формовочные материалы и смеси. – Минск: БНТУ, 2005. – 390 с.
4. **Гуляев, Б. Б.** Формовочные процессы / Б. Б. Гуляев, О. А. Корнюшкин, А. В. Кузин. – Л.: Машиностроение, 1987. – 264 с.
5. **Федоров, Н. Н.** Методические аспекты определения свойств бентонитовых формовочных глин / Н. Н. Федоров // Литье и металлургия. – 2014. № 4 (77). С. 19–23.
6. Комплексное исследование бентонитовых глин перспективных месторождений Узбекистана / Б. Т. Сабиров [и др.] // Universum: технические науки: электрон. науч. журн. – 2020. – № 8(77).
7. Prospects and problems of industrial use of bentonite clays of the Zerafshan region. Proceeding of the International conference on “Integrated innovative development of Zerafshan region: achievements, challenges and prospects”. Uzbekistan, Navoi. – 2017.- P. 197–202.
8. **Мерабишвили, М. С.** Бентонитовые глины: природные особенности, физико-химические свойства, области применения, основные месторождения СССР / М. С. Мерабишвили. – М.: Госгеолтехиздат, 1922. – 128 с.

REFERENCES

1. <https://bentonit.ru>
2. **Kulikov S.A., Rudnickij F.I., Shumigaj V.A.** Sovmestnoe ispol'zovanie kaolinovyh i bentonitovyh formovochnyh glin [Combined use of kaolin and bentonite molding clays]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 2, pp. 32–36/
3. **Kukuj D.M.** *Teorija i tehnologija litejnogo proizvodstva. Formovochnye materialy i smesi* [Theory and technology of foundry production. Molding materials and mixtures]. Minsk, BNTU Publ., 2005, 390 p.
4. **Guljaev B.B., Kornjushkin O.A., Kuzin A.V.** *Formovochnye processy* [Molding processes]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1987, 264 p.
5. **Fedorov N.N.** Metodicheskie aspekty opredelenija svojstv bentonitovyh formovochnyh glin [Methodological aspects of determining the properties of bentonite molding clays]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no.4 (77), pp. 19–23.
6. **Sabirov B.T., Namazov Sh.S., Pulatov H.L., Tairov S.S., Madatov T.A., Pardaev S.T.** Kompleksnoe issledovanie bentonitovyh glin perspektivnyh mestorozhdenij Uzbekistana [Comprehensive study of bentonite clays of promising deposits in Uzbekistan]. *Universum: tehicheskie nauki = Universum: technical sciences*, 2020, no. 8(77).
7. **Sabirov B.T., Javloniy C., Kadirova Z.R., Usmanov H.L.** Prospects and problems of industrial use of bentonite clays of the Zerafshan region. Proceeding of the International conference on “Integrated innovative development of Zerafshan region: achievements, challenges and prospects”. Uzbekistan, Navoi, 2017, pp.197–202.
8. **Merabishvili M.S.** *Bentonitovye gliny: prirodnye osobennosti, fizikko-himicheskie svojstva, oblasti primenenija, osnovnye mestorozhdenija SSSR* [Bentonite clays: natural features, physical and chemical properties, areas of application, main deposits of the USSR]. Moscow, Gosgeoltekhizdat Publ., 1922, 128 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-17-24>
УДК 621.745

Поступила 07.10.2024
Received 07.10.2024

ВЛИЯНИЕ КОБАЛЬТА НА СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

С. А. КУЛИКОВ, ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29.

E-mail: cyberlis@mail.ru

Ф. И. РУДНИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет,

г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65

Приведены результаты исследования влияния модифицирования кобальтовым порошком на механические свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом и оловяно-свинцовистой бронзы. Показано, что при введении кобальтового порошка до 0,1 % он равномерно распределяется в металлической матрице. Увеличение количества вводимой добавки позволило выявить, что кобальт преимущественно концентрируется в областях, кристаллизующихся последними. Введение кобальта позволило повысить временное сопротивление при растяжении высокопрочного чугуна и относительное удлинение бронзы. На другие механические свойства введение кобальтового порошка не влияет.

Ключевые слова. Кобальт, чугун, бронза, механические свойства.

Для цитирования. Куликов, С. А. Влияние кобальта на свойства литейных сплавов / С. А. Куликов, **Ф. И. Рудницкий** // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 17–24. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-17-24>.

INFLUENCE OF COBALT ON THE PROPERTIES OF CASTING ALLOYS

S. A. KULIKOV, OJSC “Minsk Tractor Works”, Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str.

E-mail: cyberlis@mail.ru

F. I. RUDNICKIJ, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

The results of a study of the effect of modification with cobalt powder on the mechanical properties of high-strength nodular cast iron and tin-lead bronze are presented. It has been shown that when cobalt powder is introduced up to 0.1 %, it is evenly distributed in the metal matrix. Increasing the amount of the introduced additive revealed that cobalt is predominantly concentrated in the areas that crystallize last. The introduction of cobalt made it possible to increase the tensile strength of high-strength cast iron and the relative elongation of bronze. The introduction of cobalt powder does not affect other mechanical properties.

Keywords. Cobalt, cast iron, bronze, mechanical properties.

For citation. Kulikov S. A., **Rudnickij F. I.** Influence of cobalt on the properties of casting alloys. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 17–24. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-17-24>.

Введение

За последнее время литейное производство достигло некоторого предела, обусловленного возможностями современных технологий и материалов. Это объясняет стремление инженеров к поиску новых технологических приемов, в том числе использованию материалов, которые ранее считались малоприменимыми в какой-либо определенной области. Например, сплавы, легированные кобальтом, нашли широкое применение благодаря влиянию кобальта на свойства литых изделий при высоких температурах. Так, сплавы типа нимоник, предназначенные для лопаток турбин, содержат до 22 % кобальта, быстрорежущие стали – до 8,5 % [1]. Применяются также аморфные магнитомягкие сплавы, содержащие до 85 % кобальта [2]. В то же время информация о применении кобальта в других сплавах, особенно в малых концентрациях, весьма ограничена [3, 4]. Поэтому исследование влияния малых добавок кобальта на свойства распространенных литейных сплавов обосновано как с научной, так и с прикладной точки зрения.

Методика проведения исследований

В качестве объектов исследований выбраны сплавы, широко применяемые в ОАО «Минский тракторный завод» при производстве отливок ответственного назначения: высокопрочный чугун с шаровидным графитом, а также бронза марки БрО5Ц5С5. Выбор обусловлен желанием охватить как железоуглеродистые, так и цветные сплавы. Исследование морфологии и элементного состава проводили на

сканирующем электронном микроскопе Mira фирмы Tescan (Чехия) с рентгеноспектральным анализатором фирмы Oxford Instruments Analytical (Великобритания). Высокопрочный чугун производили по устоявшейся технологии: расплав серого чугуна получали в дуговой сталеплавильной печи емкостью 6 т, далее в специальном ковше сендвич-процессом проводили модифицирование магнийсодержащим модификатором, после чего расплав высокопрочного чугуна выдавали в заливочный ковш емкостью 100 кг и проводили заливку литейных форм. Расплав бронзы получали в индукционной печи ИСТ-0,4, заливку литейных форм производили из ковшей емкостью 100 кг. Модифицирование кобальтом осуществляли путем внепечной обработки при выдаче расплава в разливочный ковш при заполнении его на 1/3 высоты под струю. Кобальт вводили в двуслойных пакетах из плотной бумаги. Стандартные пробы для исследования механических свойств чугуна отливали непосредственно вместе с отливками с единой ЛПС в ПГС-формах. Пробы бронзы заливали в кокиль. Испытания механических свойств выполняли согласно государственным стандартам. За результат испытаний принимали среднее арифметическое от трех образцов.

Результаты исследований и их обсуждение

Ранее в [5, 6] показано, что ультрадисперсные материалы могут эффективно применяться для повышения механических свойств отливок. Поэтому в данном исследовании в качестве добавки, содержащей кобальт, использовали дисперсный кобальтовый порошок (КП), морфология частиц которого представлена на рис. 1. Согласно результатам МРСА, химический состав порошка следующий: Co – 99,63 %, Si – 0,03, S – 0,11, Ca – 0,10, Fe – 0,13 %.

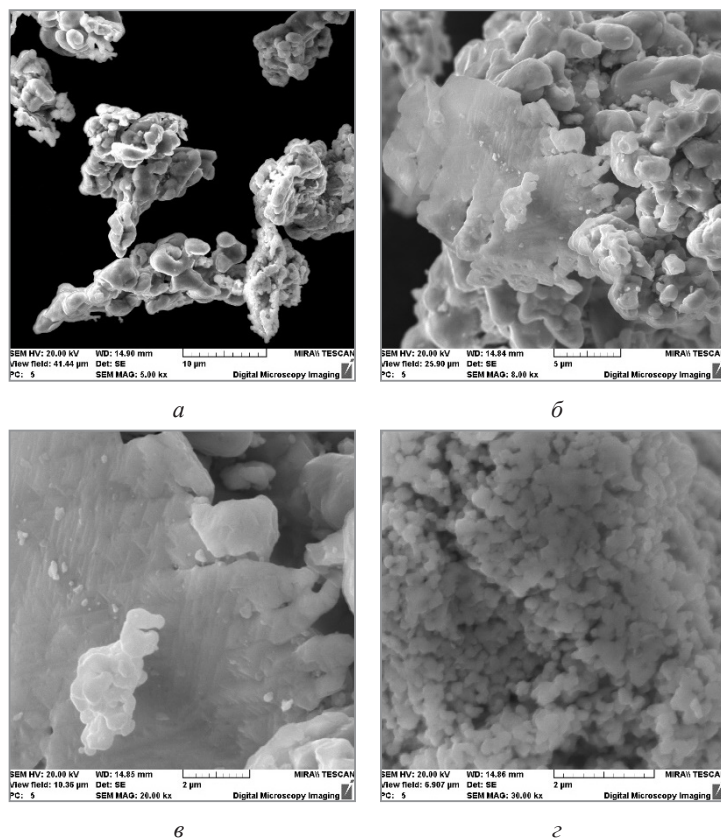


Рис. 1. Морфология поверхности кобальтового порошка

Как видно из рисунка, КП состоит из агломератов (рис. 1, а) ультрадисперсных частиц. В их структуре выявляются как достаточно крупные частицы (рис. 1, б, в), образованные, по-видимому, в результате процессов самоорганизации и релаксации (порошок использовали после длительного хранения), так и ультрадисперсные частицы (рис. 1, г).

Изменение механических свойств высокопрочного чугуна при введении КП приведено в табл. 1. Из таблицы следует, что модифицирование высокопрочного чугуна КП в пределах 0,05–0,10 мас. % несколько повышает временное сопротивление при растяжении и не влияет на другие свойства. Причем увеличение количества вводимой добавки незначительно влияет на увеличение временного сопротивления.

Таблица 1. Механические свойства высокопрочного чугуна при модифицировании КП

Количество введенного КП, мас. %	Условный предел текучести, Н/мм ²	Временное сопротивление при растяжении, Н/мм ²	Относительное удлинение, %	Твердость НВ
0	405	530	15,5	187
0,05	410	560	15,5	187
0,1	410	570	15,5	187

Результаты исследования образцов высокопрочного чугуна на электронном сканирующем микроскопе показаны на рис. 2.

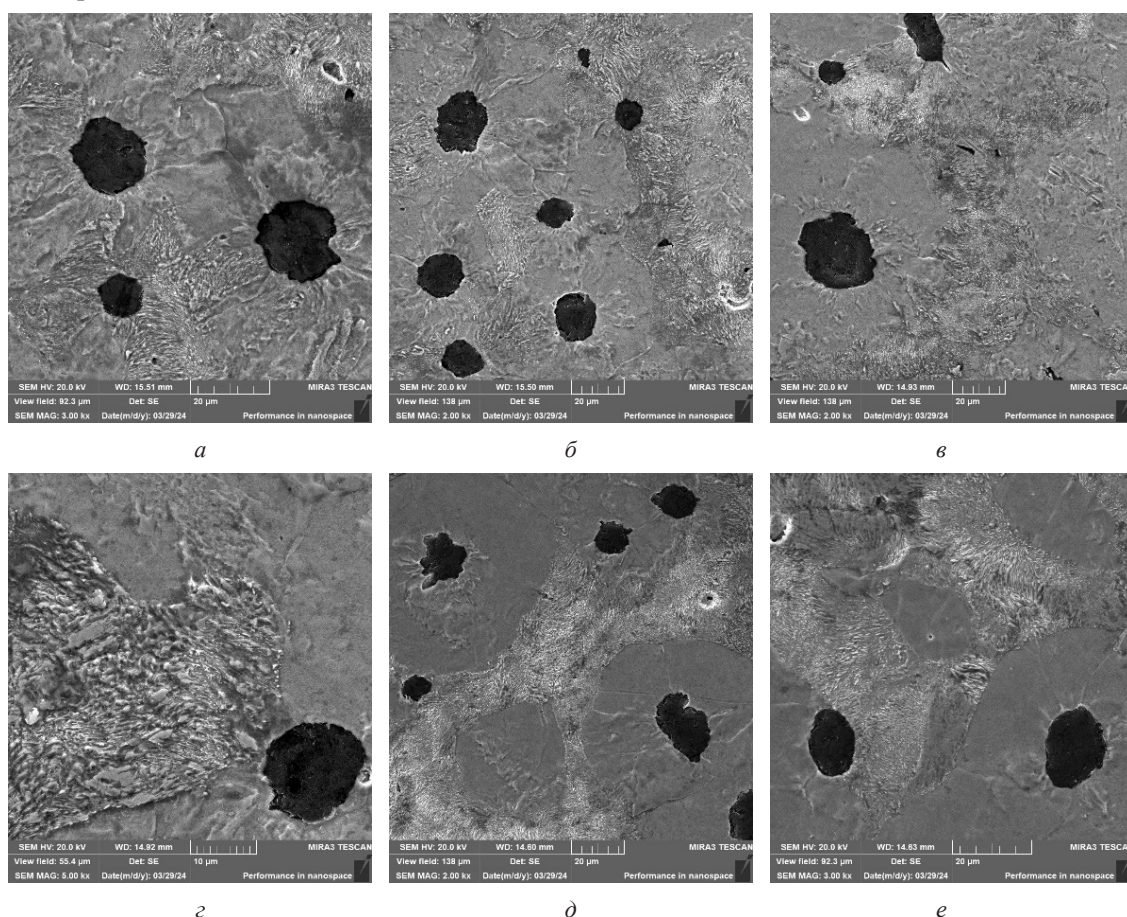


Рис. 2. Высокопрочный чугун, модифицированный КП:
а, б – немодифицированный образец; в, г – 0,05 %; д, е – 0,1 %

Из рисунка видно, что введение кобальта способствует уменьшению областей, занятых перлитом, и увеличению толщины ферритных оболочек. Это свидетельствует о способности кобальта повышать активность углерода.

На рис. 3 приведены результаты МРСА образцов высокопрочного чугуна. Из рисунка следует, что кобальт при введении до 0,1 мас. % не концентрируется в какой-либо определенной фазе, а равномерно распределяется в металлической матрице. В соответствии с диаграммой состояния Fe–Co при малых концентрациях отдельных фаз, содержащих кобальт, не образуется [7].

Таким образом, модифицирование высокопрочного чугуна порошком кобальта в количестве до 0,1 мас. % повышает временное сопротивление при растяжении до 8,5 %, не влияя на условный предел текучести и твердость.

Изменение механических свойств бронзы Бр05Ц5С5 при модифицировании порошком кобальта приведено в табл. 2. Как видно из таблицы, влияние кобальта на механические свойства бронзы и высокопрочного чугуна отличается. Временное сопротивление при растяжении и твердость бронзы не изменяются, в то время как относительное удлинение увеличивается с повышением содержания кобальта. Необходимо отметить, что усвоение кобальта при модифицировании бронзы превышало 98 %. Результаты исследования образцов бронзы на электронном сканирующем микроскопе приведены на рис. 4.

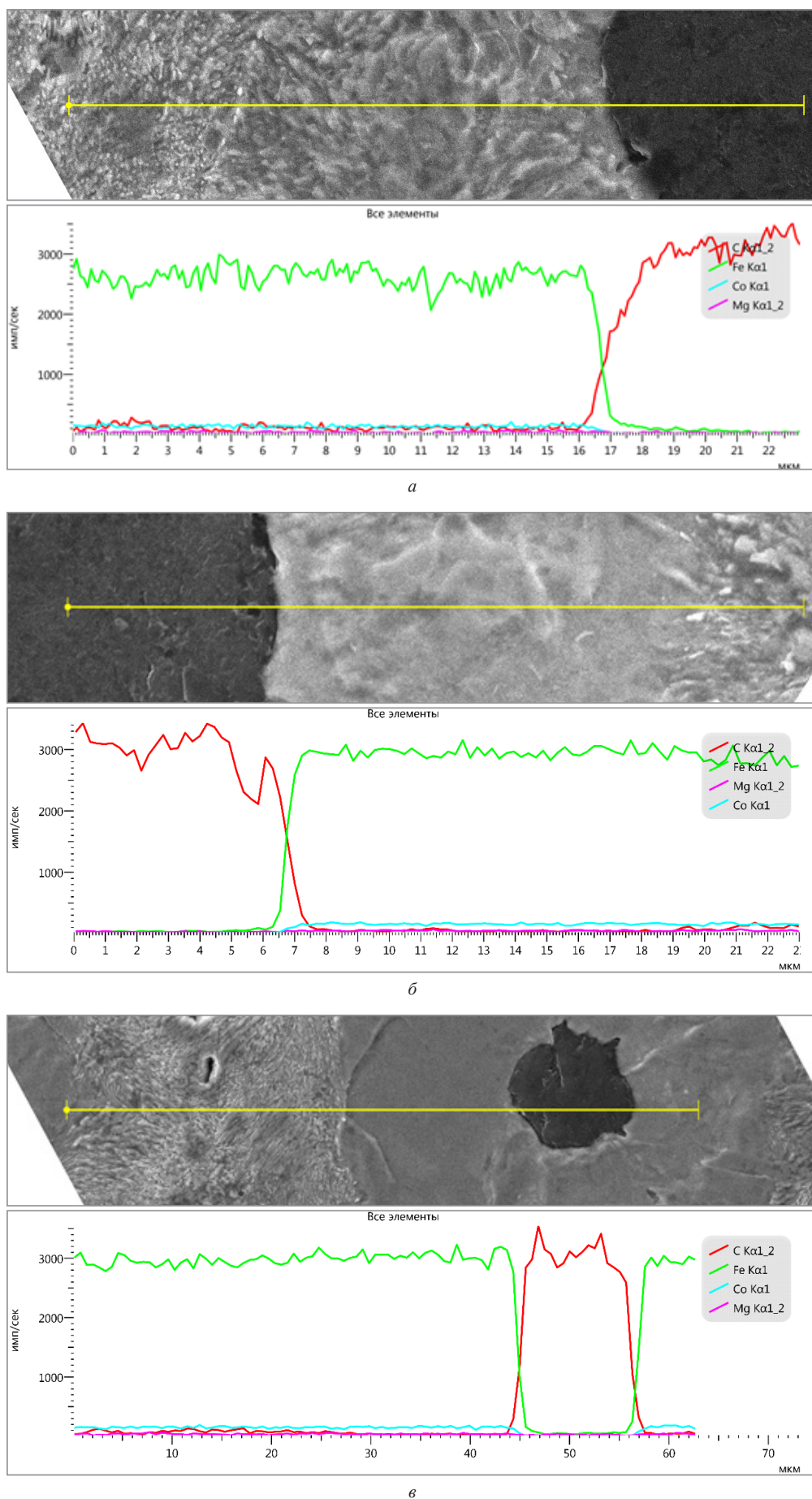


Рис. 3. МРСА высокопрочного чугуна, модифицированного кобальтом:
 а – немодифицированный образец; б – 0,05%; в – 0,1 %

Таблица 2. Механические свойства бронзы БрО5Ц5С5

Количество введенного КП, мас. %	Временное сопротивление при растяжении, Н/мм ²	Относительное удлинение, %	Твердость НВ
0	313	43,7	72,5
0,05	314	46,7	72,5
0,1	314	47,7	72,5

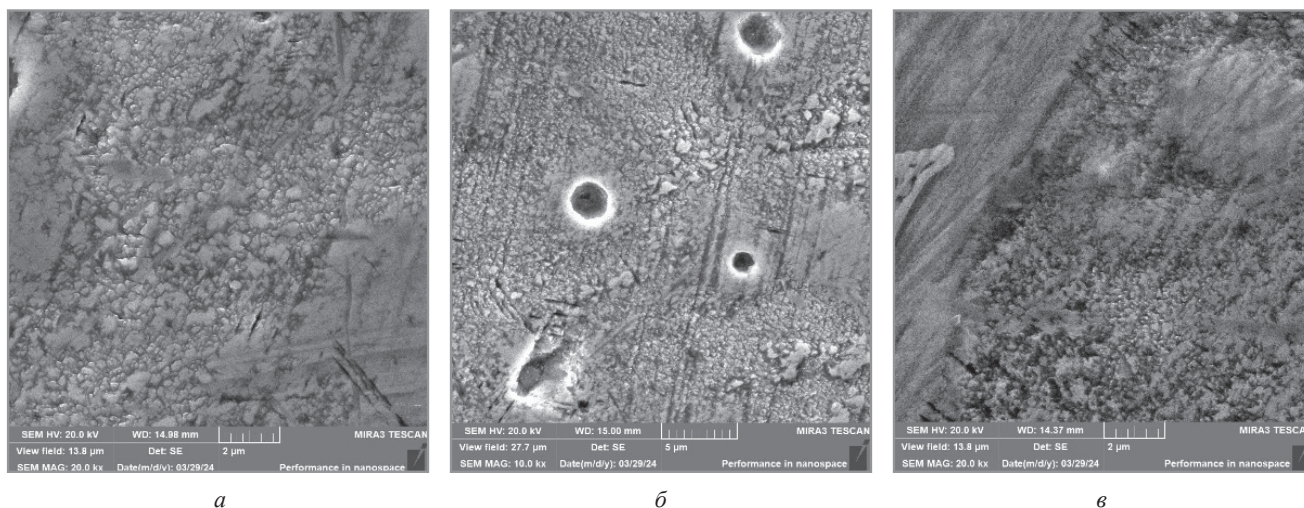
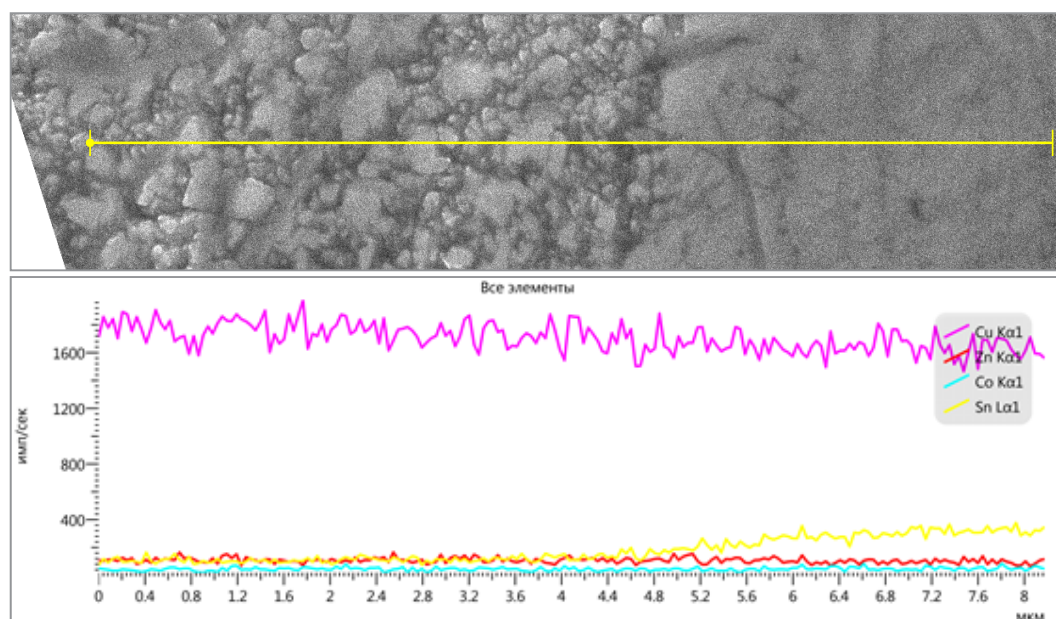


Рис. 4. Бронза БрО5Ц5С5, модифицированная КП:
 а – немодифицированный образец; б – 0,05 %; в – 0,1 %

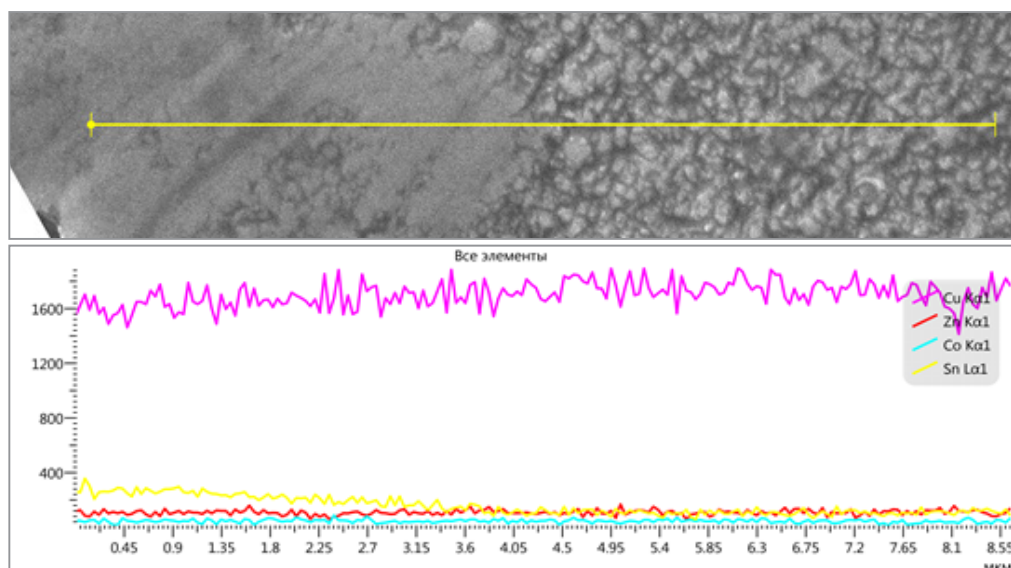
Модифицирование кобальтом не приводит к какому-либо значительному изменению строения α - и β -фаз, а также границ между ними (дефекты на образце рис. 4, б вызваны несовершенством процесса пробоподготовки). МРСА данных образцов также не выявил существенных отклонений концентрации (рис. 5).

Как и при модифицировании высокопрочного чугуна, МРСА бронзы, модифицированной КП, отличаются лишь величиной пиков, без выявления какой-либо определенной концентрации в α - и β -фазе. Для уточнения данного вопроса получена бронза БрО5Ц5С5 с содержанием кобальта после модифицирования 0,25 %. МРСА модифицированного образца приведен на рис. 6.

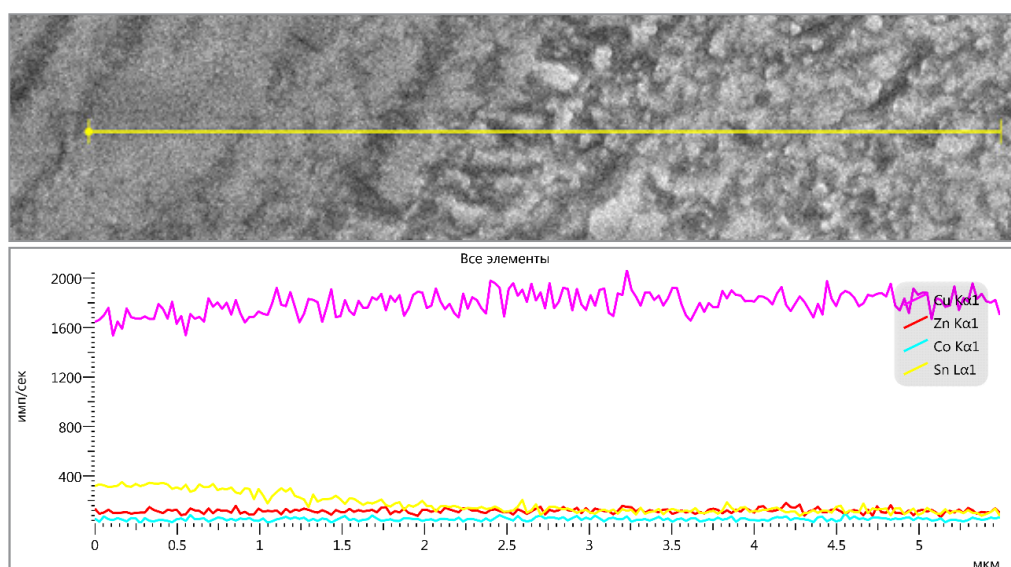
Кобальт концентрируется в той фазе, которая кристаллизуется последней. В бронзе БрО5Ц5С5 такой фазой является свинец, который вводится для улучшения обрабатываемости. В сочетании с кобальтом это, по-видимому, и приводит к увеличению значения относительного удлинения, не влияя на другие механические свойства.



а

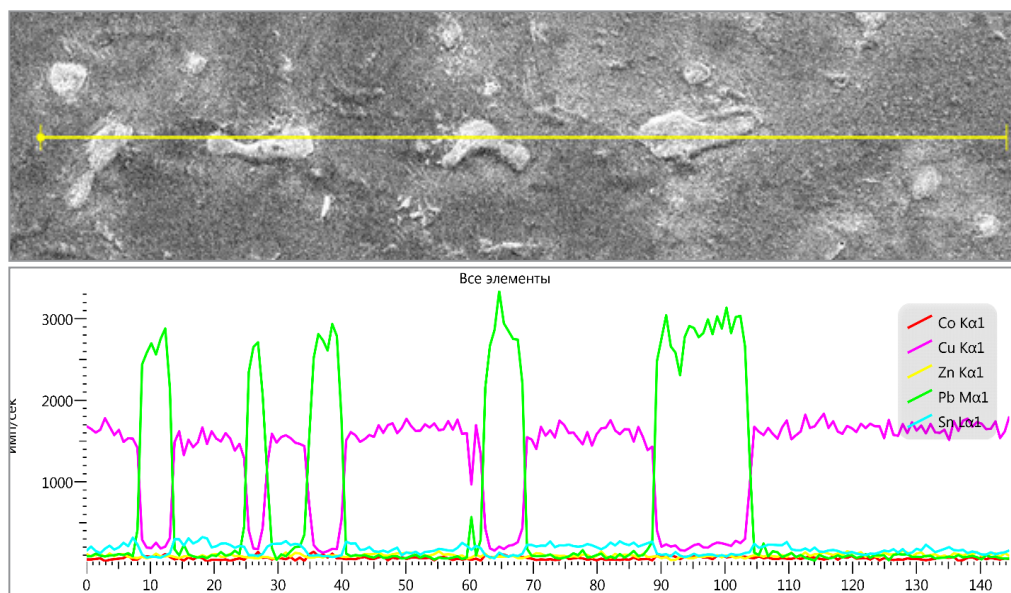


б



в

Рис. 5. МРСА бронзы БрО5Ц5С5, модифицированной кобальтом: а – немодифицированный образец; б – 0,05%; в – 0,1 %



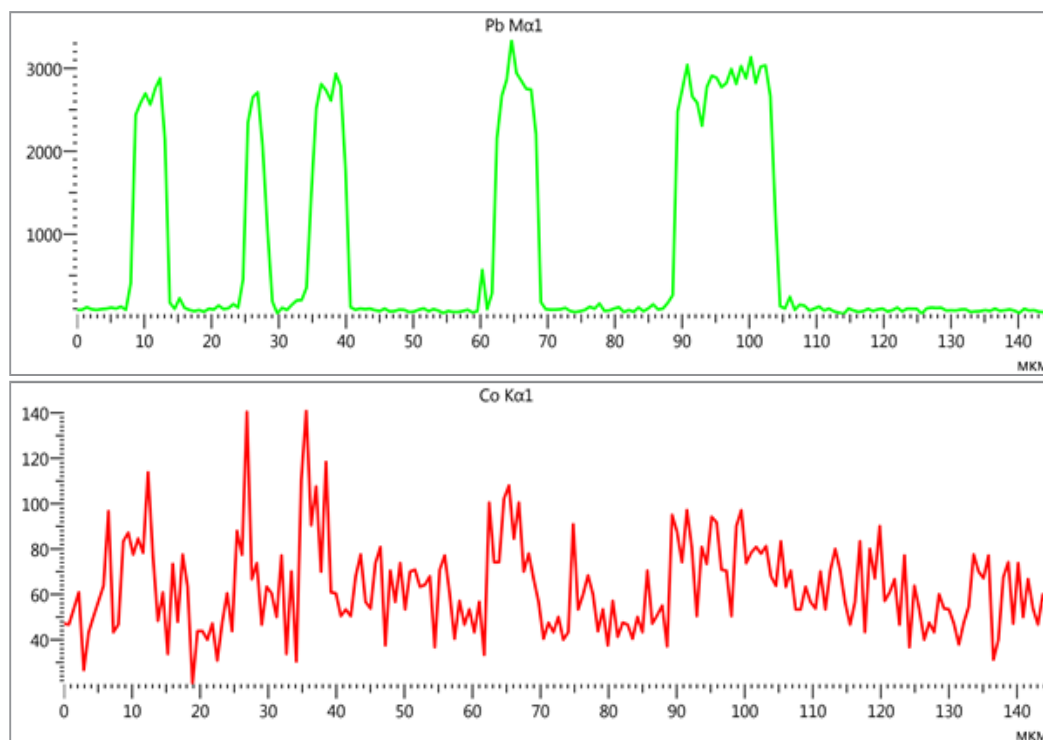


Рис. 6. МРСА бронзы БрО5Ц5С5 с содержанием кобальта после модифицирования 0,25 %

Выводы

1. При модифицировании высокопрочного чугуна КП до 0,1 мас. % кобальт не концентрируется в какой-либо определенной фазе, а равномерно распределяется в металлической матрице.
2. Модифицирование высокопрочного чугуна порошком кобальта в количестве до 0,1 мас. % повышает временное сопротивление при растяжении до 8,5 %, не влияя на условный предел текучести и твердость.
3. При модифицировании бронзы БрО5Ц5С5 КП до 0,1 мас. % кобальт также равномерно распределяется в металлической матрице, не влияя на вид α - и β -фазы, а также границы между ними.
4. При увеличении концентрации кобальта в составе бронзы БрО5Ц5С5 МРСА фиксирует пики данного элемента в областях, обогащенных свинцом.
5. Изменение механических свойств высокопрочного чугуна и бронзы БрО5Ц5С5 при модифицировании КП связано с тем, что кобальт оказывает благоприятное воздействие на фазы, кристаллизующиеся последними.
6. Модифицирование литейных сплавов дисперсными материалами позволяет повысить качество отливок в условиях, когда применение классических шихтовых материалов ограничено.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев, А. П. *Металловедение: учебник для вузов* / А. П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Белов, К. П. *Магнитоstrictionные явления и их технические приложения* / К. П. Белов. – М., 1987. – 159 с.
3. Трофимов, Е. А. Анализ процессов взаимодействия между медным расплавом и сопряженными неметаллическими фазами в системе Cu-Co-O / Е. А. Трофимов, Г. Г. Михайлов // *Вестник ЮУрГУ*. – 2008. – № 24. – С. 3–15.
4. Maksymova, S. Influence of cobalt on the structure and technological properties of alloys of the Cu–Mn system / S. Maksymova, P. Kovalchuk, V. Voronov // *Metallofizika i Noveishie Tekhnol.* – 2019. – No. 10. – P. 1365–1003.
5. Рудницкий, Ф. И. Повышение качества моторных отливок модифицированием чугуна ультрадисперсными добавками / Ф. И. Рудницкий, С. А. Куликов, В. А. Шумидай // *Литейное производство*. – 2020. – № 2. – С. 2–5.
6. Особенности механизма кристаллизации серых чугунов в результате модифицирования дисперсными добавками с позиций термодинамики открытых неравновесных систем / Ф. И. Рудницкий [и др.] // *Металлургия: респ. межвед. сб. науч. тр.: в 2-х ч.* – Минск: БНТУ, 2020. – Вып. 41. Ч. 1. – С. 113–128.
7. *Двойные и многокомпонентные системы на основе меди* / под ред. С. В. Шухардина. – М.: Наука, 1979. – 248 с.

REFERENCES

1. Guljaev A. P. *Metallovedenie* [Metal Science]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 544 p.

2. **Belov K.P.** *Magnitostriktionnye javlenija i ih tehnicieskie prilozhenija* [Magnetostrictive Phenomena and Their Technical Applications]. Moscow, 1987, 159 p.
3. **Trofimov E.A., Mihajlov G.G.** Analiz processov vzaimodejstvija mezhdu mednym rasplavom i sopryazhennymi nemetallichesкими fazami v sisteme Cu-Co-O [Analysis of interaction processes between copper melt and conjugated non-metallic phases in the Cu-Co-O system]. *Vestnik JuUrGU = Bulletin of SUSU*, 2008, no. 4, pp.13–15.
4. **Maksymova S., Kovalchuk P., Voronov V.** Influence of cobalt on the structure and technological properties of alloys of the Cu–Mn system. *Metallofiz. i Noveishie Tekhnol.*, 2019, no. 10, pp. 1365–1003.
5. **Rudnickij F.I., Kulikov S.A., Shumigaj V.A.** Povyshenie kachestva motornyh otlivok modifitsirovaniem chuguna ul'tradispersnymi dobavkami [Improving the quality of motor castings by modifying cast iron with ultra-dispersed additives]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2020, no. 2, pp. 2–5.
6. **Rudnickij F.I. [et al.]** Osobennosti mehanizma kristallizacii seryh chugunov v rezul'tate modifitsirovanija dispersnymi dobavkami s pozicij termodynamiki otkrytyh neravnovesnyh sistem [Features of the crystallization mechanism of gray cast irons as a result of modification with dispersed additives from the standpoint of thermodynamics of open nonequilibrium systems]. *Metallurgija: resp. mezhved. sb. nauch. tr. = Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers*. Minsk, BNTU Publ., 2020, vol. 41, part 1, pp.113–128.
7. **Shuhardin S.V. (ed.)** *Dvojnye i mnogokomponentnye sistemy na osnove medi* [Copper-based binary and multi-component systems]. Moscow, Nauka Publ., 1979, 248 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-25-32>
УДК 621.77.04

Поступила 21.08.2024
Received 21.08.2024

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ВЫПЛАВЛЯЕМЫХ МОДЕЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ЛИСТОВОГО ЛАМИНИРОВАНИЯ

Н. К. ТОЛОЧКО, П. В. АВРАМЕНКО, В. Б. КРАВЦОВ, А. М. ХАРТАНОВИЧ, Д. И. КОПЧИК,
Белорусский государственный аграрный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 99/2. E-mail: n.tolochko1951@mail.ru

Выполнен сравнительный анализ процессов литья по выплавляемым моделям на основе двух технологических подходов: традиционного и модифицированного, основанного на использовании аддитивных технологий. Рассмотрены достоинства и недостатки разных видов аддитивных технологий, применяемых для прямого и косвенного изготовления выплавляемых моделей. Экспериментально изучены особенности получения выплавляемых моделей из воска и парафина с использованием стальных пресс-форм, изготавливаемых по аддитивной технологии листового ламинирования. Обсуждены проблемы реализации этой технологии, связанные с формированием ступенчатого рельефа поверхностей формообразующей полости пресс-формы. Предложен эффективный способ сглаживания этого рельефа путем удаления впадин ступенек посредством замазки.

Ключевые слова. Выплавляемая модель, металлическая пресс-форма, аддитивная технология, листовое ламинирование, ступенчатый рельеф.

Для цитирования. Толочко, Н. К. Изготовление выплавляемых моделей с использованием аддитивной технологии листового ламинирования / Н. К. Толочко, П. В. Авраменко, В. Б. Кравцов, А. М. Хартанович, Д. И. Копчик // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 25–32. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-25-32>.

MANUFACTURE OF CONSUMABLE PATTERNS USING ADDITIVE SHEET LAMINATION TECHNOLOGY

N. K. TOLOCHKO, P. V. AVRAMENKO, V. B. KRAVTSOV, A. M. KHARTANOVICH, D. I. KOPCHIK,
Belarusian State Agrarian Technical University, Minsk, Belarus, 99/2, Nezavisimosti ave.
E-mail: n.tolochko1951@mail.ru

A comparative analysis of investment casting processes was carried out based on two technological approaches: traditional and modified, based on the use of additive technologies. The advantages and disadvantages of different types of additive technologies used for direct and indirect manufacturing of investment patterns are considered. The features of producing wax and paraffin investment patterns using steel molds manufactured using the additive technology of sheet lamination are experimentally studied. The problems of implementing this technology related to the formation of a stepped relief of the surfaces of the mold cavity are discussed. An effective method for smoothing this relief by removing the recesses of the steps using putty is proposed.

Keywords. Consumable pattern, metal mold, additive technology, sheet lamination, stepped relief.

For citation. Tolochko N. K., Avramenko P. V., Kravtsov V. B., Khartanovich A. M., Kopchik D. I. Manufacture of consumable patterns using additive sheet lamination technology. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 25–32. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-25-32>.

Для изготовления металлических деталей машин широко применяются различные виды литейных технологий. Среди них особое место занимает технология литья по выплавляемым моделям (ЛВМ), которая позволяет отливать заготовки с высокой точностью размеров и малой шероховатостью поверхности, благодаря чему существенно снижается или вовсе отпадает необходимость их последующей механической обработки. Вместе с тем эта технология характеризуется значительной сложностью и длительностью реализации, а потому является экономически эффективной в основном в условиях серийного и массового производства, а также при изготовлении ответственных деталей, которые трудно или невозможно получать другими известными путями.

Традиционная ЛВМ-технология включает ряд этапов, в том числе этап получения выплавляемых моделей. Этот этап наиболее сложный и длительный, что обусловлено особенностями получения моделей.

Их создают из модельных составов (на основе воска, парафина и других легкоплавких материалов), которые подают в расплавленном состоянии в литейные пресс-формы, специально создаваемые для каждого нового вида отливаемых деталей с учетом их формы и размеров.

Пресс-формы имеют разъемную конструкцию. Их формообразующими элементами являются матрица и пуансон, при смыкании которых образуется замкнутая полость, соответствующая по геометрии создаваемой литой детали. Основное требование к пресс-формам состоит в том, чтобы они позволяли получать выплавляемые модели, максимально соответствующие по точности размеров и шероховатости поверхности литым деталям. Вместе с тем пресс-формы, используемые в серийном и массовом производствах, где важно обеспечить высокую производительность, должны быть долговечными, так чтобы одна пресс-форма позволяла получать большое количество выплавляемых моделей. Такие пресс-формы делают из стали или алюминиевых сплавов, причем их отдельные составные части, в том числе матрицу и пуансон обычно получают обработкой резанием.

Обычное создание литейных пресс-форм требует много времени, а сами пресс-формы являются дорогостоящими. Поэтому в последние годы для изготовления выплавляемых моделей все шире применяют аддитивные технологии, позволяющие сравнительно быстро и дешево создавать выплавляемые модели и соответственно литые детали на их основе [1], в том числе такие, которые обладают сложной геометрией благодаря использованию передовых методов проектирования, в частности, топологической оптимизации [2].

Известны два принципиально возможных подхода к изготовлению выплавляемых моделей с помощью аддитивных технологий: прямой, когда готовую модель получают непосредственно в результате реализации аддитивной технологии, так что потребность в традиционной литейной пресс-форме вовсе отпадает, и непрямой, когда аддитивную технологию используют для создания специальной литейной формы, с помощью которой затем получают готовую модель.

Для прямого аддитивного изготовления выплавляемых моделей применяется в основном FDM-технология (Fused Deposition Modeling) [1–6], а также в меньшей мере MJM-технология (Multi-Jet Modeling) [6].

Согласно FDM-технологии, волокно из термопластичного полимера протягивается через экструдер, где расплавляется при нагревании, а затем подается в место построения, где затвердевает при охлаждении. Согласно MJM-технологии, термопластичный полимер в расплавленном состоянии впрыскивается через сопло печатающей головки в место построения изделия, где затвердевает при охлаждении. FDM-технология по сравнению с MJM-технологией получила большее распространение при прямом изготовлении моделей благодаря сравнительно низкой стоимости и широкой доступности FDM-3D-принтеров, хотя она характеризуется меньшей точностью изготовления [6].

Прямое изготовление выплавляемых моделей с помощью FDM- и MJM-технологий имеет недостатки: во-первых, полимерные материалы, обычно используемые в этих технологиях, по своим свойствам, как правило, не соответствуют модельным составам, применяемым в ЛВМ-технологии, поэтому для получения выплавляемых моделей приходится специально разрабатывать материалы, которые могут успешно применяться, с одной стороны, в FDM- и MJM-технологиях, и, с другой стороны, в ЛВМ-технологии [3–5]; во-вторых, выплавляемые модели, изготавливаемые с помощью FDM- и MJM-технологий, являются разовыми, т.е. для получения каждой очередной литой детали надо печатать на 3D-принтере новую модель [7].

Для непрямого аддитивного изготовления выплавляемых моделей применяют FDM- и MJM-технологии, а также PolyJet-технологии (разновидность MJM-технологии) [8, 9]. Все эти технологии служат для изготовления мастер-моделей из термопластичных полимеров или фотополимеров. По полученным мастер-моделям делают эластичные литейные формы из силикона, в которые заливают расплавленный модельный состав. Каждую силиконовую форму можно использовать многократно, т.е. с помощью одной формы можно получать не одну модель, а партию моделей, благодаря чему не прямое аддитивное изготовление выплавляемых моделей является экономически более выгодным по сравнению с прямым. Однако силиконовые формы недостаточно долговечны, так что одну такую форму можно использовать для получения лишь небольшой партии выплавляемых моделей (обычно не более 100 шт.) [9].

Нами для изготовления выплавляемых моделей было предложено применять аддитивную технологию листового ламинирования – Sheet Lamination (SL), согласно которой детали создают непосредственно из металлических листов. В частности, применяли один из вариантов этой технологии – CSB-SL-технологии, с помощью которой создавали металлические литейные пресс-формы для

получения выплавляемых моделей, подобные тем пресс-формам, которые используют в традиционной ЛВМ-технологии. Эта технология реализуется по схеме «cut–stack–bond» (CSB) со следующей последовательностью операций: контурный раскрой листового металла (лазером или фрезой), пакетирование листовых выкроек и их соединение между собой различными известными способами, например, с помощью механического крепежа [10].

SL-технология характеризуется высокой производительностью, поскольку создаваемое изделие наращивается сразу же готовыми слоями – листовыми выкройками, в то время как в других аддитивных технологиях каждый очередной слой изделия формируется постепенно, последовательно-фрагментарно. Для получения листовых выкроек служат широко распространенные раскройные станки. Они в отличие от обычно применяемых 3D-принтеров разных типов обладают большими размерами рабочей зоны построения, которые определяются размерами раскройного стола и достигают 1–2 м и более, что позволяет получать крупногабаритные изделия.

Особенностью SL-технологии является формирование ступенчатого рельефа на боковой наклонной поверхности изготавливаемой детали, что часто рассматривается как нежелательное явление с учетом требований, предъявляемых к качеству деталей [11]. Возможны две схемы образования ступенек рельефа: в пределах или за пределами соответствующей CAD-поверхности, задаваемой при проектировании детали (рис. 1). Следствием формирования ступенчатого рельефа является погрешность ε аддитивного построения детали. Величина ε определяется расстоянием между вершинами впадин рельефа и CAD-поверхностью, если ступеньки рельефа образуются в пределах CAD-поверхности (рис. 1, а), и между вершинами выступов рельефа и CAD-поверхностью, если ступеньки рельефа образуются за пределами CAD-поверхности (рис. 1, б).

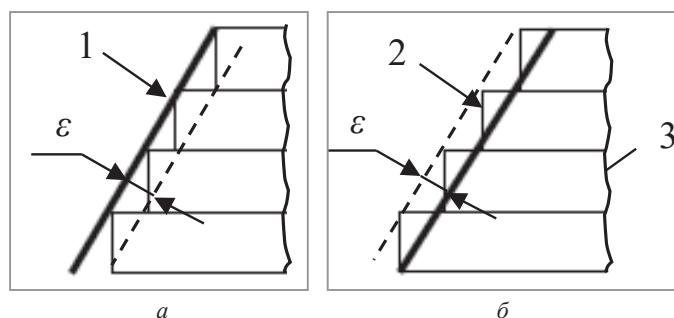


Рис. 1. Схема формирования ступенчатого рельефа на наклонной поверхности SL-детали: в пределах (а) и за пределами (б) CAD-поверхности; 1 – CAD-поверхность проектируемой детали; 2 – ступенчатый рельеф изготовленной детали; 3 – наращиваемые слои детали

Величина ε зависит от угла α наклона боковой поверхности детали, который в свою очередь определяется соотношением высоты h и длины l ступенек рельефа (рис. 2):

$$\frac{h}{l} = \operatorname{tg} \alpha. \quad (1)$$

Согласно (1), угол α может изменяться с изменением как h , так и l . Соответственно величину ε можно определять по следующим формулам:

$$\varepsilon = \frac{hl}{\sqrt{h^2 + l^2}} \quad (2)$$

при $\alpha = \operatorname{const}$, т.е. когда h и l остаются неизменными либо изменяются одновременно в одно и то же число раз (рис. 2, а, б);

$$\varepsilon = l \sin \alpha \quad (3)$$

при $h = \operatorname{const}$, т.е. когда изменяется только l (и, как следствие, α) (рис. 2, а, в);

$$\varepsilon = h \sin \alpha \quad (4)$$

при $l = \operatorname{const}$, т.е. когда изменяется только h (и, как следствие, α) (рис. 2, а, г).

Следует заметить, что ступенчатый рельеф типичен для всех аддитивных технологий в силу присущего им послойного характера построения изделий, но у SL-технологии он может быть более значительным, особенно когда изделия формируются из толстых листов материала. Поэтому сглаживание этого рельефа (если он недопустим) является важной задачей на пути совершенствования SL-технологии.

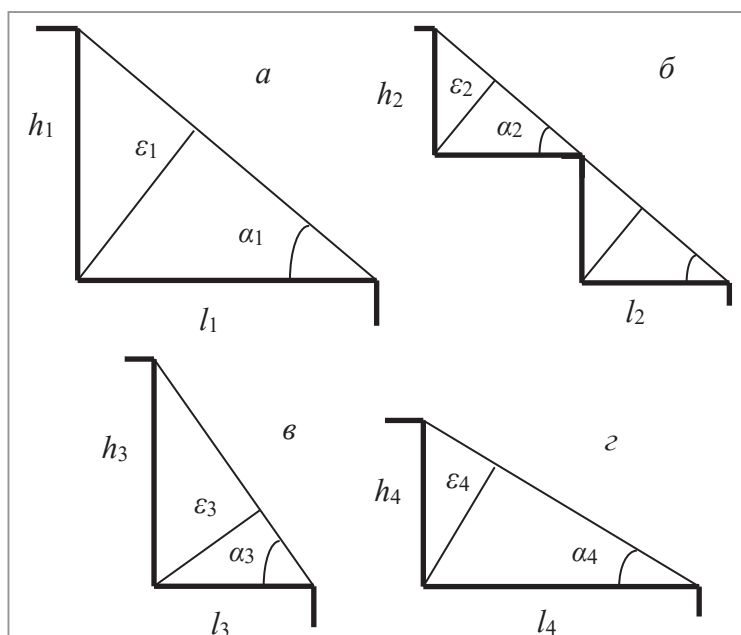


Рис. 2. Графическая интерпретация погрешности аддитивного построения ε , обусловленной формированием ступенчатого рельефа поверхности:

$a, б - \alpha_1 = \alpha_2 = \text{const}, h_1 > h_2, l_1 > l_2, \varepsilon_1 > \varepsilon_2$; $a, в - h_1 = h_3 = \text{const}, l_1 > l_3, \alpha_1 < \alpha_3, \varepsilon_1 > \varepsilon_3$; $a, г - l_1 = l_4 = \text{const}, h_1 > h_4, \alpha_1 > \alpha_4, \varepsilon_1 > \varepsilon_4$

Известны разные способы решения этой задачи [11]. Снижать ступенчатый рельеф можно уменьшением толщины слоев, а также рациональным ориентированием слоев, однако нередко этого оказывается недостаточно. Поэтому поверхности построенных деталей, как правило, подвергают дополнительной обработке (пост-обработке), в результате которой может быть достигнуто практически полное удаление ступенчатого рельефа. Пост-обработка осуществляется фрезерованием (на станках с ЧПУ), шлифованием, полированием, дробеструйной и пескоструйной обработкой, лазерным оплавлением и т.д. Все эти способы пост-обработки направлены на удаление выступов ступенек (рис. 3, б). Но в ряде случаев более эффективным может стать удаление не выступов, а впадин ступенек – путем их заполнения соответствующим материалом (рис. 3, в).

Именно такой способ сглаживания ступенчатого рельефа – путем удаления впадин ступенек был реализован в описываемых ниже экспериментах по изготовлению литейной пресс-формы по SL-технологии и последующему получению с ее помощью выплавляемых моделей. Были выполнены две серии экспериментов. В первой серии у изготовленной пресс-формы поверхности рабочей полости имели ступенчатый рельеф, во второй серии – ступенчатый рельеф поверхности рабочей полости был сглажен.

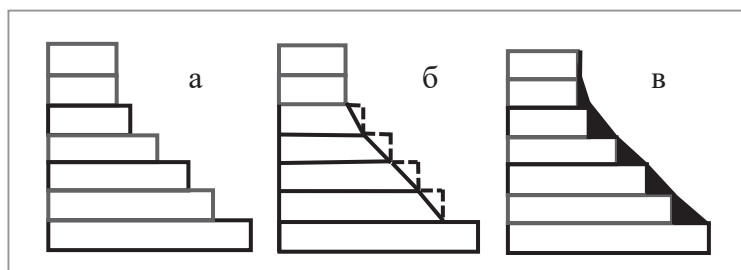


Рис. 3. Ступенчатый рельеф: исходный (а) и сглаженный путем удаления выступов (б) и впадин (в)

Для изготовления литейной пресс-формы по SL-технологии использовали листы из стали Ст3 толщиной 2 мм. Их подвергали контурному раскрою с помощью лазерного станка LaserCUT-1515-6-2-N-RT (ООО «Рухсервомотор», РБ), установленного в лаборатории лазерной обработки БГАТУ. Лазером вырезали не только листовые выкройки определенной конфигурации и размеров, но и отверстия в них, в том числе входное отверстие для подачи модельного состава в литейную полость пресс-формы и выходное отверстие для выхода воздуха и излишков модельного состава из литейной полости в процессе получения выплавляемой модели, а также отверстия, необходимые для последующего соединения выкроек между собой. Полученные выкройки пакетировали. Предварительно поверхности выкроек

шлифовали, чтобы обеспечить их более плотное прилегание друг к другу при пакетировании. В пакеты собирали по отдельности выкройки матрицы и пуансона. Собранные в пакеты выкройки свинчивали с помощью болтов.

На рис. 4 представлено 3D-изображение выплавляемой модели с указанием основных габаритных размеров, а на рис. 5 показаны изготовленные по SL-технологии матрица и пуансон, служащие для получения этой модели. И матрица, и пуансон имели многослойную структуру, образованную пакетированными листовыми выкройками, причем криволинейные формообразующие поверхности и матрицы, и пуансона обладали ярко выраженным ступенчатым рельефом с высотой ступенек, равной толщине выкроек.

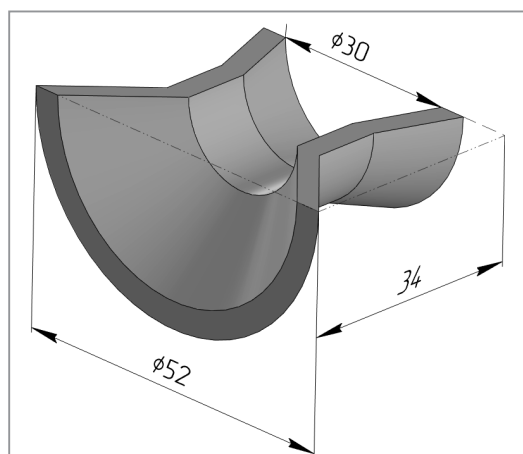
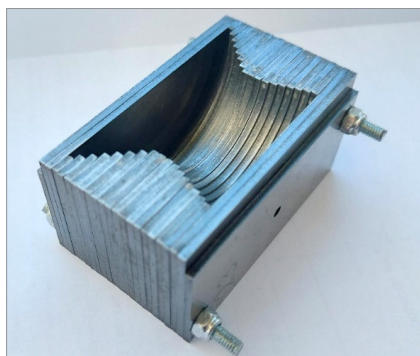
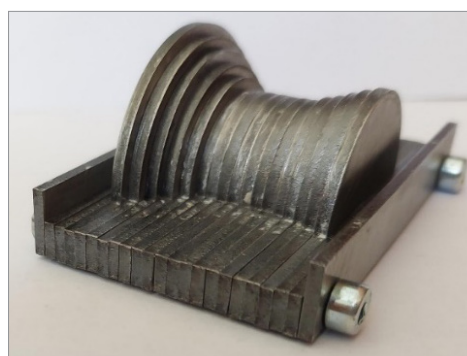


Рис. 4. 3D-изображение выплавляемой модели



а



а

Рис. 5. Матрица (а) и пуансон (б), изготовленные по SL-технологии

На рис. 6 показана пресс-форма в сборе. Она имела разборную конструкцию и была составлена из матрицы и пуансона, полученных по SL-технологии. В ходе сборки пресс-формы пуансон вставляли в матрицу, так что внутри собранной пресс-формы образовывалась рабочая полость, ограниченная формообразующими поверхностями матрицы и пуансона.



Рис. 6. Пресс-форма в сборе

Прежде чем собирать пресс-форму для последующего получения с ее помощью выплавляемых моделей, формообразующие поверхности матрицы и пуансона покрывали тонким разделительным слоем силиконовой смазки для обеспечения беспрепятственного извлечения готовой модели (без повреждения) из пресс-формы.

При получении выплавляемых моделей в качестве модельного состава использовали парафин или воск. Модельный состав нагревали в термошкафу до температуры расплавления, т.е. до перехода в вязкотекучее состояние (и парафин, и воск нагревали до 85–90 °С). Далее расплавленный модельный состав набирали в шприц и затем подавали из шприца в пресс-форму, так чтобы он заполнял всю рабочую полость пресс-формы, о чем можно было судить по факту начала выдавливания его излишка через выходное отверстие пресс-формы.

На рис. 7 дано пояснение реализации процесса подачи модельного состава в пресс-форму, в частности, показаны пресс-форма и шприц, сопло которого вставлено во входное отверстие пресс-формы.

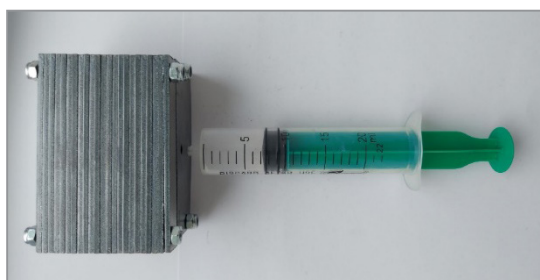


Рис. 7. Пресс-форма и шприц для подачи модельного состава в рабочую полость пресс-формы

После охлаждения пресс-формы вместе с модельным составом до комнатной температуры пресс-форму разбирали и извлекали из нее полученную модель.

На рис. 8 показаны образцы выплавляемых моделей, полученные из парафина и воска с помощью пресс-формы. Поскольку модели отливали в пресс-форме, у которой поверхности рабочей полости имели ступенчатый рельеф, такой же ступенчатый рельеф был отпечатан на поверхности готовых моделей.

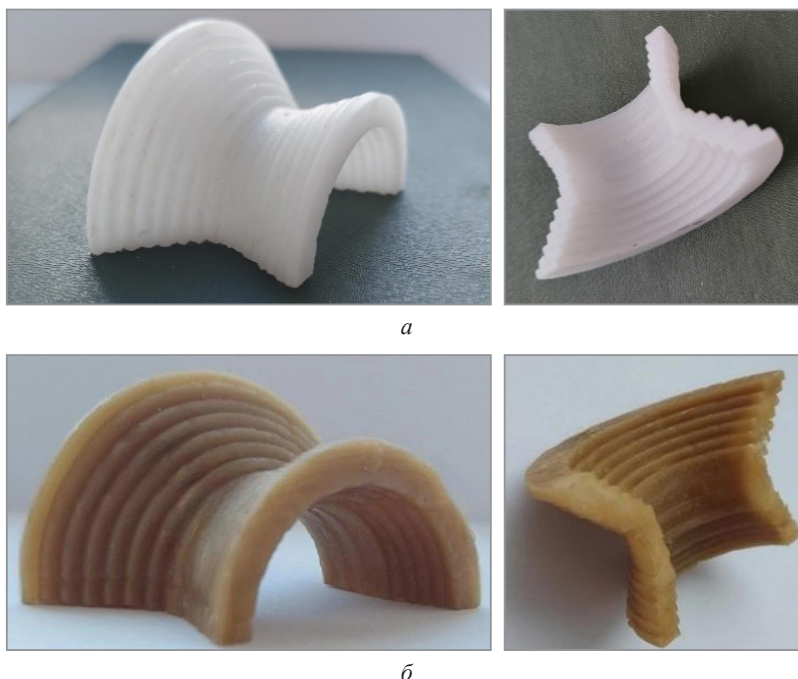


Рис. 8. Выплавляемые модели из парафина (а) и воска (б) с поверхностями, имеющими ступенчатый рельеф

Для получения выплавляемых моделей с гладкой поверхностью проводили сглаживание ступенчатого рельефа формообразующих поверхностей матрицы и пуансона, для чего полностью замазывали впадины ступенек рельефа специальными замазками типа «Быстрая сталь» (Hi-Gear, США) – сверхпрочная полимерная клей-шпатлевка со стальным наполнителем или «Термосталь» (DoneDeal, США) – термостойкий (до 1400 °С) сверхпрочный ремонтный герметик.

На рис. 9 показаны матрица и пуансон, полученные по SL-технологии, у которых формообразующие поверхности являются гладкими благодаря сглаживанию ступенчатого рельефа путем удаления впадин ступенек посредством замазки.

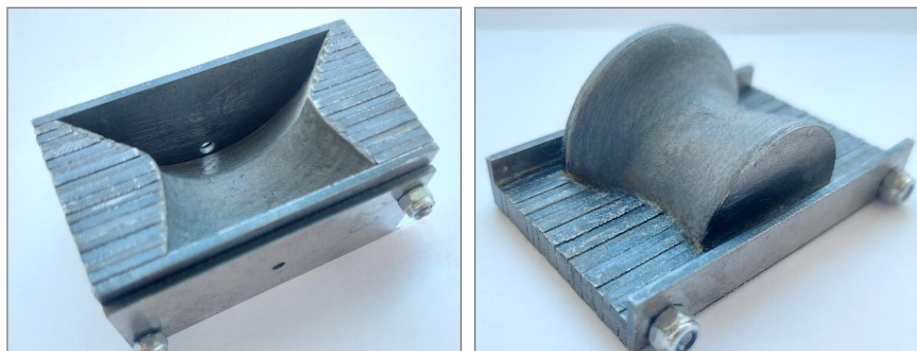


Рис. 9. Матрица (а) и пуансон (б), полученные по SL-технологии, с гладкими формообразующими поверхностями

На рис. 10 показаны образцы выплавляемых моделей из парафина и воска с гладкими поверхностями, полученные с помощью пресс-формы соответственно со сглаженным ступенчатым рельефом поверхностей рабочей полости.



Рис. 8. Выплавляемые модели из парафина (а) и воска (б) с гладкими поверхностями

Таким образом, как показали результаты выполненных экспериментов, SL-технология позволяет сравнительно быстро и дешево изготавливать непосредственно металлические пресс-формы, предназначенные для литья выплавляемых моделей сложной конфигурации. Такие пресс-формы имеют высокую долговечность, так что каждая из них может служить для получения большого количества моделей подобно традиционным пресс-формам, применяемым в ЛВМ-процессах в условиях серийного производства. Апробированный в экспериментах способ сглаживания ступенчатого рельефа формообразующих поверхностей рабочей полости изготавливаемых пресс-форм путем замазывания впадин ступенек рельефа представляет собой эффективный подход к решению проблемы повышения качества поверхности выплавляемых моделей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Lost wax casting: from 3d printing to functional parts / A. H. Alami [et al.] // Resourceedings. – 2023. – Vol. 3, iss. 3. – P. 10–16.
2. Design and topology optimization of 3d-printed wax patterns for rapid investment casting / J. Wang [et al.] // Procedia Manufacturing. – 2019. – Vol. 34. – P. 683–694.
3. Взаимодействие модельных составов с пластиковой оснасткой, изготовленной с помощью технологии 3D-печати / К. А. Власова [и др.] // Труды ВИАМ. – 2018. – № 2. – С. 53–61.
4. Balyakin, A. V. Study of FDM technology applications in the casting production of GTE details / A. V. Balyakin, R. A. Vdovin, R. R. Kyarimov // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 971. – 6 p.
5. Баринов, А. Ю. Повышение эффективности литья в керамические форм за счет аддитивного производства воско-полимерных моделей: дис. ... канд. тех. наук: 2.6.3. – Самара, 2022. – 144 с.
6. Свиридов, Д. А. Проблемы использования 3D-печати методом FDM в технологическом процессе литья по выплавляемым моделям / Д. А. Свиридов, Д. Ю. Левин, О. А. Рябинина // Вестник науки и образования. – 2020. – Ч. 2, № 17. – С. 37–39.
7. Зленко, М. А. Аддитивные технологии в машиностроении: пособие для инженеров / М. А. Зленко, М. В. Нагайцев, В. М. Довбыш. – М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. – 220 с.
8. Кулик, В. И. Аддитивные технологии в производстве изделий авиационной и ракетно-космической техники: учеб. пособие / В. И. Кулик, А. С. Нилов. – СПб.: Балт. гос. техн. ун-т., 2018. – 160 с.

9. Разработка методики литья жаропрочных сплавов сложных деталей малоразмерных газотурбинных двигателей с применением аддитивных технологий / В.Г. Смелов [и др.] // Вестник Самар. гос. аэрокосм. ун-та. – 2014. – № 5, ч. 3. – С. 19–24.
10. Толочко, Н. К. Методологические аспекты оценки эффективности аддитивной технологии листового ламинирования / Н. К. Толочко, О. В. Сокол // Вестник машиностроения. – 2020. – № 10. – С. 11–15.
11. Толочко, Н. К. Аддитивные технологии: проблема ступенчатого рельефа поверхности / Н. К. Толочко, О. В. Сокол // Агропанорама. – 2019. – № 2. – С. 12–16.

REFERENCES

1. Alami A.H. [et al.] Lost wax casting: from 3d printing to functional parts. *Resourceedings*, 2023, vol. 3, iss. 3, pp. 10–16.
2. Wang J. [et al.] Design and topology optimization of 3d-printed wax patterns for rapid investment casting. *Procedia Manufacturing*, 2019, vol. 34, pp. 683–694.
3. Vlasova K.A. [et al.] *Vzaimodejstvie model'nyh sostavov s plastikovoj osnastkoj, izgotovlennoj s pomoshch'yu tekhnologii 3D-pechati* [Interaction of model compositions with plastic equipment manufactured using 3D printing technology]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2018, no. 2, pp. 53–61.
4. Balyakin A.V., Vdovin R.A., Kyarimov R.R. Study of FDM technology applications in the casting production of GTE details. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 971, pp. 6.
5. Barinov A. Yu. *Povyshenie effektivnosti lit'ya v keramicheskie form za schet additivnogo proizvodstva vosko-polimernyh modelej: dis. ... kand. tekhn. nauk* [Increasing the efficiency of casting into ceramic molds through the additive production of wax-polymer models]. Samara, 2022, 144 p.
6. Sviridov D.A., Levin D. Yu., Ryabinina O.A. Problemy ispol'zovaniya 3D-pechati metodom FDM v tekhnologicheskom processe lit'ya po vyplavlyaemym modelyam [Problems of using 3D printing using the FDM method in the technological process of investment casting]. *Vestnik nauki i obrazovaniya = Bulletin of Science and Education*, 2020, part 2, no. 17, pp. 37–39.
7. Zlenko M.A., Nagajcev M.V., Dovbysh V.M. *Additivnye tekhnologii v mashinostroenii: posobie dlya inzhenerov* [Additive technologies in mechanical engineering: a guide for engineers]. Moscow, GNC RF FGUP «NAMI», 2015, 220 p.
8. Kulik V.I., Nilov A.S. *Additivnye tekhnologii v proizvodstve izdelij aviacionnoj i raketno-kosmicheskoy tekhniki: ucheb. posobie* [Additive technologies in the production of aviation and rocket and space technology products: textbook. allowance]. Saint Petersburg, Balt. state tech. univ. Publ., 2018, 160 p.
9. Smelov V.G. [et al.] *Razrabotka metodiki lit'ya zharoprochnyh splavov slozhnyh detalej malorazmernih gazoturbinyh dvigatelej s primeneniem additivnyh tekhnologij* [i dr.]. *Vestnik Samar. gos. aerokosm. un-ta = Bulletin Samar. state aerospace un-ta*, 2014, no. 5, part 3, pp. 19–24.
10. Tolochko N.K., Sokol O.V. *Metodologicheskie aspekty ocenki effektivnosti additivnoj tekhnologii listovogo laminirovaniya* [Methodological aspects of assessing the effectiveness of additive technology for sheet lamination]. *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of Mechanical Engineering*, 2020, no. 10, pp. 11–15.
11. Tolochko N.K., Sokol O.V. *Additivnye tekhnologii: problema stupenchatogo rel'efa poverhnosti* [Additive technologies: the problem of stepped surface relief]. *Agropanorama = Agropanorama*, 2019, no. 2, pp. 12–16.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-33-46>
УДК 338.1:669

Поступила 28.11.2024
Received 28.11.2024

СТАНОВЛЕНИЕ И РАЗВИТИЕ ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК» ИЛИ БЕЛОРУССКОМУ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМУ ЗАВОДУ – 40 ЛЕТ: СОВРЕМЕННЫЙ ВЗГЛЯД В ПРОШЛОЕ, НАСТОЯЩЕЕ И БУДУЩЕЕ

С. А. МОЗГОВ, Н. И. АНЕЛЬКИН, А. В. МАНЦЕВИЧ, Д. Г. ВОЙТЕХОВСКИЙ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37

2024-й год – юбилейный в истории ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». 15 октября предприятие отпраздновало 40-летие с момента выпуска первой плавки стали и разливки ее на машине непрерывного литья заготовок в электросталеплавильном цехе.

Цель данной статьи заключается в том, чтобы в честь 40-летия ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» сформировать комплексный современный взгляд на технический образ предприятия, объединяющий прошлое, настоящее, видение перспективных среднесрочных и долгосрочных направлений развития и представить обзор становления и развития отечественной металлургии во временной период с 1970-х по 1980-е годы. Задачами настоящего обзорного исследования по становлению и развитию ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» является раскрытие пути технического развития, интеллектуального и технического потенциала предприятия, заложенные и сформированные результатом коллективного 40-летнего труда и международного сотрудничества.

Очередная юбилейная дата – повод оглянуться назад к истокам, проанализировать и подвести итоги и достижения предприятия на сегодняшний день, задать ориентиры и направления среднесрочного и долгосрочного устойчивого развития для предприятия.

Настоящая статья представляет определенную уникальность и новизну в части объединения различного обзорного теоретического материала по историческим вехам развития предприятия за 40 лет, по описанию текущего момента и стратегических направлений развития предприятия, также систематизирует и содержит основные выдержки из предыдущих публикаций в научно-технических журналах, что дает возможность использования теоретического материала данной статьи для практического применения в трудовой, инженерной и образовательной деятельности.

Ключевые слова. ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Белорусский металлургический завод, БМЗ, Белорусскому металлургическому заводу 40 лет, развитие Белорусского металлургического завода, становление и развитие ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», мировые тенденции, обзор тенденций направления развития отечественной металлургии, развитие металлургии, развитие промышленного предприятия, прогноз развития промышленности, направления развития промышленности в Республике Беларусь, направления развития БМЗ.

Для цитирования. Мозгов, С. А. Становление и развитие ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» или Белорусскому металлургическому заводу – 40 лет: современный взгляд в прошлое, настоящее и будущее / С. А. Мозгов, Н. И. Анелькин, А. В. Манцевич, Д. Г. Войтеховский // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 33–46. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-33-46>.

THE FORMATION AND DEVELOPMENT OF OJSC “BSW – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING “BMC” OR 40 YEARS OF THE BELARUSIAN STEEL WORKS: A MODERN VIEW INTO THE PAST, PRESENT, AND FUTURE

S. A. MOZGOV, N. I. ANELKIN, A. V. MANTSEVICH, D. G. VOYTEKHOVSKY, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.

The year 2024 marks a significant milestone in the history of OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” as October 15th commemorates the 40th anniversary of the first steel melting and casting on a continuous casting machine in the electric steelmaking shop.

The purpose of this article is to provide a comprehensive modern perspective on the technical identity of the enterprise in honor of the 40th anniversary of OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”. It unites past achievements, the present state, and a vision for medium- and long-term development. Furthermore, it offers an overview of the establishment and development of Belarusian metallurgy from the 1970s to the 1980s.

This review aims to highlight the technical progression, intellectual and technical potential of the enterprise, which were shaped by 40 years of collective effort and international collaboration. The anniversary provides an opportunity to reflect on the origins, analyze achievements to date, and set benchmarks for sustainable medium- and long-term growth.

This article holds unique value and novelty by consolidating diverse theoretical and historical materials on the 40-year development of the enterprise. It describes the current state, strategic development directions, and includes excerpts from previous publications in scientific and technical journals, offering a theoretical foundation for practical application in engineering, professional, and educational activities.

Keywords. OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Belarusian Steel Works, BSW, 40 years of the Belarusian Steel Works, development of Belarusian Steel Works, formation and development of OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” global trends, review of metallurgical development trends, industrial enterprise growth, industrial development forecast, industrial development directions in the Republic of Belarus, development directions for BSW.

For citation. Mozgov S. A., Anelkin N. I., Mantsevich A. V., Voytekovsky D. G. The formation and development of OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, or 40 years of the Belarusian steel works: a modern view into the past, present and future. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 33–46. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-33-46>.

Введение

2024-й год является юбилейным в истории Открытого акционерного общества «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания» (далее – ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», БМЗ, завод, предприятие, компания). 15 октября предприятие отпраздновало 40-летие с момента выпуска первой плавки стали и разливки ее на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) в электросталеплавильном цехе. Поэтому сегодня своевременно и актуально будет вспомнить об истоках зарождения современной белорусской металлургии, выполнить обзор, подвести итог многолетних достижений трудового коллектива предприятия и попытаться всмотреться в горизонт предстоящих десятилетий XXI века.

Статья представляет собой обзор развития отечественной металлургии во временной интервал с 1970-х по 2040-е годы, обзор основных вех технического развития БМЗ в части возведения новых объектов, расширения производства, создания производства новой продукции (рис. 1).

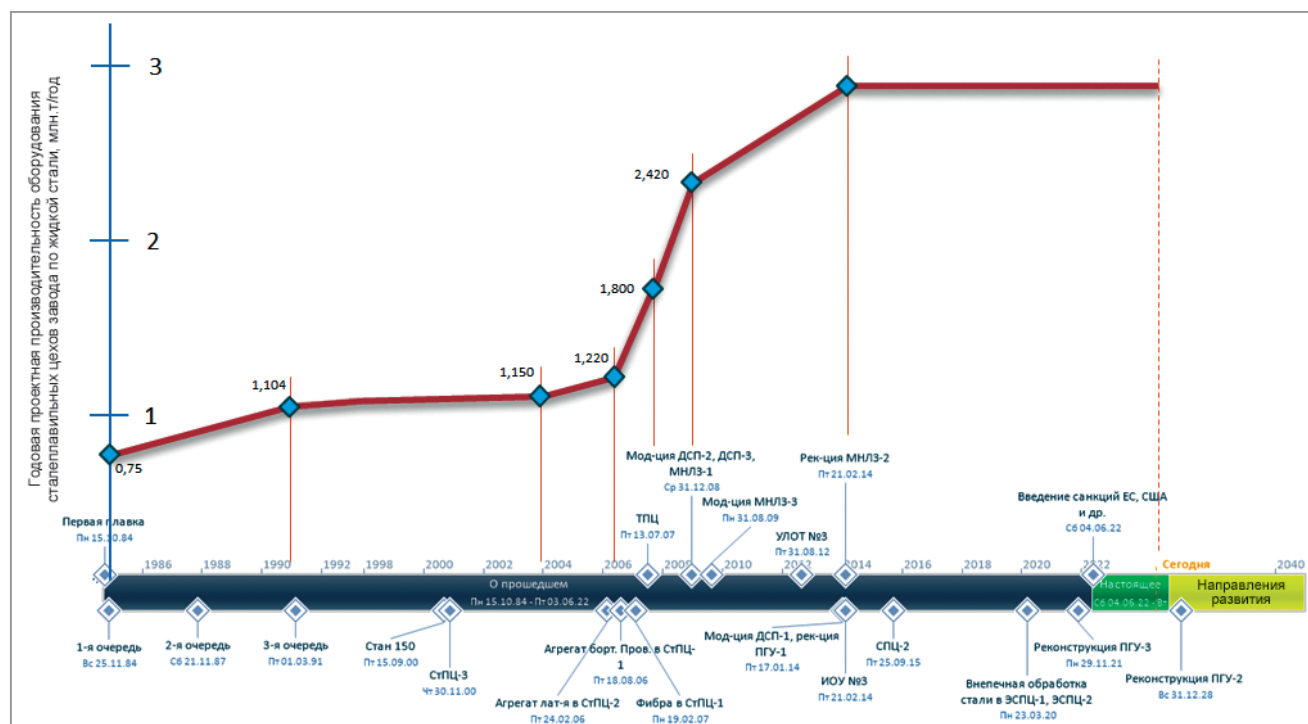


Рис. 1. Контуры и границы исследования становления и развития Белорусского металлургического завода

В настоящее время БМЗ – это уникальное предприятие металлургической отрасли Республики Беларусь, относящееся к разряду современных минизаводов европейского уровня. ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» является национальным достоянием государства и внесено в государственный реестр предприятий республики с высокотехнологичным производством и по праву занимает достойное место в десятке высокотехнологичных промышленных гигантов Республики Беларусь, благодаря которому город Жлобин приобрел статус металлургической столицы Беларуси.

Сегодня предприятие структурно состоит из четырех металлургических переделов: сталеплавильное, прокатное, трубное, метизное и цехов инфраструктуры, подразделений управления жизнедеятельностью предприятия. БМЗ имеет возможности выпуска широкого ассортимента металлопродукции, востребованной в строительстве, машиностроении, автомобилестроении, подшипниковой, нефтегазовой и резинотехнической отраслях. Основная деятельность компании: проектирование, разработка и производство непрерывнолитой заготовки, сортового и фасонного проката, катанки, бесшовных труб, металлокорда, проволоки и стальной фибры (рис. 2).



Рис. 2. Металлопродукция, выпускаемая в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»

Следует отметить, что металлопродукция, выпущенная в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», использовалась при строительстве таких знаковых объектов, как Национальная библиотека Беларуси, Храм Христа Спасителя, Московский международный деловой центр «Москва-Сити», на олимпийских стройках в Лондоне и Сочи, домашний стадион ФК «Арсенал» (Англия), МФК «Савеловский Сити», Лахта-центр – общественно-деловой комплекс в Приморском районе Санкт-Петербурга, Железнодорожный вокзал «Штутгарт 21», здание штаб-квартиры банка HSBS (Великобритания).

Литературный обзор

История белорусской металлургии началась с идеи, когда в 1976 г. Совет Министров БССР рассмотрел вопрос обеспечения республики строительными материалами и пришел к выводу, что большое количество металлопроката завозится со стороны, поставки его неритмичны, вследствие этого срывается работа строительных организаций. Было принято решение обратиться в правительство СССР с предложением построить в Белоруссии металлургический завод с целью улучшения обеспечения республики экономичными видами металлопродукции за счет использования местных ресурсов металлолома, сокращения перевозок железнодорожным транспортом.

Постановление Совета Министров СССР о строительстве Белорусского металлургического завода было принято 12 февраля 1981 г. Техническое задание на разработку проекта завода утвердило Министерство черной металлургии СССР 12 марта 1981 г. [1]. Проект разработал Украинский государственный институт по проектированию металлургических заводов «Укрگیпромез» (г. Днепропетровск) Министерства черной металлургии СССР.

Площадку для строительства выбрали в г. Жлобине, имевшем мощный железнодорожный узел, международную автодорожную магистраль E96.

Идея о создании Белорусского металлургического завода перешла в фазу реализации и строительства с 19 марта 1982 г., когда произошло подписание контракта о его строительстве. Строительство БМЗ осуществляли ведущие мировые компании «Фест-Альпине» (Австрия) и «Даниели» (Италия).

И уже 15 октября 1984 г. было положено начало эксплуатации производственных мощностей электросталеплавильного цеха, выпуск первой плавки стали и разливка ее на МНЛЗ в ЭСПЦ. На первоначальном этапе производственная мощность завода составляла 720 тыс. т литой заготовки в год. И далее, до настоящего времени, завод постоянно поэтапно расширялся, наращивая производственную мощность, создавая высококачественную продукцию, осуществляя более глубокую переработку полуфабрикатной продукции.

В 2012 г. Белорусский металлургический завод был определен Министерством промышленности Республики Беларусь головным предприятием холдинга «Белорусская металлургическая компания». Так, с 24 августа 2012 г. Открытое акционерное общество «Белорусский металлургический завод» переименовано в Открытое акционерное общество «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания» и официально стало являться управляющей компанией вышеуказанного холдинга.

Вехи становления и развития ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».
Важные и знаковые достижения

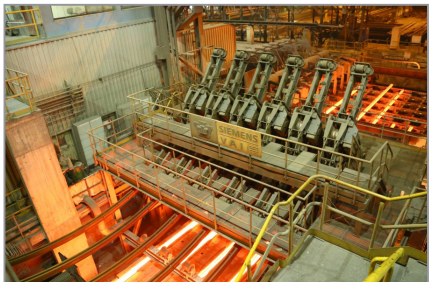
Обзорный взгляд в прошлое

Обзор технического развития БМЗ в части возведения новых объектов, расширения производства, создания производства новой продукции за период 1984–2024 гг. представлен на рис. 1 и в табл. 1.

**Таблица 1. Основные вехи становления и развития производственных мощностей
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» за период 1984–2024 гг.**

Дата	Наименование	Продукция
1984 г. 25 ноября	Первая очередь Подписан акт сдачи-приемки в эксплуатацию первой очереди Белорусского металлургического завода	
	Участок переработки лома	850 тыс. т/год
	Известково-обжигательная установка	50 тыс. т извести в год
	Электросталеплавильный цех № 1 (включая дуговые сталеплавильные печи ДСП-1, ДСП-2 и машины непрерывного литья заготовок МНЛЗ-1, МНЛЗ-2)	750 тыс. т/год жидкой стали, в том числе 720 тыс. т литой заготовки в год с сечением 125×125 мм (в том числе жидкой стали: ДСП-1 – 375 тыс. т/год; ДСП-2 – 375 тыс. т/год)
	Прокатный цех (стан 320/150)	500 тыс. т/год сортового проката и катанки
1987 г. ноябрь	Вторая очередь Подписан акт сдачи-приемки второй очереди Белорусского металлургического завода	
	Электросталеплавильный цех № 2 (включая отделение внепечной обработки жидкой стали, МНЛЗ-3)	336 тыс. т/год литой заготовки сечением 250×300 и 300×400 мм
	Реверсивный прокатный стан 850 с нагревательной печью с шагающими балками и оборудованием для термообработки, контроля внутренних и поверхностных дефектов, абразивной зачистки проката	316 тыс.т/год, в том числе: 154 тыс. т/год горячекатаной квадратной заготовки сечением 125×125 мм (для катанки под металлокорд); 162 тыс. т/год сортового проката круглого сечения 80–150 мм
	Сталепроволочный цех № 1 (СтПЦ-1)	35 тыс. т/год, включая металлокорд (25 тыс. т/год) и бортовую латунированную проволоку (10 тыс. т/год)
	Вспомогательные установки инфраструктуры	
1991 г. 1 марта	Третья очередь Сдана в эксплуатацию третья очередь строительства Белорусского металлургического завода.	
	ДСП-3 с эркерным выпуском и устройством загрузки окатышей с установкой камерного вакуумирования	396,2 тыс. т/год стали
	Реконструкция стана 850	199 тыс. т/год сортового проката
	Известково-обжигательная печь № 2	
	Сталепроволочный цех № 2 (СтПЦ-2)	35 тыс. т/год, включая металлокорд (25 тыс. т/год) и высокопрочную латунированную стальную проволоку (10 тыс. т/год)
	Вспомогательные установки инфраструктуры	

Дата	Наименование	Продукция
1998 г.	В электросталеплавильном цехе № 2 была проведена поэтапная модернизация МНЛЗ № 3 и ДСП № 3, в том числе: по МНЛЗ № 3 было достигнуто улучшение внутренней структуры и поверхности непрерывнолитых блюмов путем совершенствования систем первичного и вторичного охлаждения, оборудования системами электромагнитного перемешивания металла в кристаллизаторе и финальной зоне	Производительность МНЛЗ № 3 после модернизации составила 650 тыс. т/год. Производственная мощность ДСП № 3 составила более 700 тыс. т/год
1999 г. февраль	Ввод в эксплуатацию в СтПЦ-1 после реконструкции агрегата латунирования № 3	На 20% возросла производительность агрегата, увеличился максимальный диаметр латунированной заготовки с 1,50 до 2,50 мм
1999 г.	Реконструкция в СтПЦ-1 агрегата латунирования бортовой проволоки в агрегат бронзирования бортовой проволоки	Производительность агрегата увеличена с 10 тыс. т до 15 тыс. т продукции в год (в дальнейшем производительность доведена до 20 тыс. т проволоки в год)
1999 г.	Модернизация в СтПЦ-1 станов НТ-12	Освоен новый вид продукции – проволоки для армирования рукавов высокого давления (проволоки РМЛ)
2000 г. 15 сентября	Ввод в эксплуатацию нового комплекса проволочного стана 150	Мощность 490 тыс. т проката в год, катанки диаметром 5,0–22 мм, а также горячекатаной арматуры периодического профиля 6–12 мм
2002 г. 3-й квартал	Ввод в эксплуатацию в ЭСПЦ-1 агрегата внепечной обработки стали «ковш-печь»	Объем агрегата «ковш-печь» 100 т
2000 г. 30 октября	Пуск в эксплуатацию сталепроволочного цеха № 3 (СтПЦ-3)	Проектная мощность цеха на период пуска составляла 28 тыс. т/год.
2005–2006 гг.	Реконструкция СтПЦ-3, в том числе: в 2005 г. были введены в эксплуатацию 10- и 13-кратные станы с линиями бескислотного удаления окислы; сдан в эксплуатацию трехкратный стан по производству холоднодеформированной арматуры периодического профиля; закупка и установка дополнительных волочильных станов	Проволока пружинная, гвоздевая, общего назначения, гвозди, сетка-рабица, проволока арматурная (с 2002 г.); холоднодеформированная арматура периодического профиля (с 2005 г.). В конце 2006 г. увеличено производство готовой продукции до 125 тыс. т/год
2008 г.	Организация на базе СтПЦ-3 участка по производству нового вида продукции – проволочной фибры для армирования бетона	Проектная мощность участка 400 т в месяц. Стальная фибра стала производиться массово с 2011–2012 гг.
2000–2006 гг.	Проведение двухэтапной комплексной реконструкции в метизном производстве СтПЦ-1, которая включала в себя модернизацию существующего оборудования для увеличения его производительности; закупку оборудования нового поколения для производства перспективных видов продукции, в том числе: на первом этапе в 2000–2003 гг.: агрегат патентирования № 3 модернизирован в агрегат латунирования № 5; расширение участка грубосреднего волочения с закупкой 10- и 13-кратных станов; расширение участка тонкого волочения с закупкой волочильных станов НТ-25; реконструкция канатных машин СД2/6+1 (126 шт.); на втором этапе реконструкции в 2004–2006 гг.: установка дополнительного 13-кратного стана грубого волочения; реконструкция канатных машин СД2/2+1 (32 шт.); модернизация шести канатных машин RIR-15 в RI-10M; строительство агрегата бортовой проволоки № 2	В результате проведения второго этапа реконструкции объем производства продукции СтПЦ-1 к концу 2007 г. составил: металлокорда – 44 400 т/год, бортовой бронзированной проволоки – 35 500 т/год, проволоки для армирования рукавов высокого давления – 10 100 т/год
2003–2006 гг.	Проведение реконструкции и модернизации в метизном производстве СтПЦ-2, в том числе: в 2003 г.: вод в эксплуатацию в СтПЦ-2 нового агрегата латунирования № 5; запуск в производство трех станов грубого волочения и 20 станов тонкого волочения в 2004 г.: модернизация канатных машин типа FV88 в машины типа МДК 2/202 и модернизация канатных машин типа ТД	Позволило заводу: производить проволоку больших диаметров; увеличение объемов производства металлокорда

Дата	Наименование	Продукция
	в 2005 г.: реконструкция 27 канатных машин типа RI-10 в RI-10BM, 40 канатных машин типа RI-10 в RI-10M; введены в эксплуатацию 63 канатные машины типа МДК-2/202 в 2006 г.: ввод в эксплуатацию агрегата латунирования № 6	
2007 г. 13 июля	Пуск в эксплуатацию трубопрокатного цеха  	250 тыс. т труб в год
2007–2008 гг.	Проведение модернизации в электросталеплавильном производстве: интенсификация выплавки стали в ДСП-2 (2007 г.), ДСП-3 (2008 г.) за счет введения альтернативных источников энергии (кислородные технологии); увеличение производительности МНЛЗ-1 (2007 г.)  	Полученный эффект: увеличение производительности печей (проектная мощность ДСП-2 – 1 млн. т/год, ДСП-3 – до 1 млн. т/год), снижение расхода электродов, расширение сортамента выпускаемой продукции: квадрат 140×140 мм
2008 г. 19 декабря	Пуск в СтПЦ-2 комплекса по производству металлокорда для крупногабаритных и сверхкрупногабаритных шин (КГШ и СКГШ)	Новая продукция: металлокорд для КГШ и СКГШ
2009 г.	Проведение модернизации в электросталеплавильном производстве: увеличение производительности МНЛЗ-3	Полученный эффект: расширение сортамента выпускаемой продукции: круглая заготовка 200 мм; повышение производительности МНЛЗ-3 до 1 млн. т/год
2010 г. январь	В СтПЦ-3 введены в эксплуатацию два двухкратных стана для производства холоднодеформированной арматуры периодического профиля	Получен эффект: увеличено производство готовой продукции до 240 тыс. т/год
2010–2011 гг.	В СтПЦ-2 в 2011 г. осуществлены разработка технологии и освоение новых сверхпрочных конструкций металлокорда	Новая продукция: новые сверхпрочные конструкции металлокорда
2012 г. 4 мая	Запуск в эксплуатацию после реконструкции в СтПЦ-1 агрегата бортовой бронзированной проволоки	Производительность агрегата увеличена в 2 раза – до 24 тыс. т бортовой бронзированной проволоки в год
2012 г. 31 августа	Запуск первой очереди участка линии отделки труб № 3 (УЛОТ № 3) трубопрокатного цеха	Полученный эффект позволит заводу выпускать в год до 100 тыс. т востребованных в нефтегазовой промышленности труб по стандартам API 5L и API 5CT
2013 г.	В СтПЦ-2 приступили к изготовлению ультравысокопрочного металлокорда из катанки, выпускаемой на стане 150	Получен эффект: снижение себестоимости металлокорда
2014 год 17 января	Состоялся пуск в промышленную эксплуатацию объектов реконструкции металлургического производства ЭСПЦ-1: ДСП-1 и ПГУ-1 	Полученный эффект: - увеличение производительности ДСП-1; проектная мощность ДСП-1 – до 1 млн. т/год; - снижение удельных расходов электроэнергии и электродов; - снижение потерь тепла с первичными отходящими газами; - обеспечение полного дожигания СО; - исключение неорганизованных выбросов неочищенного газа в атмосферу

Дата	Наименование	Продукция
2014 г. 21 февраля	Передача в эксплуатацию третьей известково-обжигательной установки, предназначенной для обжига известняка	Полученный эффект: обеспечение сталеплавильного производства обожженной известью в необходимых объемах; сокращение затрат на производство
	Пуск в эксплуатацию обновленной после реконструкции машины непрерывного литья заготовок № 2 (МНЛЗ-2)	Полученный эффект: увеличение проектной мощности МНЛЗ-2 до уровня 1 200 000 т/год; расширение сортамента выпускаемой продукции: квадрат 140×140 мм
2015 г. 25 сентября	Запуск нового сортопрокатного цеха № 2	700 тыс.т/год, в том числе.: круглый сортовой прокат диаметром 20–85 мм; круглый прокат (линия сортовых моталок системы Гаррет) диаметром 20–50 мм; арматурная катанка периодического профиля диаметром 6–14 мм; гладкая катанка диаметром 5,5–22 мм
2020 г. 23 марта	Ввод в эксплуатацию проекта «Увеличение производительности внепечной обработки стали в ЭСПЦ-1, 2» (УВОС). По проекту возведены две однопозиционные установки «печь-ковш» и установка для вакуумной дегазации с сопутствующей инфраструктурой	Полученный эффект: ликвидация дисбаланса между производительностью дуговых печей, машин непрерывной разливки заготовки и агрегатами внепечной обработки; повышение качества выплавляемого металла с учетом увеличения объемов производства по жидкой стали до 3 млн. т/год; увеличение производительности металлургического передела предприятия
2021–2024 гг.	Комплексная реконструкция ПГУ-3	Полученный эффект: снижение удельных расходов электроэнергии и электродов; снижение потерь тепла с первичными отходящими газами; обеспечение полного дожигания СО; исключение неорганизованных выбросов неочищенного газа в атмосферу

Реализация новых проектов с использованием самого современного оборудования позволила значительно расширить производственные мощности предприятия, решить задачи по ликвидации дисбаланса между технологическими переделами, повысить качество готовой продукции и эффективность производственной деятельности в целом.

Таким образом, за 40 лет развития производственно-хозяйственной деятельности завода объемы проектной мощности оборудования по производству жидкой стали с 750 тыс. т в год (на 1984 год) выросли в 4 раза – до 3 млн. т в год, а номенклатура производимой продукции по каждому производству в сравнении с проектной номенклатурой – в десятки раз.

Обзор настоящего момента

Так, на современном этапе благодаря постоянному совершенствованию технологических процессов БМЗ приобрел современный облик (рис. 3, 4).



Рис. 3. ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» на современном этапе

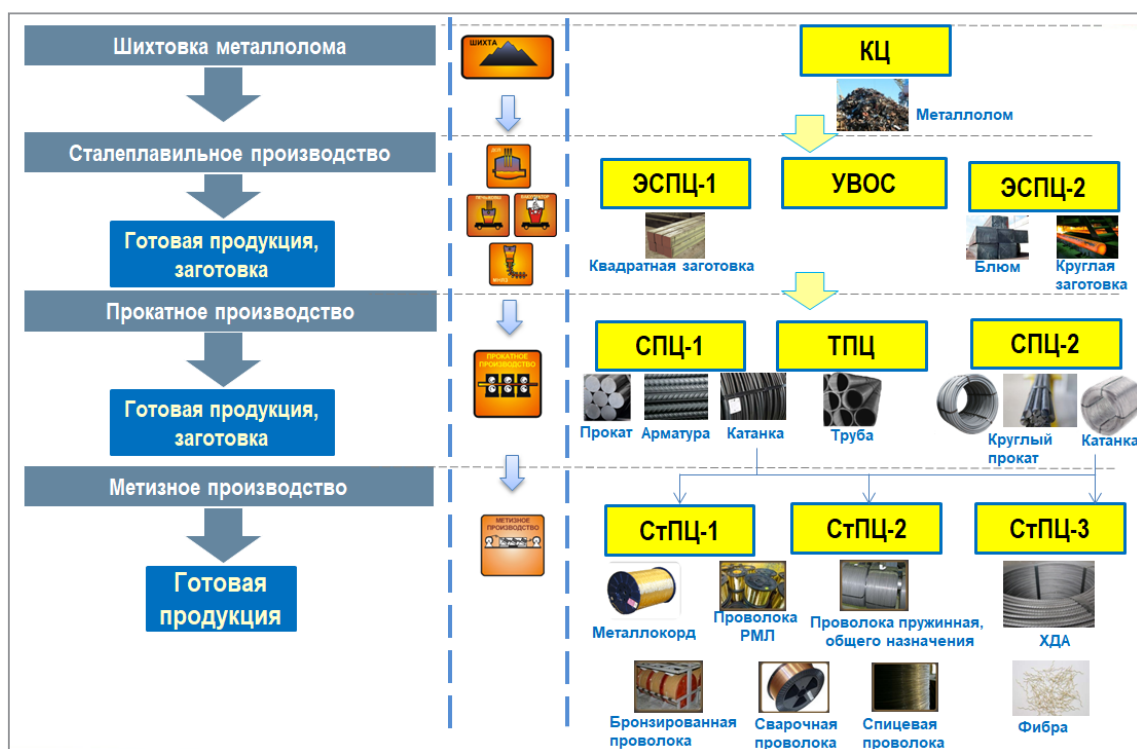


Рис. 4. Технологическая схема ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»

Условием успешной деятельности ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» является то, что ежегодно коллектив завода формирует и реализует инвестиционную программу развития, которая включает в себя проекты технического развития, развитие персонала, информационных и компьютерных технологий, совершенствования качества продукции, энергосбережение.

На текущий 2024 г. программа развития завода предусматривает реализацию основных проектов (мероприятий), направленных на завершение поэтапной модернизации сталеплавильного комплекса:

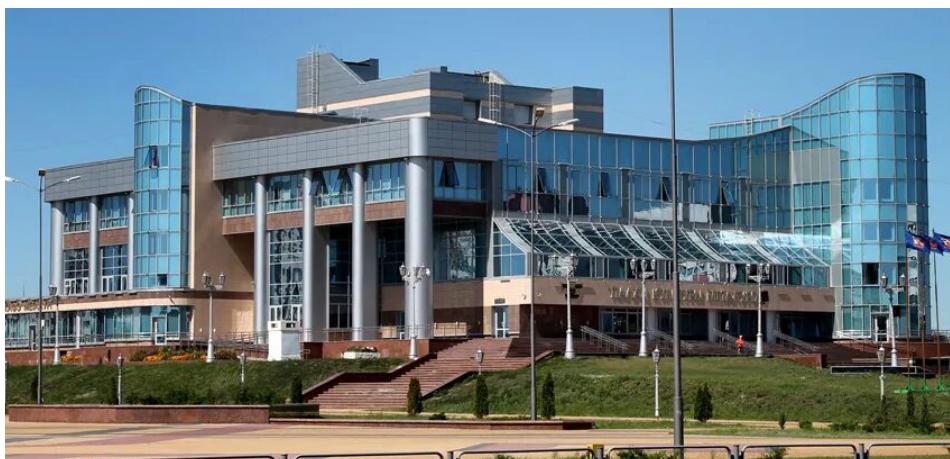
- проект «Комплексная реконструкция ПГУ-3» предусматривает реализацию завершающего этапа;

- проект «Реконструкция ПГУ-2» предусматривает проведение реконструкции существующей системы улавливания и очистки отходящих газов от дуговой сталеплавильной печи № 2 с целью снижения объемов выбросов загрязняющих веществ, утилизации тепла первичных отводящих газов с получением горячей воды для нужд завода. Проект находится в предынвестиционной стадии проработки.

Следует отметить, что ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» – градообразующее социально-ориентированное предприятие. Сегодняшний Жлобин, его облик и характер во многом сформированы БМЗ. Заводом или при его участии построено множество важнейших объектов: жилые микрорайоны, детсады и школы, спортивные сооружения, Дворец культуры металлургов, Центр олимпийского резерва, воркаут-площадка [2] и многие другие (рис. 5).



а



б

Рис. 5. Социальные объекты г. Жлобина, построенные при участии ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»:
а – Центр олимпийского резерва; б – Дворец культуры металлургов

Участвуя в реализации проектов социальной направленности, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» за период своей деятельности тем самым вносит посильный вклад в развитие Жлобинского района, что способствует достижению целей устойчивого развития ЦУР № 3 и ЦУР № 17, направленных на рост уровня и качества жизни людей (рис. 6).



Рис. 6. Цели устойчивого развития в Беларуси

Об управлении проектами на предприятии и предпроектной проработке по новым проектам сотрудниками отдела технического развития подготовлены и опубликованы статьи [3–6].

**Вызовы нашего времени. Обзор факторов внешней среды организации.
Характер мирового развития на современном этапе**

Мы понимаем, что сегодня живем в уникальное время, когда на наших глазах происходит смена народохозяйственных и технологических укладов, испытание санкциями, смена логики социального поведения и многие другие экзистенциальные изменения эпохального характера, т.е. процессы, которые будут определять дальнейшее развитие на ближайшие 20–30 лет и более.

В 2022 г. ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» вынужденно работало в условиях жестких санкционных ограничений, применяемых Европейским Союзом (ЕС), США и странами их поддерживавшими.

Экспорт товарной продукции в страны ЕС был полностью запрещен с 4 июня 2022 г., в том числе запрет распространился на транзит белорусских товаров через территорию ЕС. Санкционные ограничения касались и финансирования экспортных операций с использованием ресурсов европейских юридических лиц и финансовых структур ЕС.

Запреты стали ударом не только для экономики восточноевропейского региона, но и всего мира. В таких «экстремальных условиях» БМЗ адаптировался к новой реальности, перестраивая бизнес-процессы, проводя поиск новых клиентов, изменяя маршруты поставок и перенаправляя финансовые потоки [7].

Сегодня политика развития нашего предприятия учитывает изменения в глобальной, мировой системе, в новых технологиях, в поведении общества (табл. 2, рис. 7).

Таблица 2. PEST-анализ факторов среды, актуальный теоретико–методологический инструментарий происходящих процессов развития на современном этапе. Вызовы нашего времени

Политические факторы 1. Современный мир находится в состоянии глобальной геополитической напряженности, обусловленной процессами разрушения сложившегося мирового порядка. 2. Современность характеризуется уплотнением исторического времени. 3. Прохождение точки бифуркации. 4. Смена поколений. 5. Усилился фактор давления через высокие технологии, мировую финансово-экономическую систему. В результате зависимость одних стран от других не только не исчезла, но, изменив формы своего проявления, многократно усилилась.	Экономические факторы 1. Одновременно происходит два революционных события: смена технологических и народнохозяйственных укладов. 2. Усугубление экологической обстановки и переход к циркулярной экономике. 3. Применение ограничительных мер. 4. Импортозамещение. Производственная кооперация. 5. Построение инновационной экономики. Полноформатное внедрение цифровых технологий.
Социальные факторы Вместо былых ограничений техники на первый план вышли ограничения человека – его способность воспринимать, осмысливать и использовать информацию, выбирать основное, планировать время. Социальные факторы ввиду масштабных изменений, глубокого и широкого внедрения современных информационных технологий в быту, цифровизации, компьютерной (виртуальной) реальности актуальны и оказывают сильное влияние на структуру и поведение общества, образ жизни и организацию труда, сформированные предыдущими технологическими укладами и ведет к преобразованию структуры общества, экономики, коммуникаций: 1. В обществе наблюдается интенсивный процесс социальной цифровизации, интернет–зависимость, тотальное применение компьютеров, смартфонов в быту, большой объем информации. 2. Цифровая зависимость, цифровое неравенство, социальная цифровизация. 3. Становление цифрового общества. Смарт–технологии и их использование являются соответствующим индикатором социальной трансформации, свидетельствуют о формировании нового типа общества. Формируется новый тип личности – «Homo Virtualis» – человек виртуальный с высоким уровнем технологической образованности, для которого «умные» технологии становятся не просто инструментом коммуникации и обучения, а обычными социальными практиками.	Технологические факторы 1. Ускорение научно–технологического прогресса и масштабов цифровизации экономики. Формирование трендов шестого технологического уклада (в части цифровизации промышленности) сегодня предъявляют новые требования к информатизации предприятий, внедрение технологий промышленного Интернета и Интернета вещей по концепции Индустрия 4.0, осуществляется переход от индустриальных к постиндустриальным и информационно–цифровым императивам развития. 2. Темп изменений, частота развития технологий и информационных процессов постоянно растут. Время нас заставляет двигаться быстрее. Развитие событий и процессов происходит экспоненциальными темпами, что трудно для их понимания и представления человеком, при этом время для принятия решений и адаптации к изменениям сокращается. 3. Дизруптивное воздействие со стороны технологических достижений. 4. Стремительное развитие новых технологий создает огромные возможности для человечества, изменяя отношения между гражданами, бизнесом и государством, что ведет к преобразованию структуры общества и экономики. 5. Темп изменений в электронных технологиях настолько быстрый, что зачастую новые технологии оказываются вне правового поля. 6. «Большие данные» (Big Data).

4. Идет процесс построения высокоинтеллектуального общества. Приоритет в развитии человека. Эволюция постоянно усложняющегося мира социума объективно предъявляет все более возрастающие требования к развитию интеллекта, воли, творческих способностей граждан.

7. Конкуренция, сохраняя свои традиционные методы конкурентной борьбы, и формируя новые, расширяя границы конкуренции и глубину ее проникновения, приводит к росту технологической зависимости и усилению межстранового неравенства.

8. Возникли глобальные информационные поля, способные действовать на сознание поверх государственных границ, создавать возможность манипуляции человеческим сознанием в планетарном масштабе.

9. В своей глубине и сущности экопроблематика представляет поражение естественного и его отступление под напором искусственно сконструированной реальности. Многие процессы в техносфере не соответствуют эволюционно сложившимся формам природной среды и оказываются для нее разрушительными.

9. Кроме подавления природных процессов, разрушения касаются и самого человека. Постоянное пребывание в искусственной среде приводит к угасанию многих важнейших функций, обеспечивающих сохранение витальности организма.

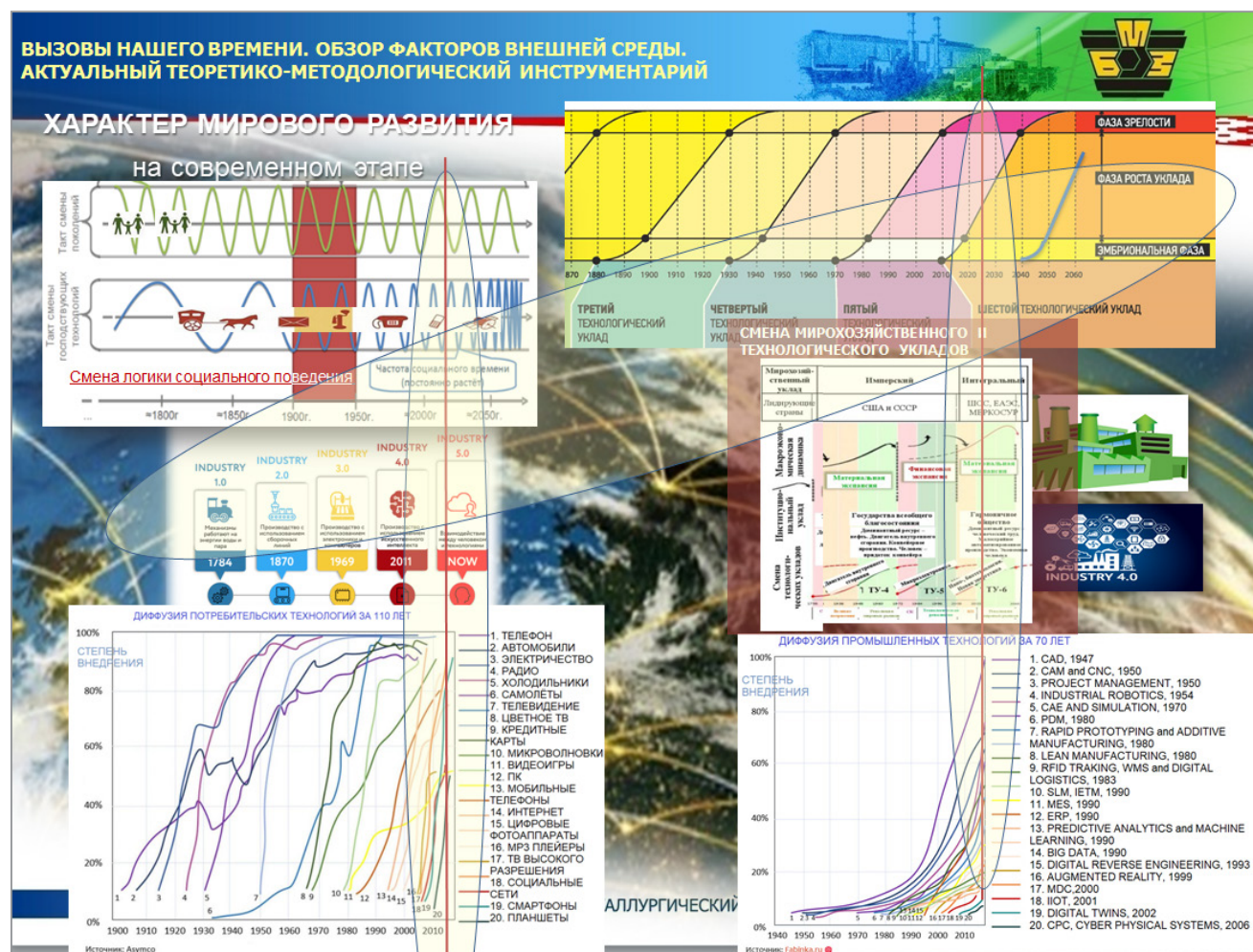


Рис. 7. Дизруптивное воздействие со стороны технологических достижений

Таким образом, сегодня мы живем в условиях динамично происходящих глобальных трансформаций, которые меняют уклад и темп жизни, экономику, логистику, человека, его роль и поведение.

Сегодня возрастающая сложность, ширина, глубина и скорость изменений, изменчивые рынки и прорывные технологии требуют нового мышления, готовности к изменениям, а также время заставляет нас двигаться быстрее и действовать в условиях нестабильности, неопределенности, сложности,

неоднозначности. На сегодняшний день мир вступает в шестой технологический уклад. Специалисты по прогнозам считают, что при сохранении нынешних темпов технико-экономического развития шестой технологический уклад начав оформляться в 2010–2020 гг., в фазу зрелости вступит в 2040-е годы (рис. 7).

В части государственной политики в расстановке приоритетов по развитию экономики и человека выводится следующий постулат: «Человек – цель, а экономика – средство его развития» [12]. Вследствие развития новых технологических укладов требования к компетенциям человека будут только повышаться.

В то же время велики риски «потери человека», трансформации представлений о его роли в цивилизационном развитии. Эволюция постоянно усложняющегося мира социума объективно предъявляет все более возрастающие требования к развитию интеллекта, воли, творческих способностей человека, поэтому важно предвидеть актуальные проблемы и процессы развития общества, заблаговременно находить адекватные ответы на новые вызовы современности, непрерывно саморазвиваться [13].

Обзор направлений развития

Стратегические направления устойчивого развития задаются в концепции и прогнозных документах устойчивого социально-экономического развития, продвигаемые, в том числе в ведущих межправительственных и отраслевых форматах, инициативах. Анализ таких инициатив и прогнозных документов был представлен в статье «Направления развития отечественной металлургии» в 2023 году, по материалам которых были сформулированы основные направления развития отечественной металлургии в разрезе мировых тенденций [14].

В соответствии с тенденциями сегодняшнего дня мы должны понимать, что будущее металлургии уже наступило и оно за внедрением на производстве прорывных инноваций. В настоящее время можно отметить следующие ключевые направления, которые будут формировать и трансформировать белорусскую промышленность, металлургию в первой половине XXI века:

- импортозамещение, технологическая кооперация, промкооперация [14, 19];
- «зеленое производство» стали, направленное на сокращение и уход от вредного воздействия производств на окружающую среду, позволит металлургической промышленности успешно развиваться на фоне разнообразия природоохранных задач и усиления давления со стороны экологических регуляторов;
- повышение спроса на высококачественные марки стали потребует еще большего внимания к моделированию металлургических процессов в реальном времени с реальными входными данными, а также к оборудованию с особыми требованиями по точности и надежности на новых и модернизированных предприятиях, что в результате приведет к реконструкции и техническому обновлению действующих производств;
- неотъемлемой частью каждого этапа технологического передела в металлургии, прокате и изготовлении изделий из высококачественных марок стали станет цифровизация с ее возможностями адаптации и самообучения информационных и управляющих систем. Она позволит избавиться от традиционных трудностей в обработке данных и даст преимущества, которые раньше было трудно представить в управлении организационными и производственными процессами;
- углубление технологического передела готовой продукции с созданием новых производств и получением новой инновационной продукции;
- стратегическое планирование и проектное управление как эффективные инструменты в стратегическом развитии предприятия.

Таким образом, из мини-завода Белорусский металлургический завод за 40 лет превратился в уникальное конкурентоспособное предприятие, которое не только выплавляет качественную сталь, но выпускает широкий спектр металлопродукции и с уверенностью смотрит в будущее, понимая направления дальнейшего промышленного развития, представляя и передавая новым поколениям свой коллективный опыт и уникальный потенциал развития с устойчивым запасом прочности.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Андрианов, Н. В.** Белорусскому металлургическому заводу – 25 лет / Н. В. Андрианов // Литье и металлургия. – 2009. – № 2. – С. 5–14.
2. **Мозгов, С. А.** Применение проектной методологии и партнерства в реализации социального проекта в честь 35-летия ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / С. А. Мозгов, Н. А. Самсонов // Металлург. – 2021. – № 3. – С. 4–9.
3. **Карманович, А. В.** Обоснование инвестиций и предпроектная проработка инвестиционных проектов в металлургии на примере ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / А. В. Карманович, С. А. Мозгов // Литье и металлургия. – 2020. – № 2. – С. 29–35.

4. Карманович, А. В. Подготовка, организация и управление инвестиционными проектами по ТКП 45–1.02–298 в металлургии на примере ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / А. В. Карманович, С. А. Мозгов // Литейное производство и металлургия. 2020. Беларусь: труды междунар. науч.-техн. конф. – Минск: БНТУ, 2020. – С. 114–122.
5. Манцевич, А. В. Этапы и порядок проработки предынвестиционной стадии по проектам в металлургии на примере ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / А. В. Манцевич, А. В. Карманович, С. А. Мозгов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2021. – № 11. – С. 1186–1193.
6. Манцевич, А. В. Предварительные исследования по формированию инвестиционного замысла проекта в металлургии / А. В. Манцевич, А. В. Карманович, С. А. Мозгов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2023. – № 3. – С. 261–267.
7. Ромашко, Н. А. Обеспечение устойчивого развития металлургической отрасли Республики Беларусь в условиях санкционного давления в 2022 г. / Н. А. Ромашко, В. А. Чаус // Литье и металлургия. – 2023. – № 3. – С. 53–54.
8. Исследование: Шестой технологический уклад. Циклы Кондратьева [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://irsep.ru/shestoj-tehnologicheskij-uklad/?ysclid=lgdblr6u79857020339>. – Дата доступа: 17.07.2024.
9. Верник, П. А. Программно-управляемые сетевые устройства на базе технологии Big Data – как приоритетное направление развития мировой электроники // Проектирование будущего. Проблемы цифровой реальности: труды 4-й Международной конференции (4–5 февраля 2021 г., Москва). – М.: ИПМ им. М. В. Келдыша, 2021. – С. 124–138.
10. Этапы промышленной революции [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://static.tildacdn.com/tild3038-3964-4936-b431-666164313132/2021-04-10_191329.png. – Дата доступа: 17.07.2024.
11. Ускорение диффузии технологий и последствия. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://se7en.ws/uskorenie-diffuzii-tehnologiy-i-posl/>. – Дата доступа: 17.07.2024.
12. Национальная стратегия устойчивого социально-экономического развития Республики Беларусь на период до 2030 года. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://economy.gov.by/uploads/files/NSUR2030/Natsionalnaja-strategija-ustojchivogo-sotsialno-ekonomicheskogo-razvitiya-Respubliki-Belarus-na-period-do-2030-goda.pdf>. – Дата доступа: 16.07.2024.
13. Стратегия «Наука и технологии: 2018–2040». [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://nasb.gov.by/congress2/strategy_2018-2040.pdf. – Дата доступа: 16.07.2024.
14. Основные направления развития отечественной металлургии в разрезе мировых тенденций / Н. И. Анелькин [и др.] // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 31–44.
15. Интеллектуальная культура Беларуси: гуманитарная безопасность в условиях глобальных вызовов: материалы Седьмой междунар. науч. конф. (16–17 ноября 2023 г., г. Минск): в 2 т. Т. 1 / редкол. А. А. Лазаревич (пред.) [и др.]. – Минск: Четыре четверти, 2023. – С. 74–78.
16. Авдеев, В. А. Основы проектирования металлургических заводов: справочное издание / В. А. Авдеев, В. М. Друян, Б. И. Кудрин. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 464 с.
17. Анелькин, Н. И. Стальная история успеха. Белорусскому металлургическому заводу – 35 лет / Н. И. Анелькин // Черная металлургия. Бюллетень. – 2019. – № 8. – С. 899–902.
18. Шамановская Е. В., Рагози Е. В. Белорусскому металлокорду – 30 лет / Е. В. Шамановская, Е. В. Рагози. // Литье и металлургия. 2018. – № 1. – С. 113–119.
19. <https://eurasia.expert/razvitie-promkooperatsii-priblizit-soyuznoe-gosudarstvo-k-tehnologicheskomu-suverenitetu-lukashenko/> – Дата обращения 26.09.2023.

REFERENCES

1. Andrianov N. V. Belorusskomu metallurgicheskemu zavodu – 25 let [Belorussian metallurgical works is 25 years old]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 2, pp. 5–14.
2. Mozgov S. A., Samsonov N. A. Primenenie proektnoj metodologii i partnerstva v realizacii social'nogo proekta v chest' 35-letiya ОАО «БМЗ – upravlyayushchaya kompaniya holdinga «БМК» [Application of project methodology and partnership in implementation of social project in honor of the 35th anniversary of JSC «БМЗ is the management company of holding «БМК»]. *Metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 4–9.
3. Karmanovich A. V., Mozgov S. A. Obosnovanie investitsij i predproektnaya prarabotka investicionnyh proektov v metallurgii na primere ОАО «БМЗ – upravlyayushchaya kompaniya holdinga «БМК» [Feasibility and design study of investment projects in metallurgy by the example of OJSC «БМЗ – Management Company of the Holding «БМК»]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 30–35.
4. Karmanovich A. V., Mozgov S. A. Podgotovka, organizaciya i upravlenie investicionnymi proektami po TKP 45–1.02–298 v metallurgii na primere ОАО «БМЗ – upravlyayushchaya kompaniya holdinga «БМК» [Preparation, organization and management of investment projects according to TKP 45–1.02–298 in metallurgy using the example of OJSC «БМЗ – management company of the holding «БМК»]. *Litejnoe proizvodstvo i metallurgiya. 2020. Belarus: trudy mezhdun. nauch.-tekhn. konf. = Foundry production and metallurgy. 2020. Belarus: proceedings of the international scientific and technical conference*. Minsk, BNTU Publ., 2020, pp. 114–122.
5. Mantsevich A. V., Karmanovich A. V., Mozgov S. A. Etapy i porjadok prarabotki predynvesticionnoj stadii po proektam v metallurgii na primere ОАО «БМЗ – upravlyayushchaya kompaniya holdinga «БМК» [Stages and procedure for developing the pre-investment stage for projects in metallurgy using the example of OJSC «БМЗ – the management company of the holding «БМК»]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tehnicheskoy i ekonomicheskoy informacii. = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2021, no. 11, pp. 1186–1193.
6. Mantsevich A. V., Karmanovich A. V., Mozgov S. A. Predvaritel'nye issledovaniya po formirovaniyu investicionnogo zamysla proekta v metallurgii [Preliminary research on the formation of an investment plan for a project in metallurgy]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tehnicheskoy i ekonomicheskoy informacii. = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2023, no. 3, pp. 261–267.
7. Romashko N. A., Chaus V. A. Obespechenie ustojchivogo razvitiya metallurgicheskoy otrasli Respubliki Belarus' v usloviyah sankcionnogo davleniya v 2022 g. [Ensuring sustainable development of the metallurgical industry of the Republic of Belarus under sanctions in 2022]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 3, pp. 53–54.

8. Issledovanie: Shestoj tekhnologicheskij uklad. Cikly Kondrat'eva [Research: The sixth technological structure. Kondratiev cycles] [Electronic resource]. Access mode: <http://irsepi.ru/shestoj-tekhnologicheskij-uklad/?ysclid=lgdblr6u79857020339> (accessed 17.07.2024).
9. Vernik P.A. Programmno-upravlyaemye setevye ustrojstva na baze tekhnologii Big Data – kak prioritetnoe napravlenie razvitiya mirovoj elektroniki [Software-controlled network devices based on Big Data technology – as a priority direction for the development of world electronics]. *Proektirovanie budushchego. Problemy cifrovoj real'nosti: trudy 4-j Mezhdunar. konf. (4–5 fevralya 2021 g., Moskva).* = *Design of the future. Problems of digital reality: proceedings of the 4th International Conference (February 4–5, 2021, Moscow).* Moscow, IPM im. M. V. Keldysh Publ., 2021, pp. 124–138.
10. Etapy promyshlennoj revolyucii [Stages of the Industrial Revolution] [Electronic resource]. Access mode: https://static.tildacdn.com/tild3038-3964-4936-b431-666164313132/2021-04-10__191329.png (accessed 17.07.2024).
11. Uskorenie diffuzii tekhnologij i posledstviya [Acceleration of technology diffusion and consequences] [Electronic resource]. Access mode: <https://se7en.ws/uskorenie-diffuzii-tekhnologiy-i-posl/> (accessed 17.07.2024).
12. Nacional'naya strategiya ustojchivogo social'no-ekonomicheskogo razvitiya Respubliki Belarus' na period do 2030 goda [National strategy for sustainable socio-economic development of the Republic of Belarus for the period until 2030] [Electronic resource]. Access mode: <https://economy.gov.by/uploads/files/NSUR2030/Natsionalnaya-strategiya-ustojchivogo-sotsialno-ekonomicheskogo-razvitiya-Respubliki-Belarus-na-period-do-2030-goda.pdf> (accessed 16.07.2024).
13. Strategiya “Nauka i tekhnologii: 2018–2040” [Strategy “Science and Technology: 2018–2040”] [Electronic resource]. Access mode: https://nasb.gov.by/congress2/strategy_2018-2040.pdf (accessed 16.07.2024).
14. Anelkin N.I., Mantsevich A.V., Voitekhovsky D.G., Mozgov S.A. Osnovnye napravleniya razvitiya otechestvennoj metallurgii v razreze mirovyh tendencij [The main directions of national metallurgy development in the context of global trends]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 31–44.
15. Lazarevich A.A. (prev.) [et al.] *Intellektual'naya kul'tura Belarusi: gumanitarnaya bezopasnost' v usloviyah global'nyh vyzovov: materialy Sed'moj mezhdunar. nauch. konf. (16–17 noyabrya 2023 g., g. Minsk)* [Intellectual culture of Belarus: humanitarian security in the context of global challenges: materials of the Seventh Intern. scientific conf. (November 16–17, 2023, Minsk)]: in 2 volumes. Vol. 1. Minsk, Chetyre chetverti, 2023, pp. 74–78.
16. Avdeev V.A., Druyan V.M., Kudrin B.I. *Osnovy proektirovaniya metallurgicheskikh zavodov: spravochnoe izdanie* [Fundamentals of designing metallurgical plants: reference publication]. Moscow, Internet Engineering Publ., 2002, 464 p.
17. Anelkin N.I. Stal'naya istoriya uspekha. Belorusskomu metallurgicheskomu zavodu – 35 let [Steel success story. Belarusian Metallurgical Plant is 35 years old]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' = Ferrous metallurgy. Bulletin*, 2019, no. 8, pp. 899–902.
18. Shamanovskaja E.V., Ragozik E.V. Belorusskomu metallokordu – 30 let [30 years anniversary of Belarusian metalcord]. *Lit'jo i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2018, no.1. pp. 113–119.
19. <https://eurasia.expert/razvitie-promkooperatsii-priblizit-soyuznoe-gosudarstvo-k-tekhnologicheskomu-suverenitetu-lukashenko>.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-47-51>
УДК 669

Поступила 14.11.2024
Received 14.11.2024

ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ОСЕВЫХ МАРОК СТАЛИ

О. П. КРАСЮК, И. О. ПИСАРЕНКО, В. С. ПУТЕЕВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: zamm.otk@bmz.gomel.by.
Тел.: +375 2334 55959

Представлены результаты работы по совершенствованию технологии производства непрерывнолитых заготовок 300×400 мм, предназначенных для изготовления осей железнодорожного транспорта. Определены необходимые технологические операции, режимы и условия для получения заданных требований по качеству макро- и микроструктуры непрерывнолитой заготовки. В процессе выполнения работы использовался широкий спектр современных методов исследований, включая различные методики оценки макроструктуры непрерывнолитых заготовок, металлографические анализы с использованием оптического и электронного микроскопа.

Ключевые слова. Непрерывнолитая заготовка, внепечная обработка, неметаллические включения, вторичное окисление, макроструктура, микроструктура.

Для цитирования. Красюк, О. П. Пути совершенствования технологии производства осевых марок стали / О. П. Красюк, И. О. Писаренко, В. С. Путеев // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 47–51. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-47-51>.

WAYS TO IMPROVE THE TECHNOLOGY FOR PRODUCING AXLE STEEL GRADES

O. P. KRASYUK, I. O. PISARENKO, V. S. PUTEEV, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: zamm.otk@bmz.gomel.by.
Tel.: +375 2334 55959

This article presents the results of efforts to improve the technology for producing continuously cast billets measuring 300×400 mm, intended for manufacturing railway axles. The necessary technological operations, modes, and conditions required to meet the specified quality requirements for the macro- and microstructure of continuously cast billets have been identified. A wide range of modern research methods was employed during the study, including various techniques for assessing the macrostructure of continuously cast billets, metallographic analyses using optical and electron microscopy.

Keywords. Continuously cast billet, secondary metallurgy, non-metallic inclusions, secondary oxidation, macrostructure, microstructure.

For citation. Krasnyuk O. P., Pisarenko I. O., Puteev V. S. Ways to improve the technology for producing axle steel grades. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 47–51. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-47-51>.

В настоящее время возрастает грузо- и пассажирооборот железнодорожного транспорта, повышаются скорости движения поездов, увеличивается грузоподъемность вагонов, ужесточаются требования к безопасности движения. В связи с этим растут требования к осям грузовых железнодорожных вагонов, которые должны выдерживать циклические нагрузки в различных условиях окружающей среды. Качество железнодорожных осей напрямую зависит от качества исходной непрерывнолитой заготовки (НЛЗ), в частности, ее микро- и макроструктуры.

Схема производства непрерывнолитой заготовки стали марки ОС по ГОСТ 4728 показана на рис. 1: отделение подготовки металлолома – выплавка стали в дуговой сталеплавильной печи – обработка металла на установке печь-ковш – дегазация стали на вакууматоре RH – разливка на машине непрерывного литья заготовок.

При решении основной задачи по обеспечению качественных характеристик по макро- и микроструктуре осевых марок стали выбраны основные пути совершенствования технологии:

1. Улучшение макроструктуры слитка за счет разработки оптимального режима вторичного охлаждения при заданной скорости и температуре стали.

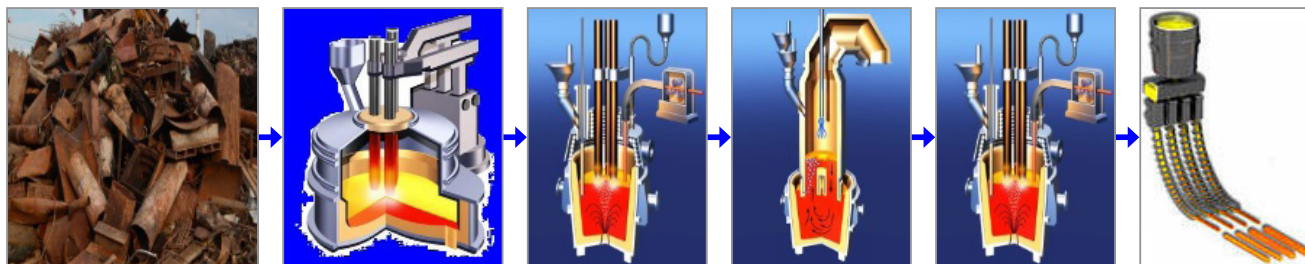


Рис. 1. Схема производства непрерывной заготовки

2. Снижение содержания неметаллических включений в стали путем повышения эффективности проведения операций модифицирования стали в сталеразливочном ковше на участке внепечной обработки.

Первая опытная серия из семи плавов выплавлена и разлита в 2017 г. Разработку технологических параметров разливки стали марки ОС осуществляли на базе уже разработанной технологии производства стали марки 45. Результаты оценки макроструктуры данной серии плавов приведены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты оценки качества макроструктуры осевых заготовок

Номер плавки	Центральная пористость	Осевая ликвация	Ликвационные полосы и трещины	Светлая полоса (контур)	Краевые точечные загрязнения
1	3,0	3,0	0,5	0	1,0
2	3,0	3,0	0	0	0,5
3	3,0	3,0	0	0	0,5
4	3,0	3,0	0	0	0,5
5	1,5	2,0	0	0	0,5
6	4,0	3,0	0	0	0,5
7	2,0	3,0	0	0	0,5
Требования ГОСТ 4728 не более, балл	2	2	2	2	2

По результатам первичных испытаний макроструктуры непрерывной заготовки обнаружены отклонения по наличию осевой ликвации и центральной пористости.

Основной причиной выявленных дефектов является слабо развитая равноосная зона слитка, при которой отсутствует подпитка затвердевшей зоны жидкой фазой. На протяженность той или иной зоны влияет целый ряд факторов, к которым можно отнести химический состав кристаллизующегося металла, его газонасыщенность, температуру и скорость разливки металла, протяженность зоны двухфазного состояния, продолжительность затвердевания и другие факторы. С целью получения НЛЗ с ограниченной зоной столбчатых дендритов, развитой зоной равноосных кристаллов с рассредоточенной центральной пористостью и осевой ликвацией целесообразно увеличивать протяженность зоны двухфазного состояния путем снижения интенсивности охлаждения, минимизации температурных градиентов между контурами охлаждения НЛЗ. Для этого при расчете удельных расходов вторичного охлаждения предложено снизить интенсивность охлаждения в зоне подбоя с целью уменьшения разности температур на выходе из кристаллизатора и обеспечить плавное снижение температуры поверхности слитка. Технологические параметры вторичного охлаждения по расходу воды на каждый контур охлаждения в зависимости от скорости разливки для сталей марки ОС приведены в табл. 2.

Таблица 2. Расходы воды зоны вторичного охлаждения при разливке стали марки ОС

Расход воды, л/мин	Скорость, м/мин								
	0,00	0,10	0,20	0,35	0,40	0,50	0,60	0,70	0,80
Контур 1	5	5	5	9	11	14	17	20	24
Контур 2	5	5	5	6	9	11	13	15	17
Контур 3	5	5	5	14	16	19	22	24	40
Контур 4	5	5	5	11	13	15	17	19	28
Контур 5	7	7	7	6	9	10	12	13	15
Контур 6	5	5	5	5	6	7	9	10	12

Разработка оптимальных режимов вторичного охлаждения привела к улучшению показателей качества по макроструктуре НЛЗ, стабильному снижению образования недопустимых структур по сечению осевых заготовок. Макроструктура НЛЗ до и после разработанных мероприятий вторичного охлаждения показана на рис. 2.

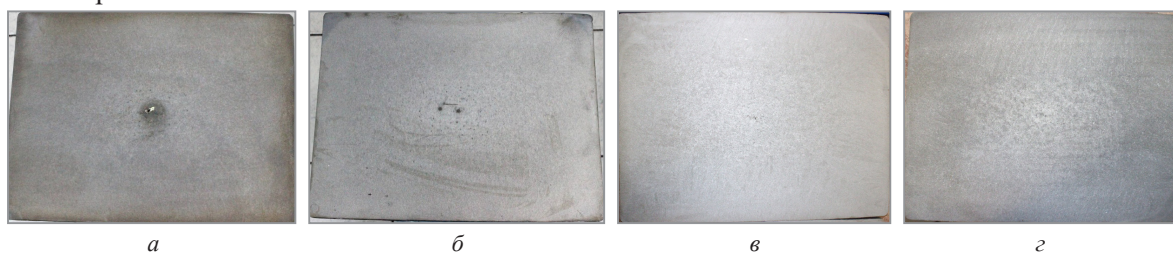


Рис. 2. Макроструктура осевых заготовок до (а, б) и после (в, з) разработанных режимов

Из осевой заготовки изготавливаются черновые железнодорожные оси способом горячей деформации (ковка) с последующей термической обработкой, которые в дальнейшем подвергаются контролю качества поверхности, макроструктуры и загрязненности неметаллическими включениями в соответствии с ГОСТ 33200.

Снижение содержания неметаллических включений в стали

В дальнейшем из черновой оси получают чистовую ось, способную выдерживать циклические нагрузки при воздействии факторов окружающей среды.

Качество стали зависит не только от количества включений, но и от их распределения, поведения при кристаллизации, термической обработке и деформации, поэтому необходимо получить в стали включения с оптимальными параметрами, для определения которых необходимы специальные исследования [1].

От изготовителей чистовых осей переданы производителю пробы осей с внутренними дефектами, выявленными при помощи ультразвукового контроля. Исследование внутренних дефектов на образцах чистовых осей проводили металлографическим методом, путем последовательного снятия слоя металла шлифовкой с последующей полировкой. На подготовленных микрошлифах в месте расположения отмеченных дефектов обнаружены неметаллические включения длиной от 0,5 до 2,6 мм. Для определения состава включений образцы исследованы с помощью растрового электронного микроскопа. На рис. 3 представлен вид и состав неметаллических включений.

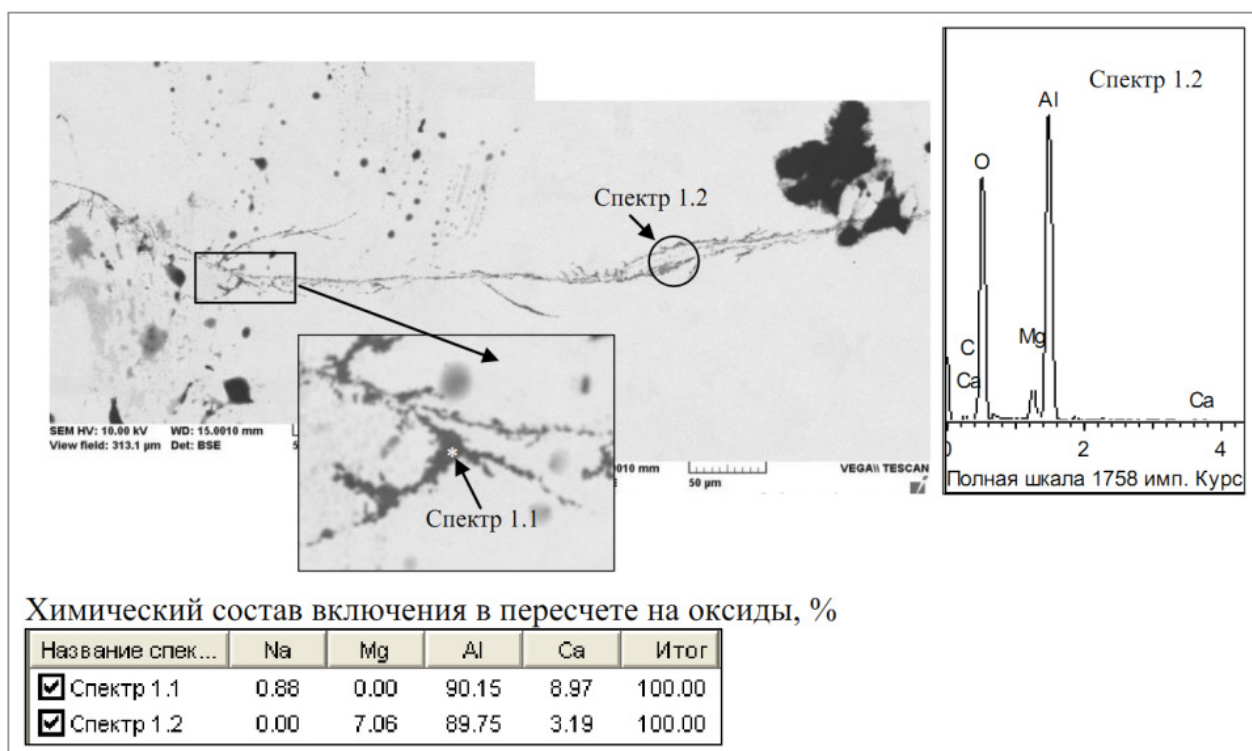


Рис. 3. Вид и состав неметаллических включений в оси

На образцах, вырезанных из фрагментов чистовых осей в месте расположения внутренних дефектов, выявлены включения сложного состава, в основном состоящие из Al_2O_3 эндогенного происхождения (пленочного типа).

В соответствии с действующей технологией производства стали марки ОС рафинирование и модифицирование металла в ковше производили кальцийсодержащими порошковыми проволоками. Этому способствует высокое химическое сродство кальция к кислороду, сере, что обеспечивает высокую степень раскисления расплава, десульфурацию.

Твердые (при температурах разливки) включения на основе алюмината кальция являются продуктами модифицирования стали кальцием, обогащенными оксидами (MgO , Al_2O_3) – продуктами вторичного окисления, либо материалом огнеупоров, и не удаленные в ходе финишной продувки. Вероятная причина их образования – сильное вторичное окисление или недостаточная масса присадки кальция.

Раскисление стали алюминием обеспечивает требуемую низкую концентрацию кислорода, но образующиеся при этом остроугольные продукты, такие, как корунд и шпинели, служат концентраторами напряжений и способствуют образованию микротрещин, охрупчивающих металлическую матрицу [2]. Корундовые включения размером более 10 мкм – продукты раскисления стали алюминием, которые достаточно быстро всплывают и удаляются в шлак. Для удаления мелких корундовых включений производится модифицирование стали кальцием. Кальций, являясь энергичным раскислителем, образует с глиноземом алюминаты, которые при массовой доле кальция от 40 до 60% и температуре разливки стали находятся в жидком виде. В процессе всплытия такие включения укрупняются (сливаются), а также при наличии вторичного окисления насыщаются глиноземом вследствие коагуляции корундовых включений.

Основными условиями для обеспечения наиболее полной модификации твердых включений глинозема в стали, обработанной кальцием и раскисленной алюминием, являются:

1. Снижение вторичного окисления путем оптимизации режимов продувки металла аргоном. Основным принципом нового режима продувки является исключение оголения зеркала металла при «мягкой» продувке. Установленный режим умеренной продувки предполагает расход аргона не более 40 л/мин длительностью не менее 10 мин.

2. Добавка кальция в зависимости от содержания активного кислорода и серы в стали. При дальнейшем производстве НЛЗ установлено целевое содержание остаточного содержания Са не более 15 ppm.

3. Устранение возможности вторичного окисления при разливке металла на МНЛЗ – использование защитных трубок между стальковшом и промковшом, между промковшом и кристаллизатором.

Также исключены присадки алюминия после вакуумной обработки и последующий подогрев плавок, ограничена серийность разливки до 6 плавов с целью исключения случаев излишней эрозии шлакового пояса погружного стакана и затягивания экзогенных частиц огнеупора в кристаллизатор.

После проведения комплекса мероприятий по снижению доли НВ все пробы металлографического анализа методом Ш1 по ГОСТ 1778 соответствуют заявленным требованиям (рис. 4).

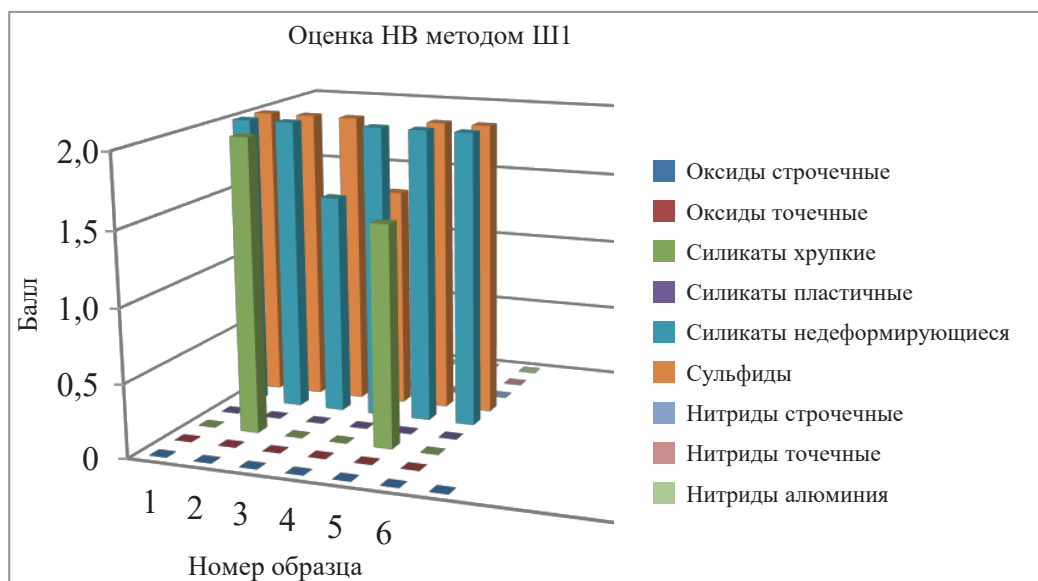


Рис. 4. Оценка НВ стали марки ОС после разработки комплекса мероприятий

Выводы

На основании исследований полученных дефектов, определен порядок раскисления и модифицирования металла на участках выплавки и внепечной обработки стали, введены требования по расходу проволоки, внесены изменения в технологические параметры разливки металла. Поэтапное внедрение данного комплекса технологических решений позволило существенно снизить количество дефектов на всех этапах изготовления осей.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Губенко, С. И.** Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, В. В. Парусов, И. В. Деревянченко. – Д.: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
2. Характеристика износа огнеупоров при разливке сталей, раскисленных кальцием / Я. Карья [и др.] // *Металлургический завод и технология*. – 1994. – С. 24–28.

REFERENCES

1. **Gubenko S. I., Parusov V. V., Derevjanchenko I. V.** *Nemetallicheskie vkljuchenija v stali* [Non-metallic inclusions in steel]. D.: ART-PRESS Publ., 2005, 536 p.
2. **Kar'ja Ja., Ne Vapi H., Hicun V.** Harakteristika iznosa ogneuporov pri razlivke stalej, raskislennyh kal'ciem [Characteristics of wear of refractories during casting of steels deoxidized with calcium]. *Metallurgicheskij zavod i tehnologija = Metallurgical plant and technology*, 1994, pp. 24–28.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-52-56>
УДК 669

Поступила 14.11.2024
Received 14.11.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА УВЕЛИЧЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ВОДОРОДА В СТАЛИ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ЕГО СНИЖЕНИЯ В СТАЛЕПЛАВИЛЬНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

А. В. ШАТОВСКИЙ, С. В. КОНОВАЛЕНКО, В. О. МОРОЗОВ, И. А. БОНДАРЕНКО, А. С. ЗАЗЯН,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл.,
Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: ptb.espc@bmz.gomel.by. Тел.: +375 2334 54845

В статье рассмотрено влияние растворенного водорода в стали на образование флокенов. Описан способ измерения содержания водорода в жидкой стали. Рассмотрены способы удаления водорода из жидкой стали на этапах при плавлении в печи и внепечной обработке стали. Особое внимание уделено технологическим решениям, которые позволяют минимизировать насыщение стали водородом в процессе ее разливки. Подробно описан опыт выполнения рабочего слоя футеровки промежуточных ковшей МНЛЗ с использованием сухих масс.

Ключевые слова. Водород в стали, флокены, контроль содержания водорода, рабочая футеровка промежуточного ковша, сухие массы.

Для цитирования: Шатовский, А. В. Исследование факторов, влияющих на увеличение содержания водорода в стали и технологические методы его снижения в сталеплавильном производстве /А. В. Шатовский, С. В. Конаваленко, В. О. Морозов, И. А. Бондаренко, А. С. Зазян // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 52–56. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-52-56>.

RESEARCH ON FACTORS AFFECTING HYDROGEN CONTENT IN STEEL AND TECHNOLOGICAL METHODS FOR ITS REDUCTION IN STEELMAKING

A. V. SHATOVSKY, S. V. KONOVALENKO, V. O. MOROZOV, I. A. BONDARENKO, A. S. ZAZYAN,
OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus,
37, Promyshlennaya str. E-mail: ptb.espc@bmz.gomel.by. Tel.: +375 2334 54845

This article examines the impact of dissolved hydrogen in steel on the formation of flakes. A method for measuring hydrogen content in liquid steel is described. Various approaches to hydrogen removal from liquid steel during both furnace melting and secondary steel processing are explored. Particular attention is paid to technological solutions aimed at minimizing hydrogen saturation during steel casting. The study provides a detailed account of implementing a working layer lining for intermediate ladles in continuous casting machines (CCMs) using dry masses.

Keywords. Hydrogen in steel, flakes, hydrogen content control, intermediate ladle lining, dry masses.

For citation. Shatovsky A. V., Konovalenko S. V., Morozov V. O., Bondarenko I. A., Zazyan A. S. Research on factors affecting hydrogen content in steel and technological methods for its reduction in steelmaking. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 52–56. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-52-56>.

Металлурги и машиностроители всегда уделяют пристальное внимание влиянию различных примесей на механические и эксплуатационные свойства стали, среди которых особое место занимает водород. Это связано с его уникальными характеристиками и отрицательным воздействием на свойства и поведение стали в процессе производства и эксплуатации. Размер атома и молекулы водорода обеспечивают высокую подвижность и проницаемость внутри расплава стального слитка [1].

Свободный водород, растворенный в стали, может способствовать образованию таких дефектов, как флокены. При изломе флокены выглядят как матово-глянцевые участки круглой или эллиптической формы с металлическим блеском поверхности. Дефект флокены возникает, как правило, в горячекатаной заготовке при охлаждении до температур 100–200 °С в результате выделения молекулярного газообразного водорода, находящегося в жидкой стали в растворенном (атомарном) состоянии, а в аустените – в виде твердого раствора. В указанном интервале температур в результате суммарного воздействия термических напряжений, структурных напряжений при превращении аустенита и напряжений, вызываемых давлением

газообразного водорода, концентрирующегося в местах дислокации решетки, происходит ее разрушение с образованием интеркристаллитных трещин. К флокенообразованию склонны легированные стали и стали с содержанием более 0,2% углерода за исключением ферритных и аустенитных. Известно, что риск образования флокенов резко возрастает при содержании водорода в жидкой стали, превышающего 3,5 ppm, при разливке углеродистых марок стали и 2,5 ppm – при разливке легированной стали [2].

Для предотвращения насыщения стали растворенным водородом в металлургическом производстве проводятся дегазация жидкой стали, сушка используемых ферросплавов и контроль влажности вспомогательных материалов, используемых в производстве, что позволяет в абсолютном большинстве случаев получать заданное технической документацией остаточное содержание водорода в стали после проведения внепечной обработки. При этом в ходе последующей разливки жидкой стали наблюдается прирост содержания водорода, вызванный его поступлением из атмосферы и футеровки промежуточного ковша. В случае превышения критического значения содержания растворенного в жидкой стали водорода назначается противофлокенная обработка горячекатаного проката путем замедленного охлаждения в подогреваемых колодцах, что увеличивает затраты на передел и себестоимость готовой продукции. Кроме того, ввиду ограниченного количества колодцев замедленного охлаждения в прокатном производстве увеличивается риск получения неисправимой несоответствующей продукции при производстве товарного горячекатаного круга из флокеночувствительных марок стали, предназначенного для отгрузки потребителю.

Таким образом, предупреждение насыщения жидкой стали водородом в ходе ее финишной обработки и разливки является актуальной задачей для снижения уровня несоответствующей продукции и повышения экономической эффективности сталеплавильного производства.

Прежде чем приступить к контролю содержания водорода, необходимо выбрать подходящие методы измерения и определить точность показаний. В ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее – предприятие) контроль содержания водорода в жидкой стали производится с помощью системы «Hydris», разработанной компанией «Heraeus Electro-Nite». Данная система позволяет определить содержание водорода в жидкой стали в течение 1,5–2 мин без трудоемкого процесса отбора проб. Основными компонентами системы являются сменный блок для ввода в расплав и сбора несущего газа, штанга для погружения, пневматический блок, обеспечивающий циркуляцию несущего газа и его анализ, пневматический кабель между штангой и пневматическим блоком и процессорный блок для управления измерением и обработки его результатов. В отличие от других зондов погружения (измерение температуры, активности кислорода) «Hydris» содержит газопроводящие трубки вместо электрических проводов. Основой сменного блока служат две газопроводящие трубки и пористый колпачок-наконечник. Несущий газ (азот) подается из пневматического блока по пневмокабелю через барботажную трубку в расплав. Растворенный в стали водород диффундирует с пузырьками несущего газа, который затем собирается пористым наконечником. Он пропускает только газ и не пропускает металл. Через всасывающие трубки несущий газ поступает обратно в пневмоблок, где в нем измеряется парциальное давление водорода детектором по теплопроводности (ДТП). Несущий газ циркулирует по закрытой системе и при прохождении через жидкую сталь насыщается водородом. После некоторого количества циклов циркуляции парциальное давление водорода в нем становится равным парциальному давлению водорода, равновесному с содержанием водорода в жидком металле. Измерение начинается сразу же после погружения сменного блока в расплав и заканчивается в момент, когда ДТП фиксирует стабилизацию содержания водорода в несущем газе. Содержание водорода в расплаве рассчитывается автоматически путем пересчета парциального давления водорода согласно закону Сиверта [3].

Следующим важным шагом является разработка эффективных методов удаления водорода из жидкой стали. Рассмотрим основные подходы к решению этой задачи на предприятии.

Удаление водорода в дуговой сталеплавильной печи (ДСП) и на установке внепечной обработки стали осуществляют путем интенсивного кипения ванны плавильного агрегата; аргонной продувки жидкой стали в ковше инертным газом; вакуумной дегазацией стали.

В условиях электросталеплавильного цеха интенсивное кипение ванны ДСП позволяет удалить практически весь водород, поступающий в сталь с шихтовыми материалами и энергоносителями. Для предупреждения внесения водорода в сталь осуществляются контроль влажности, сушка и прокатка всех материалов, присаживаемых в жидкую сталь в ходе внепечной обработки. Вакуумная обработка позволяет удалить большую часть растворенного в стали водорода, вносимого из атмосферы и с материалами, до значений, не превышающих 1,0–2,0 ppm. Очевидно, что часть водорода поступает в металл

через основной шлак из атмосферной влаги при внепечной обработке стали. Для снижения влияния этого явления необходимо обеспечивать минимальное время нахождения плавки в ковше между вакуумированием и разливкой стали [4]. Следующим этапом является разливка стали, при которой рабочая футеровка промежуточного ковша выполняется методом мокрого торкретирования и последующая его сушка и нагрев не могут обеспечить 100 %-ное удаление влаги из футеровки промежуточного ковша. Поэтому при серийной разливке на первых плавках в серию стабильно наблюдается прирост массовой доли водорода в стали в ходе разливки до 2 ppm. Рассмотрено технологическое решение, направленное на снижение содержания водорода в стали на первых плавках в серию, – выполнение рабочего слоя футеровки промежуточных ковшей машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) с использованием сухих масс.

Для этого используются следующие формованные и неформованные огнеупорные материалы:

- теплоизоляционные плиты для днища и стен промежуточного ковша;
- бетонная масса для арматурной футеровки промежуточного ковша;
- бойные плиты для усиления арматурной футеровки в зоне падения струи металла из сталеразливочного ковша;
- стаканы-дозаторы, погружные стаканы и стопора-моноблоки (изделия металлопроводки);
- металлоприемник (струегаситель) в зоне падения струи металла из сталеразливочного ковша;
- набивная масса для пробивки стаканов-дозаторов и фиксации металлоприемника;
- торкрет-масса для рабочей футеровки промежуточного ковша.

При выполнении рабочей футеровки по существующей технологии применяется торкрет-машина, в резервуаре которой происходит смешивание сухой торкрет-массы с водой и под действием сжатого воздуха масса подается к соплу-форсунке и, распыляясь, наносится на арматурную футеровку требуемой толщины 50–120 мм. Однако на текущий момент ведущими предприятиями по производству огнеупоров предлагаются сухие магнезиальные массы с различными технологиями набора прочности рабочего слоя футеровки. Технология выполнения рабочей футеровки промежуточных ковшей с использованием сухих масс имеет ряд существенных преимуществ перед промышленно-применяемой:

1) не требуется предварительный высокотемпературный разогрев рабочей футеровки («холодный запуск»), что существенно снижает расход энергоносителей по сравнению с традиционной технологией торкретирования промежуточных ковшей (расход природного газа на подготовку ковшей сокращается ~ на 90 %);

2) за счет сокращения времени сушки и разогрева футеровки промежуточных ковшей, удаления остатков металла из ковша без разрушения арматурной футеровки, а также других технологических операций существенно сокращается время подготовки промежуточных ковшей к разливке, что позволяет уменьшить парк промежуточных ковшей;

3) отсутствие воды в рабочем слое исключает выделение водорода в металл при разливке, что особенно важно при разливке ответственных марок стали (исключение насыщения металла водородом в промежуточном ковше на первых плавках в серию, снижение несоответствующей продукции по внутренним дефектам).

Для выполнения рабочей футеровки сухими массами используется металлический шаблон, толщина рабочей футеровки формируется за счет выставления зазора между металлическим шаблоном и арматурной футеровкой. Метод выполнения рабочей футеровки сухой массой показан на рис. 1.

Испытания опытной сухой массы в футеровке промежуточных ковшей МНЛЗ были начаты в августе 2021 г. С использованием сухой массы выполнена рабочая футеровка трех промежуточных ковшей. В процессе высокотемпературного разогрева первого промежуточного ковша с рабочей футеровкой из сухой массы при наборе температуры было выявлено, что рабочая футеровка отошла от арматурной футеровки по прямой стене ковша, ковш был снят с МНЛЗ.

В дальнейшем для исключения отслоения рабочей футеровки от арматурной футеровки вследствие температурного расширения сухой массы при выполнении рабочей футеровки двух промежуточных ковшей выполняли две штрабы (компенсационные швы) по прямой стене с укладкой в каждый шов теплоизоляционного материала, швы закрывали промышленно-применяемой торкрет-массой (рис. 2). Замечания по состоянию рабочей футеровки при высокотемпературном разогреве на данных ковшах отсутствовали.

На основании результатов испытаний трех промежуточных ковшей с рабочей футеровкой из сухой массы производителем была осуществлена корректировка химического состава массы и в ноябре-декабре 2021 г. выполнение рабочей футеровки сухой массой было продолжено. Сухой массой



Рис. 1. Метод выполнения рабочей футеровки промежуточных ковшей МНЛЗ сухой массой



Рис. 2. Промежуточный ковш с рабочей футеровкой из сухой массы с выполнением компенсационных швов

доработанного состава была выполнена футеровка двух промежуточных ковшей, при этом как при выполнении футеровки, так и при высокотемпературном разогреве ковшей замечаний выявлено не было. Пятый промежуточный ковш с рабочей футеровкой из сухой массы показан на рис. 3.



Рис. 3. Пятый промежуточный ковш с рабочей футеровкой из сухой массы

При кантовке всех промежуточных ковшей с рабочей футеровкой, выполненной сухой массой, отмечено полное отсутствие спекания сухой массы рабочей футеровки с арматурной футеровкой промежуточных ковшей, удаление металла из промежуточных ковшей происходило самопроизвольно без разрушения (повреждения) арматурной футеровки.

При сравнении плавов, разлитых на промежуточных ковшах по промышленной и опытной схемам рабочей футеровки, установлено, что при использовании в рабочей футеровке промежуточных ковшей сухой массы прирост водорода на первых плавках в серию в среднем составил 0,72 ppm, что на 0,46 ppm

ниже, чем при использовании торкрет-масс по промышленной технологии методом мокрого торкретирования, на второй плавке в серию прирост водорода составил 0,69 ppm, что также ниже на 0,16 ppm от среднего прироста водорода на второй плавке в серию.

Результаты оценки неметаллических включений горячекатаного проката стали марки ШХ15СГ, при разливке которых в футеровке промежуточного ковша использовали сухую массу, а также плавов, разлитых с использованием промышленной торкрет-массы за сравнительный период, показали, что качество опытных и сравнительных плавов находилось на одном уровне.

По результатам использования сухих масс в условиях предприятия было получено следующее:

- 1) опробована технология выполнения рабочей футеровки промежуточных ковшей МНЛЗ сухой массой с использованием шаблона и набором прочности массы за счет остаточного тепла от арматурной футеровки;
- 2) отмечено снижение прироста водорода в металле промежуточного ковша при использовании сухой массы;
- 3) полное отсутствие спекания сухой массы с арматурной футеровкой промежуточных ковшей;
- 4) удаление остатков металла из промежуточных ковшей происходило самопроизвольно без разрушения (повреждения) арматурной футеровки, что не требовало проведения ее длительных ремонтов и дополнительного насыщения влагой.

Выводы

В условиях предприятия производится широкий ассортимент современных марок стали, каждая из которых отвечает самым строгим стандартам качества. Уделено особое внимание каждому этапу производства, начиная от выбора сырья и заканчивая финальной обработкой, что занимает важное место в исследованиях и производственных процессах. Несмотря на то что уже разработаны эффективные меры по удалению водорода из стали, специалисты предприятия постоянно ищут новые решения, направленные на его минимизацию. Одно из таких технологических решений – выполнения рабочего слоя футеровки промежуточных ковшей МНЛЗ с использованием сухих масс. При проведении исследований отмечено:

- снижение прироста водорода в металле промежуточного ковша при использовании сухой массы;
- удаление остатков металла из промежуточных ковшей происходило самопроизвольно без разрушения (повреждения) арматурной футеровки, что не требовало проведения ее длительных ремонтов и дополнительного насыщения влагой.

Таким образом, можно сделать вывод, что работы по использованию сухих масс должны быть продолжены, так как их применение положительно отражается на качестве и себестоимости продукции.

Специалисты предприятия продолжают работу по совершенствованию технологии для производства конкурентоспособной продукции, востребованной потребителями на внешних и внутренних рынках металлопродукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Касаткин, Г. Н. Водород в конструкционных сталях / Г. Н. Касаткин. – М.: Интермет Инжиниринг, 2003. – 336 с.
2. Шаповалов, В. И. Флокены и контроль водорода в стали / В. И. Шаповалов, В. В. Трофименко. – М.: Metallurgia, 1987. – 160 с.
3. Андрианов, Д. Н. Исследования содержания водорода при внепечной обработке стали на качество катаной и непрерывнолитой заготовки / Д. Н. Андрианов // Metallurgia: республ. межвед. сб. науч. тр. – Минск: Белорусская наука, 2006. – Вып. 30. – С. 40–51.
4. Кнюпель, Г. Раскисление и вакуумная обработка стали / Г. Кнюпель. – М.: Metallurgia, 1984. – 416 с.

REFERENCES

1. Kasatkin G. N. *Vodorod v konstrukcionnyh staljah* [Hydrogen in structural steels]. Moscow, Intermet Inzhiring Publ., 2003, 336 p.
2. Shapovalov V. I., Trofimenko V. V. *Flokeny i kontrol' vodoroda v stali* [Flakes and hydrogen control in steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1987, 160 p.
3. Andrianov D. N. *Issledovaniya soderzhaniya vodoroda pri vnepechnoj obrabotke stali na kachestvo katanoy i nepreryvnolitoj zagotovki* [Research of hydrogen content during extra-furnace steel processing on the quality of rolled and continuously cast billets]. *Metallurgija: respublikanskij mezhdovedstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers*, Minsk, Belorusskaja nauka Publ., 2006, vyp. 30, pp. 40–51.
4. Knjupel' G. *Raskislenie i vakuumnaja obrabotka stali* [Deoxidation and vacuum treatment of steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1984, 416 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-57-63>
УДК 669

Поступила 28.11.2024
Received 28.11.2024

УСТАНОВЛЕНИЕ ПРИЧИНЫ ОБРАЗОВАНИЯ ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ МЕСТНОГО ХАРАКТЕРА НА КАТАНКЕ СТАЛИ МАРКИ 20Г2Р ПОСЛЕ ОТЖИГА

Я. С. КУЛАКОВСКАЯ, М. И. КРАВЦОВА, Е. В. ЕРМАЧЕНОК, Т. И. СИДОРЕНКО, Т. П. КУРЕНКОВА,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37

Одним из важных показателей качества бунтового проката, подвергавшегося нормированию и контролю при аттестации, является глубина обезуглероженного слоя на поверхности, который формируется как при прокатке, так и при термической обработке. Обезуглероживание и окалинообразование существенно снижают механические свойства в поверхностных слоях металлопроката, вследствие чего поверхность становится восприимчивой к образованию рисок, задиров, царапин при прокатке, калибровке и холодной высадке. Для образования обезуглероженного слоя требуются дополнительные затраты на механическую обработку, в результате которой увеличивается объем металлических отходов и значительная часть стали уходит в утилизацию. В данной статье с помощью экспериментального исследования предпринята попытка выявить одну из причин образования обезуглероживания местного характера на катанке стали марки 20Г2Р после отжига.

Ключевые слова. Обезуглероженный слой, катанка, термическая обработка, пластическая деформация, поверхностные дефекты.

Для цитирования. Кулаковская, Я.С. Установление причины образования обезуглероживания местного характера на катанке стали марки 20Г2Р после отжига / Я. С. Кулаковская, М. И. Кравцова, Е. В. Ермаченок, Т. И. Сидоренко, Т. П. Куренкова // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 57–63. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-57-63>.

DETERMINATION OF THE CAUSE OF LOCAL DECARBURIZATION IN 20G2R STEEL WIRE ROD AFTER ANNEALING

Yu. S. KULAKOVSKAYA, M. I. KRAVTSOVA, E. V. YERMACHENOK, T. I. SIDORENKO, T. P. KURENKOVA,
OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”,
Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.

One of the key quality indicators for coiled steel products, which is standardized and monitored during certification, is the depth of the decarburized layer on the surface. This layer forms during both rolling and heat treatment. Decarburization and scale formation significantly reduce the mechanical properties of the surface layers of steel products, making the surface more susceptible to scratches, scoring, and other defects during rolling, calibration, and cold heading. The formation of a decarburized layer necessitates additional machining costs, leading to increased metal waste and the disposal of a considerable amount of steel.

This article presents an experimental study aimed at identifying one of the causes of localized decarburization in 20G2R steel wire rod after annealing.

Keywords. Decarburized layer, wire rod, heat treatment, plastic deformation, surface defects.

For citation. Kulakovskaya Yu.S., Kravtsova M.I., Yermachenok E.V., Sidorenko T.I., Kurenkova T.P. Determination of the cause of local decarburization in 20G2R steel wire rod after annealing. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 57–63. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-57-63>.

Введение

Задача современного этапа развития металлургического производства – это улучшение качества металлопроката и изготавливаемых из него изделий, повышение их работоспособности, надежности, долговечности, которые обеспечивают безопасность при дальнейшей эксплуатации конкретного изделия. Однако требования в снижении затрат, экономии материальных и энергетических ресурсов также остро стоят на повестке дня. При этом надежная и безопасная работа металлоизделий и технических устройств

при эксплуатации в значительной мере обусловливается структурой и свойствами поверхностных слоев металлоизделий и обеспечивается оптимизацией режимов технологических процессов.

С целью выявления браковочных признаков и определения соответствия требованиям нормативно-технической документации в процессе производства горячекатаного проката проводится тщательный контроль технических характеристик, макро- и микроструктуры [1].

В настоящей работе рассмотрено производство сортового проката и катанки в бухтах из стали марки 20Г2Р. Особенностью этих сталей является сочетание высокой технологической пластичности с хорошей прокаливаемостью. По сравнению с традиционными хромистыми сталями (например, 35Х, 38ХА, 40Х) боросодержащие обладают меньшим сопротивлением деформированию при холодной штамповке, что обеспечивает хорошую штампуемость и увеличивает стойкость холодновысадочного инструмента приблизительно на 5 % [1].

При аттестации горячекатаного бунтового проката важными показателями качества, которые подвергаются нормированию и контролю, являются масса окалины и глубина обезуглероженного слоя (ОБС) на поверхности проката, который формируется [2] вследствие выгорания части углерода при нагреве металла как при прокатке, так и последующей термической обработке. Обезуглероживание и окалинообразование существенно снижают механические свойства (прочность, твердость, сопротивление изнашиванию и деформации) в поверхностных слоях металлопроката. Поверхность становится восприимчивой к образованию рисок, задигов, царапин при прокатке, калибровке и холодной высадке [1].

Таким образом, проблема уменьшения обезуглероженного слоя неизбежно связана с улучшением качества металла и снижением брака. С этой целью проведено экспериментальное исследование влияния незначительных поверхностных дефектов до проведения термической обработки на рост ОБС после отжига.

Литературный обзор

Рассмотрим понятие обезуглероживания стали более подробно. Обезуглероженный слой – это обедненный углеродом слой металла, который образуется в результате взаимодействия углерода, содержащегося в стали, с кислородом или водородом окружающей среды в процессе термической обработки или прокатки (рис. 1) [3–6].

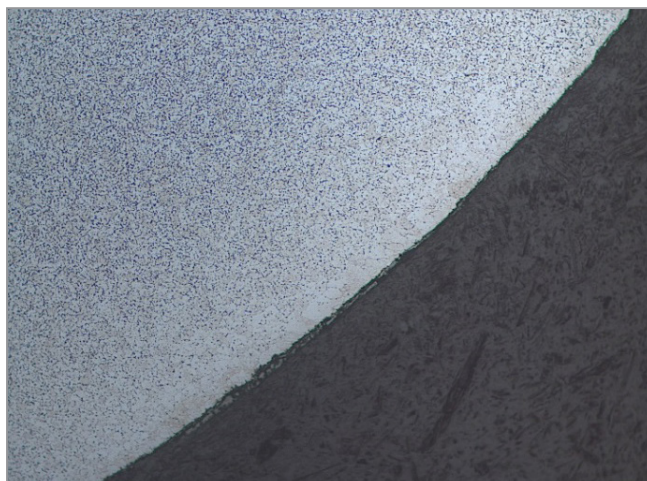


Рис. 1. Обезуглероженный слой на образце катанки. $\times 100$

Образование обезуглероженного слоя происходит в результате двух процессов: диффузии и окисления. В процессе тепловой обработки металла при высоких температурах и в присутствии кислорода или водорода происходит окисление углерода в поверхностном слое по реакции: $C + O_2 \rightarrow CO_2$ [3], что приводит к его выделению из структуры.

Глубину обезуглероженного слоя определяют металлографическими методами, методом замера термоэлектродвижущей силы, химическим методом, методом замера твердости и микротвердости. Наиболее предпочтительным из вышеперечисленных является металлографический метод.

Согласно методу М (металлографический метод) ГОСТ 1763-68, различают две зоны обезуглероживания: зону полного и частичного обезуглероживания. Структура полностью обезуглероженной зоны представляет собой чистый феррит. В некоторых источниках [5] также отмечается, что в стали с ферритной структурой в поверхностном слое при обезуглероживании значительно вырастают зерна (рис. 2).

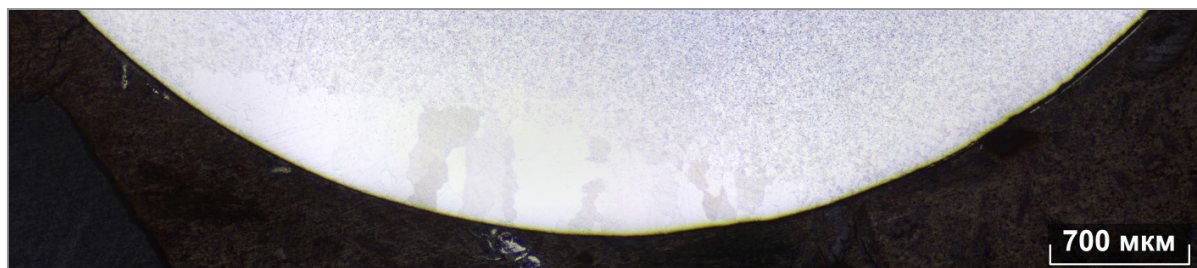


Рис. 2. Выросшее ферритное зерно в поверхностном слое

Зона частичного обезуглероживания характеризуется структурой, отличной от основной. По мере удаления от кромки образца доля феррита постепенно уменьшается до тех пор, пока содержание углерода не будет соответствовать основной структуре металла. Также обезуглероженный слой классифицируют по характеру распределения. Различают местное (на отдельных участках периметра образца [4]) и равномерное (по всему периметру образца) обезуглероживание.

По результатам анализа различных источников установлено, что причинами появления и роста обезуглероженного слоя в стали могут быть следующие параметры:

1. Скорость и температура нагрева [6, 7].
2. Время выдержки при высокой температуре.
3. Давление в камере печи [6].
4. Состав печной газовой атмосферы.

Водород, водяной пар, двуокись углерода и кислород обезуглероживают поверхностный слой металла. Для предохранения деталей от окисления и обезуглероживания при высоких температурах в рабочее пространство печи искусственно вводят защитную газовую среду, называемую защитной и контролируемой атмосферой. В составе защитных атмосфер могут встречаться инертные газы (аргон, неон и чистый азот, не содержащие даже следов кислорода), а также продукты диссоциации аммиака [7].

5. Отношение воздуха к газу.

При сжигании топлива с недостатком воздуха в продуктах горения топлива появляется водород, который в присутствии водяного пара является самым сильным обезуглероживающим газом.

6. Сорт сжигаемого топлива.
7. Степень обжата металла при обработке давлением.

Чем больше степень обжата и увеличение поверхности изделия, тем меньше глубина обезуглероживания конечного продукта прокатки [6].

8. Наличие окалины на поверхности.

Образующиеся в процессе окисления продукты, откладываясь на поверхности, уменьшают процесс обезуглероживания. Чем больше скорость образования окалины, тем меньше глубина обезуглероженного слоя [5, 8].

9. Химический состав стали.

Легирующие элементы, входящие в состав стали, оказывают воздействие на процесс обезуглероживания и величину обезуглероженного слоя через скорость диффузии углерода. Чем больше скорость диффузии углерода, его активность и увеличение температуры α - γ -превращения, тем больше вероятность появления обезуглероживания на поверхности изделия [8].

Так как спрогнозировать влияние легирующих элементов на величину обезуглероженного слоя достаточно сложно в силу имеющихся важнейших факторов, влияющих на этот процесс, то это можно ценить по крайней мере с теоретической точки зрения [9–11].

Хром снижает скорость окалинообразования и повышает температуру α - γ -превращения. Этим факторам, способствующим увеличению обезуглероживания, противодействуют другие факторы – замедление диффузии углерода и уменьшение его активности. Благодаря этому в большинстве случаев склонность к обезуглероживанию при введении хрома уменьшается.

Кремний уменьшает скорость окалинообразования благодаря образованию промежуточных слоев из химического соединения Fe_2SiO_4 . Он повышает активность углерода и температуру α - γ -превращения. Эти два последних фактора, увеличивающие окалинообразование, перекрывают влияние кремния, несколько уменьшающего скорость диффузии углерода в аустените. Поэтому кремний повышает склонность к обезуглероживанию.

Марганец не влияет на обезуглероживание, так же как и на скорость диффузии углерода. Уменьшение активности углерода и снижение температуры α - γ -превращения приводят, как правило, к небольшому уменьшению склонности стали к обезуглероживанию.

Никель повышает активность углерода и скорость его диффузии в аустените. Он существенно не влияет на скорость окалинообразования, однако ускоряет образование прочных металлических промежуточных слоев. Кроме того, никель снижает температуру α - γ -превращения и, таким образом, в большинстве случаев приводит к уменьшению склонности к обезуглероживанию.

Ванадий и вольфрам усиливают воздействие других легирующих элементов. Так же как и хром, ванадий является карбидообразующим элементом, предупреждающим обезуглероживание деталей. Вольфрам снижает температуру α - γ -превращения, тем самым уменьшая возможность появления обезуглероженного слоя [8].

Таким образом, все перечисленные выше параметры в той или иной мере влияют на появление и дальнейший рост обезуглероженного слоя. Степень их воздействия различается в зависимости от оборудования и технологии производства продукции.

Экспериментальная часть

Для установления закономерностей образования обезуглероживания местного характера были подготовлены горячекатаные образцы катанки стали марки 20Г2Р с искусственно нанесенными дефектами: образец № 1 – вмятины от ударов молотка, образец № 2 – дефекты после трения образца об образец (металл о металл), образец № 3 – потертости от напильника. Для образцов с дефектами была проведена термическая обработка в промышленных условиях – нагрев и выдержка при 780 °С в течение 180 мин, охлаждение в атмосфере печи.

Подготовку образцов для установления причин образования ОБС местного характера осуществляли с помощью автоматической шлифовально-полировальной системы ACCURA 102, которая позволяет добиваться высокого качества поверхности металлографических шлифов. На подготовленных образцах проведено металлографическое исследование влияния дефектов на величину и характер распределения обезуглероженного слоя.

Визуальный осмотр и исследование поверхности образцов выполняли с помощью стереоскопического микроскопа STEMI 2000CS.

Металлографическое исследование глубины обезуглероживания и размера действительного зерна в зоне ОБС проводили с использованием моторизованной системы для анализа микроструктуры и автоматической оценки загрязненности стали неметаллическими включениями Thixomet согласно методу М ГОСТ 1763-68 и методом сравнения полученного изображения со стандартной шкалой ГОСТ 5639-82 на шлифах, травленных в 2 %-ном растворе азотной кислоты в спирте.

Результаты исследований

Образец № 1

На горячекатаный образец № 1 искусственно нанесены незначительные вмятины глубиной 0,04 мм с помощью молотка с двух диаметрально противоположных сторон.

При микроструктурном исследовании после термической обработки в поперечном сечении образца в местах механического воздействия наблюдаются углубления в виде вмятин с сопровождающим их обезуглероженным слоем. В зоне ОБС отмечены выросшие зерна феррита № 2. В результате измерения глубины ОБС были получены следующие значения: полный обезуглероженный слой составил от 0,54 до 0,6 мм, глубина общего – от 0,77 до 0,79 мм (рис. 3).

Образец № 2

Повреждения, отмеченные на образце № 2, были нанесены в результате трения одного образца о другой (металл о металл) с двух противоположных сторон. В ходе визуального осмотра на поверхности образца были отмечены локальные продольные несплошности, имеющие металлический блеск, без заметного углубления.

В результате металлографического исследования термически обработанного образца установлено, что обезуглероженный слой имеет местный характер: обнаружен с двух диаметрально противоположных сторон, соответствующих местам потертостей. В зоне обезуглероженного слоя наблюдаются выросшие ферритные зерна 2-го, 1-го балла. Глубина полного ОБС составляет от 0,42 до 0,54 мм, глубина общего – от 0,57 до 0,70 мм (рис. 4).

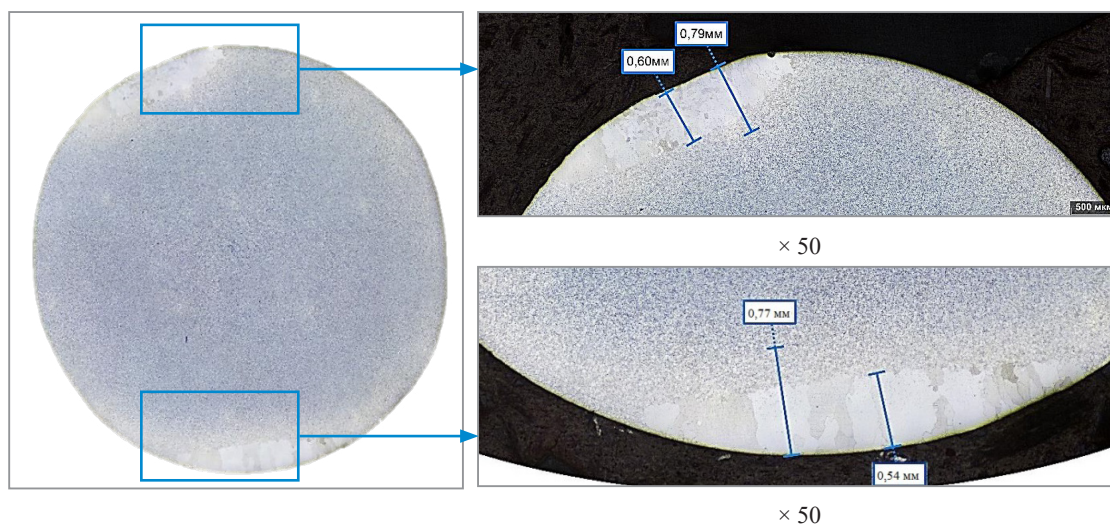


Рис. 3. Обезуглероженный слой на образце № 1

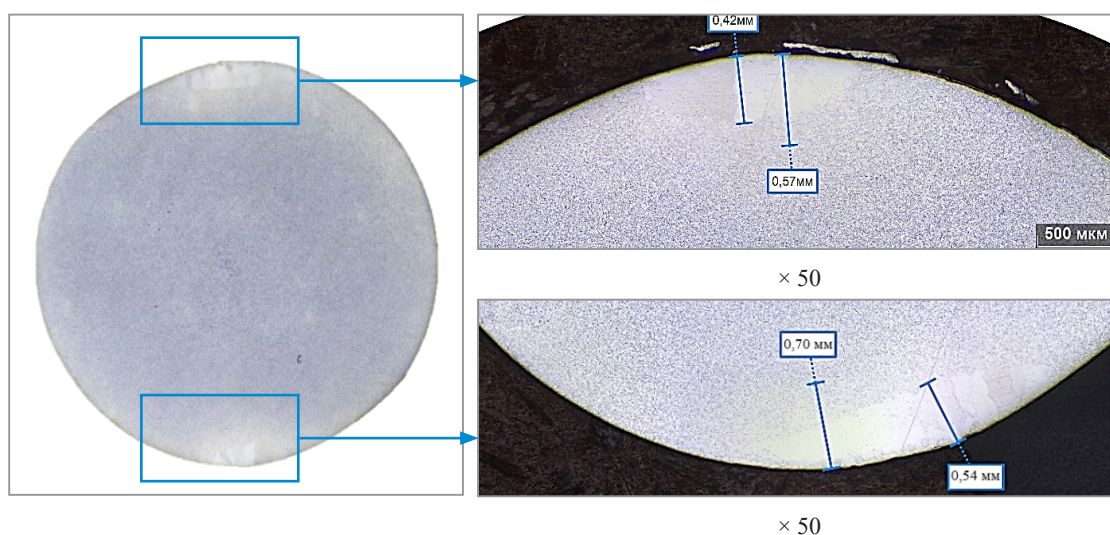


Рис. 4. Обезуглероженный слой на образце № 2

Образец № 3

Вдоль образца № 3 в горячекатаном состоянии были нанесены потертости с двух диаметрально противоположных сторон в результате трения напильника об образец. При этом трение проводили перпендикулярно направлению проката.

В результате микроисследования образца после термообработки установлено, что в местах дефектов, оставленных напильником, обезуглероженный слой носит местный характер: обнаружен с двух диаметрально противоположных сторон. Размер ферритного зерна в обезуглероженном слое – № 3, 2. Глубина полного ОБС составляет от 0,25 до 0,30 мм, глубина общего – от 0,37 до 0,40 мм (рис. 5).

Обсуждение результатов

Проведенные исследования показывают, что для установления причин образования после отжига обезуглероживания местного характера необходимо учитывать влияние не только температурно-скоростных параметров обработки катанки, но и принимать во внимание процессы, протекающие в металле как в горячекатаном состоянии (до проведения термической обработки), так и в процессе ТО.

Так, при нагреве деформированного металла в нем протекают процессы возврата, полигонизации и рекристаллизации, обуславливающие возвращение всех свойств к свойствам металла до деформации.

При нагреве до сравнительно низких температур (300–400°C [12]) начинается процесс возврата, под которым понимают повышение структурного совершенства наклепанного металла в результате уменьшения плотности дефектов строения, однако при этом еще не наблюдается заметных изменений структуры, видимой в световом микроскопе, по сравнению с деформированным состоянием.

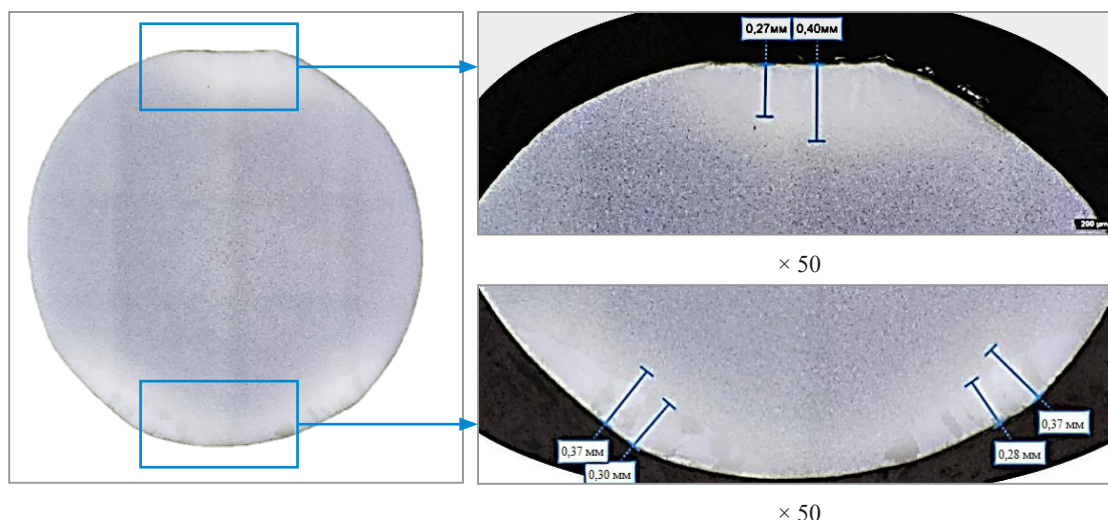


Рис. 5. Обезуглероженный слой на образце № 3

При дальнейшем повышении температуры подвижность атомов возрастает и при достижении определенной температуры образуются новые равноосные зерна. Образование новых равноосных зерен вместо ориентированной волокнистой структуры деформированного металла называется рекристаллизацией обработки или первичной рекристаллизацией.

После завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других путем передвижения большеугловых границ так, что зерна с вогнутыми границами «поедают» зерна с выпуклыми границами. Так как выпуклые границы чаще имеются у малых зерен, а вогнутые – у больших, то в процессе роста последних малые зерна исчезают. Процесс роста новых рекристаллизованных зерен называют собирательной рекристаллизацией. Основной причиной собирательной рекристаллизации является стремление к уменьшению зернограницной («поверхностной») энергии благодаря уменьшению протяженности границ при росте зерна.

Зерна, растущие с большой скоростью, можно условно рассматривать как зародышевые центры и поэтому процесс их роста получил название вторичной рекристаллизации. В результате вторичной рекристаллизации образуется множество мелких зерен и небольшое число очень крупных зерен. Вторичная рекристаллизация, вероятно, вызвана благоприятной для роста кристаллографической ориентировкой отдельных зерен, меньшей, чем у других зерен концентрацией дефектов (величиной объемной энергии) и более высокой подвижностью границ в результате неравномерного выделения примесей.

Величина зерна после холодной пластической деформации и рекристаллизации может быть больше или меньше исходного зерна. Величина зерна зависит от температуры рекристаллизационного отжига, его продолжительности, степени предварительной деформации, химического состава сплава, размера исходного зерна, наличия нерастворимых примесей и т.д. При данной степени деформации с повышением температуры и при увеличении продолжительности отжига размер зерна возрастает [12, 13].

Выводы

1. Проанализированы и выявлены параметры, влияющие на появление и последующий рост обезуглероженного слоя в стали.
2. Проведен эксперимент, в ходе которого были подготовлены и подвергнуты термической обработке в промышленных печах образцы катанки стали марки 20Г2Р с искусственно нанесенными дефектами.
3. В результате экспериментального исследования на всех образцах обнаружен обезуглероженный слой, имеющий схожие признаки: местный характер расположения (в местах, где зафиксированы дефекты) и выросшее крупное ферритное зерно (от № 3 до № 1).
4. Проведенное исследование указывает на то, что наличие дефектов небольшой глубины и протяженности, полученных в результате деформации металла в горячекатаном состоянии (образовавшихся от механических повреждений при транспортировке и/или хранении – потертости, продиры и т.д.), может привести к образованию обезуглероженного слоя местного характера с крупным зерном феррита в месте дефекта после термической обработки (отжиг).

ЛИТЕРАТУРА

1. Сравнение технологических методов подготовки структурно-механических свойств поверхности проката для высадки метизов с целью снижения воздействия на работников опасных и вредных факторов / А. А. Филиппов [и др.] // *Фундаментальные исследования*. – 2016. – № 10–1. – С. 88–96.
2. Преимущества экспресс-метода определения массы окалины и обезуглероженного слоя бунтового проката / Э. В. Парусов [и др.]. – М.: Металлургия, 2017.
3. <http://structure.by/index.php/studentam/o-metallakh-i-nemetallakh/137-obezuglerozhivanie>. – Дата доступа: 01.08.2024.
4. Сталь. Методы определения глубины обезуглероженного слоя: ГОСТ 1763–68. – Введ. 17.12.1992. – Минск: Белорус. гос. ин-т стандартизации и сертификации, 1992. – 24 с.
5. <https://studfile.net/preview/5056145/page:22/>. – Дата доступа: 30.08.2024.
6. Копытов, В. Ф. Нагрев стали в печах / В. Ф. Копытов. – М.: Металлургиздат, 1955. – 264 с.
7. Самохоцкий, А. И. Технология термической обработки металлов / А. И. Самохоцкий, Н. Г. Парфеновская. – М.: Машиностроение, 1976.
8. Техника и технологии машиностроения: материалы VI междунар. конф. (Омск, 20–21 апреля 2017 г.). – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2017. – 174 с.
9. Рахштадт, А. Г. Пружинные стали и сплавы / А. Г. Рахштадт. – М.: Металлургия, 1982. – 400 с.
10. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
11. Захаров, Б. В. Прогрессивные технологические процессы и оборудование при термической обработке металлов / Б. В. Захаров, В. Н. Берсенева. – М.: Высшая школа, 1988. – 71 с.
12. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. 544 с.
13. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин. – М.: Металлургия, 1983. – 359 с.

REFERENCES

1. Filippov A. A., Pachurin G. V., Matveev Ju. I., Kuz'min A. N. Sravnenie tehnologicheskikh metodov podgotovki strukturno-mekhanicheskikh svoystv poverhnosti prokata dlja vysadki metizov s cel'ju snizheniya vozdejstviya na rabotnikov opasnykh i vrednykh faktorov [Comparison of technological methods for preparing structural and mechanical properties of the rolled surface for the installation of hardware in order to reduce the impact of hazardous and harmful factors on workers]. *Fundamental'nye issledovaniya = Fundamental Research*, 2016, no. 10–1, pp. 88–96.
2. Parusov Je. V., Sychkov A. B., Gubenko S. I., Chujko I. N., Sagura L. V. *Preimushhestva jekspress-metoda opredeleniya massy okaliny i obezuglerozhennogo sloja buntovogo prokata* [Advantages of the express method for determining the mass of scale and decarburized layer of rolled products]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2017.
3. <http://structure.by/index.php/studentam/o-metallakh-i-nemetallakh/137-obezuglerozhivanie>. 01.08.2024.
4. GOST 1763-68. Minsk, Belarus. gos. in-t standartizacii i sertifikacii, 1992, 24 p.
5. <https://studfile.net/preview/5056145/page:22>. 30.08.2024.
6. Kopytov V. F. *Nagrev stali v pechah* [Heating steel in furnaces]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1955, 264 p.
7. Samohockij A. I., Parfenovskaja N. G. *Tehnologija termicheskoy obrabotki metallov* [Technology of heat treatment of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976 p.
8. Eremin E. N. Tehnika i tehnologii mashinostroenija [Engineering and technology of mechanical engineering]. *Materialy VI mezhdunarodnoj konferencii (Omsk, 20–21 aprelja 2017 g.) = Proceedings of the VI International Conference (Omsk, April 20–21, 2017)*. Omsk, Izd-vo OmGTU Publ., 2017, 174 p.
9. Rahshtadt A. G. *Pruzhinnye stali i splavy* [Spring steels and alloys]. Moscow, Metallurgija Puubl., 1982, 400 p.
10. Novikov I. I. *Teorija termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 480 p.
11. Zaharov B. V., Berseneva V. N. *Progressivnye tehnologicheskie processy i oborudovanie pri termicheskoy obrabotke metallov* [Progressive technological processes and equipment for heat treatment of metals]. Moscow, Vysshaja shkola Publ., 1988, 71 p.
12. Guljaev A. P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 544 p.
13. Lahtin Ju. M. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1983, 359 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-64-67>
УДК 669

Поступила 24.09.2024
Received 24.09.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

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

Рассмотрено влияние схемы деформации при равномерном и сосредоточенном растяжении, сжатии и волочении на интенсивность деформационного упрочнения низкоуглеродистой стали с различной дисперсностью структуры. С увеличением размера зерна феррита склонность к упрочнению повышается для всех схем деформации. Сжатие снижает структурную чувствительность интенсивности деформационного упрочнения. Равномерное растяжение усиливает интенсивность упрочнения по сравнению с волочением и сосредоточенным растяжением, но уступает одноосному сжатию. Прорыв дислокационными скоплениями подповерхностных слоев проволоки более прочного, сформировавшегося в процессе волочения, поверхностного слоя сопровождается повышением плотности подвижных дислокаций и снижением интенсивности деформационного упрочнения.

Ключевые слова. Интенсивность деформационного упрочнения, дисперсность структуры, одноосное напряжение при сжатии и равномерном растяжении, объемное напряженное состояние при волочении и сосредоточенном растяжении.

Для цитирования. Фетисов, В. П. Исследование интенсивности деформационного упрочнения низкоуглеродистой стали / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 64–67. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-64-67>.

INVESTIGATION OF THE INTENSITY OF STRAIN HARDENING OF LOW-CARBON STEEL

V. P. FETISOV, Orel city, Russia. E-mail: olga1560@yandex.ru

The influence of the deformation scheme under uniform and concentrated tension, compression and drawing on the intensity of strain hardening of low-carbon steel with different dispersion of the structure is considered. With an increase in the grain size of ferrite, the tendency to hardening increases for all deformation schemes. Compression reduces the structural sensitivity of the intensity of strain hardening. Uniform tension enhances the intensity of hardening compared to drawing and concentrated tension, but is inferior to uniaxial compression. The breakthrough of dislocation accumulations through the subsurface layers of the wire of the stronger surface layer formed during drawing is accompanied by an increase in the density of mobile dislocations and a decrease in the intensity of strain hardening.

Keywords. Intensity of strain hardening, dispersion of structure, uniaxial stress under compression and uniform tension, triaxial stress state under drawing and concentrated tension.

For citation. Fetisov V. P. Investigation of the intensity of strain hardening of low-carbon steel. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 64–67. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-64-67>.

Деформируемость низкоуглеродистой катанки [1] и пластические свойства холоднодеформированной проволоки [2] во многом предопределяются величиной интенсивности деформационного упрочнения. Поэтому дополнительные исследования зависимости интенсивности деформационного упрочнения от дисперсности структуры и условий пластической деформации могут способствовать совершенствованию технологических процессов волочения проволоки.

В настоящей статье рассмотрено влияние размера зерна феррита и схемы деформации на интенсивность упрочнения низкоуглеродистой стали.

Объектами исследования служили сталь 15кп с различной дисперсностью исходной структуры (табл. 1) и катанка СтОм (С= 0,11 %): горячекатаная с размером зерна феррита 5–6-й балл и ускоренно охлажденная (7-й балл) с прокатного нагрева (табл. 2). При растяжении рассматривали области равномерной деформации (одноосное напряжение) и сосредоточенной деформации при формировании шейки, в которой материал переходит к трехосному напряженному состоянию при комбинации растягивающих и сдвиговых напряжений [3]. Влияние сжимающих напряжений представлено при одноосном сжатии и в схеме объемного напряженного состояния при деформации волочением. В качестве

Таблица 1. Влияние размера зерна феррита на механические свойства и интенсивность деформационного упрочнения стали 15кп при растяжении и сжатии образцов диаметром 6,0 мм со скоростью 10^{-3} с^{-1} и температуре 20°C

Показатель	Растяжение				Сжатие			
	0,016 мм	0,022 мм	0,042 мм	отношение экстремальных значений i_p	0,016 мм	0,022 мм	0,042 мм	отношение экстремальных значений i_c
σ_T , Н/мм ²	308,7	255,8	202,9	1,52	304,8	249,9	192,1	1,59
$\sigma_{\text{равн}}$, Н/мм ²	558,7	503,7	488,9	1,14	-	-	-	-
$\sigma_{\text{разр}}$, Н/мм ²	916,3	908,95	894,35	1,02	-	-	-	-
$\sigma_{0,05}$, Н/мм ²	432,2	386,3	344,9	1,25	524,3	449,8	393,8	1,33
$Y\sigma_{\text{равн}} = (\sigma_{\text{равн}} - \sigma_T) / \sigma_T$	0,81	0,97	1,41	1,74	-	-	-	-
$Y\sigma_{\text{разр}} = (\sigma_{\text{разр}} - \sigma_{\text{равн}}) / \sigma_{\text{равн}}$	0,79	0,80	0,83	1,05	-	-	-	-
$Y\sigma_{0,05} = (\sigma_{0,05} - \sigma_T) / \sigma_T$	0,40	0,51	0,70	1,75	0,72	0,80	1,05	1,46
$\Psi_{\text{равн}}$, %	19	19	22	1,16	-	-	-	-
$\Psi_{\text{полн}}$, %	69	69	68	1,01	-	-	-	-

Таблица 2. Влияние однократного волочения катанки СтОм на интенсивность деформационного упрочнения проволоки диаметром 5,8 мм

Характеристика катанки		Параметры однократного волочения и упрочнения проволоки	
Размер зерна феррита, балл	7	Степень деформации q , %	20,4
	5 – 6		18,6
σ_{B0} , Н/мм ²	$\frac{362,6}{303,8}$	σ_{B1} , Н/мм ²	$\frac{456,7}{388,1}$
		$Y\sigma_B = (\sigma_{B1} - \sigma_{B0}) / \sigma_{B0}$	0,26
			0,28

параметра интенсивности деформационного упрочнения использовали относительный прирост прочности, обладающий повышенной структурной чувствительностью по сравнению со скоростью деформационного упрочнения [4] и с показателем степени деформационного упрочнения в известном выражении $\sigma = K_{\epsilon}^n$ [1].

В работе [5] исследована дислокационная структура при деформации равномерным растяжением, кручением (чистый сдвиг) и прокаткой (сжимающие напряжения) армко-железа со степенями до $\epsilon = 0,25$. Наибольшая плотность дислокаций отмечена для равномерного растяжения, а минимальное значение – для прокатки.

Сосредоточенное растяжение связано с зарождением несплошностей, их ростом и объединением, образованием трещины и ее продвижением до момента окончательного разрушения [3]. При этом образовавшаяся в месте шейки субструктура характеризуется высокой плотностью дислокаций в форме ячеек со слабыми следами более эффективных для упрочнения исходных высокоугловых границ [6].

При исследовании [7] степени измельчения областей когерентного рассеяния и общего уровня истинных напряжений при низкотемпературной (-196°C) деформации армко-железа установлено превышение плотности дислокаций для одноосного сжатия по сравнению соответственно с равномерным растяжением и кручением, что согласуется с непосредственным контролем плотности дислокаций для растяжения и кручения армко-железа после деформирования при температуре 20°C [5]. Отмеченное влияние схем и температур деформации позволяют считать рост плотности дислокаций при переходе от растяжения к сжатию и для комнатной температуры испытания.

Начальная стадия волочения низкоуглеродистой стали сопровождается образованием дислокационной структуры, состоящей преимущественно из плотных клубков дислокаций. Природа упрочнения в этой области обусловлена механизмом пересечения дислокаций, обеспечивающим повышенную интенсивность деформационного упрочнения по сравнению с последующим субструктурным упрочнением при формировании ячеистой структуры [8] в виде ячеек, разделенных друг от друга главным образом малоугловыми границами с меньшим их влиянием на степень упрочнения [6].

Экспериментальные данные (табл. 1) свидетельствуют, что сжатие по величине предела текучести уступает растяжению, а вклад повышенной плотности дислокаций при сжатии в превышение растягивающих напряжений начинает проявляться со степени деформации $\epsilon = 0,02$ [9] и для $\epsilon = 0,05$ становится

очевидным: прирост $\sigma_{0,05}$ составляет в 1,18 раза. При этом уменьшение количества перлита в стали с $C = 0,09\%$ снижает упрочняющий эффект сжимающего напряжения и повышает критическую степень деформации с $\varepsilon = 0,02$ до $\varepsilon = 0,1$ [10].

Характерной особенностью деформирования крупнозернистой стали на стадии однородной деформации растяжением является повышение доли внутризеренной деформации, что наряду с усилением блокировки дислокаций атомами внедрения при увеличении размера зерна феррита [11] обеспечивает снижение плотности подвижных дислокаций при взаимодействии движущихся дислокаций с лесом дислокаций и рост показателя интенсивности деформационного упрочнения $Y\sigma_{\text{равн}}$ при уменьшении дисперсности структуры с 0,81 до 1,41 (табл. 1).

В пределах равномерного растяжения повышение степени деформации с $\varepsilon = 0,05$ до $\varepsilon_{\Psi} = 0,21-0,25$ ($\Psi_{\text{равн}}, \% = 19-22$) практически не оказывает влияния на структурную чувствительность показателей $Y\sigma_{0,05}$ и $Y\sigma_{\text{равн}}$ ($i_p = 1,75$ против $i_p = 1,74$). В свою очередь предварительное деформирование и увеличение несплошностей в структуре при сосредоточенном растяжении вызывают снижение общего уровня $Y\sigma_{\text{раз}}$ относительно показателя $Y\sigma_{\text{равн}}$.

Отмеченная специфика деформации сжатием повышает также по сравнению с растяжением склонность к упрочнению низкоуглеродистой стали: рост показателей $Y\sigma_{0,05}$ для исследованной дисперсности структуры составляет в 1,6 раза, но одновременно уменьшает зависимость $Y\sigma_{0,05}$ от размера зерна феррита с $i_p = 1,75$ до $i_c = 1,46$ (табл. 1).

Для сопоставимых с равномерным растяжением условий по дисперсности структуры и степени деформации рассмотрим далее влияние объемного напряженного состояния при волочении на параметры интенсивности деформационного упрочнения. Обжатие при волочении составляло $q, \% = (18,6-20,4)$, а однородная деформация при растяжении $\Psi_{\text{равн}}, \% = (19-22)$. Исследования показали (табл. 2), что для волочения сохраняется отмеченное ранее для растяжения и сжатия повышение интенсивности упрочнения с ростом размера зерна феррита. Вместе с тем совместное влияние при волочении сжимающих и растягивающих напряжений сопровождается снижением в 4,4 раза интенсивности деформационного упрочнения по сравнению с растяжением: $Y\sigma_{\text{в}} = (0,26-0,28)$ против $Y\sigma_{\text{равн}} = (0,97-1,41)$. Такое существенное снижение склонности к упрочнению связано с влиянием для схем объемного напряженного состояния не только микроскопических, но и макроскопических условий пластической деформации.

Процесс одноосного растяжения характеризуется однородным распределением деформации по сечению и дислокаций в микрообъемах [12]. При этом большинство дислокаций имеют винтовую ориентацию [13], которые по сравнению с краевыми дислокациями имеют меньшее взаимодействие с атомами внедрения [14]. Ослабление степени закрепления дислокаций атомами внедрения снижает дополнительное упрочнение, являющимся источником локализации пластической деформации [9], и способствует общему повышению равномерности деформации при растяжении.

В отличие от равномерного растяжения при волочении наблюдается неоднородная деформация по сечению металла: концентрация в поверхностных слоях, а внутренние слои в зависимости от степени единичной деформации могут вообще оставаться упругодеформированными. Следствием неравномерной деформации и превышения прочности поверхностных слоев являются уменьшение (табл. 1, 2) при волочении прироста прочности с $\Delta\sigma_{\text{равн}} = (247,9-286,0)$ до $\Delta\sigma_{\text{Ві}} = (84,3-94,1)$ Н/мм² и соответственно интенсивности деформационного упрочнения.

Выполненный по переходам многократного волочения катанки СтОм [15] контроль упрочнения и изменений твердости по сечению проволоки показал, что формирование при деформации положительного градиента твердости по сечению также сопровождается снижением склонности к упрочнению и после больших суммарных обжатий. При этом природа деформационного разупрочнения на всех стадиях многократного волочения обусловлена прорывом при испытаниях на растяжение более прочного поверхностного слоя дислокационными скоплениями подповерхностных слоев проволоки и повышением плотности подвижных дислокаций.

Выводы

1. Повышение размера зерна феррита обеспечивает рост интенсивности деформационного упрочнения независимо от схемы деформации.
2. Деформация сжатием уменьшает влияние размера зерна на изменение интенсивности упрочнения.
3. Для сопоставимых условий деформирования равномерное растяжение превышает интенсивность упрочнения при волочении, но уступает сжатию.

4. Более прочный поверхностный слой проволоки служит барьером для дислокационных скоплений подповерхностных слоев, прорыв которого при растяжении сопровождается увеличением плотности подвижных дислокаций и снижением интенсивности деформационного упрочнения.

5. Предварительное деформирование и усиление несплошности структуры вызывают уменьшение интенсивности упрочнения при сосредоточенном растяжении.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фетисов, В. П. Деформационное упрочнение углеродистой стали / В. П. Фетисов. – М.: Мир, 2005. – 200 с.
2. Фетисов, В. П. Влияние диспергирования структуры при многократном волочении на пластичность низкоуглеродистой стали / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2024. – № 2. – С. 54–56.
3. Вигли, Д. А. Механические свойства материалов при низких температурах / Д. А. Вигли. – М.: Мир, 1974. – 374 с.
4. Фетисов, В. П. Влияние дисперсности структуры на интенсивность упрочнения при растяжении перлитной стали / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2024. – № 3. – С. 35–36.
5. Precht, W. / W. Precht // Bulletin de l'Académie polonaise des sciences. – 1966. – Vol. XIV. – № 2.
6. Моррисон, В. Б. Пластичность сплавов со сверхмелким зерном / В. Б. Моррисон, Р. Л. Миллер // Сверхмелкое зерно в металлах: сб. – М.: Металлургия, 1973. – С. 181–205.
7. Северденко, В. П. Об изменении характеристик прочности и размера блоков мозаики армо-железа при низких температурах / В. П. Северденко, М. И. Калачев, Е. С. Севастьянов // Пластическая деформация и обработка металлов давлением: сб. – Минск: Наука и техника, 1969. – С. 58–62.
8. Фетисов, В. П. Структурные аспекты деформационного упрочнения при многократном волочении низкоуглеродистой проволоки / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2022. – № 2. – С. 44–49.
9. Фетисов, В. П. Деформационное старение стали при волочении проволоки / В. П. Фетисов. – Минск: Белоргстанкинпромиздат, 1996. – 120 с.
10. Morrison, W. B. The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel / W. B. Morrison // Trans. ASM. – 1966. – Vol. 59. – P. 824–845.
11. Фетисов, В. П. Локализация пластической деформации при деформировании низкоуглеродистой стали / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. – 2022. – № 4. – С. 51–54.
12. Бабич, В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
13. Precht, W. / W. Precht // Electron Microscopy. – 1966. – Vol. 1. – P. 645.
14. Фридель, Ж. Дислокации / Ж. Фридель. – М.: Мир, 1967. – 643 с.
15. Фетисов, В. П. Технологические требования к волочильному оборудованию для производства проволоки из углеродистой стали / В. П. Фетисов // Сталь. – 2008. – № 9. – С. 64–68.

REFERENCES

1. Fetisov V. P. *Deformacionnoe uprochnenie uglerodistoj stali* [Carbon steel strain hardening]. Moscow, Mir Publ., 2005, 200 p.
2. Fetisov V. P. Vlijanie dispergirovaniya struktury pri mnogokratnom volochenii na plastichnost' nizkouglerodistoj stali [The influence of dispersing structure in multiple drawing on the plasticity of lowcarbon steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 2, pp. 54–56.
3. Wigley D. A. *Mekhanicheskie svojstva materialov pri nizkih temperaturah* [Mechanical properties of materials at low temperatures]. Moscow, Mir Publ., 1974, 374 p.
4. Fetisov V. P. Vlijanie dispersnosti struktury na intensivnost' uprochnenija pri rastjazhenii perlitnoj stali [The influence of structure dispersity on the intensity of hardening during tensile testing of pearlitic steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 3, pp. 35–36.
5. Precht W. Bulletin de l'Académie polonaise des sciences, 1966, vol. XIV, no. 2.
6. Morrison W. B., Miller R. L. Plastichnost' spлавov so sverhmelkim zernom [Plasticity of alloys with ultra-fine grains]. *Sverhmelkoe zerno v metallah = Ultrafine grain in metals*. Moscow, Metallurgija Publ., 1973, pp. 181–205.
7. Severdenko V. P., Kalachev M. I., Sevastyanov E. S. Ob izmenenii harakteristik prochnosti i razmera blokov mozaiki armko-zheleza pri nizkih temperaturah [On the change in the strength characteristics and size of armco-iron mosaic blocks at low temperatures]. *Plasticheskaya deformaciya i obrabotka metallov davleniem = Plastic deformation and metal forming*. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1969, pp. 58–62.
8. Fetisov V. P. Strukturnye aspekty deformacionnogo uprochnenija pri mnogokratnom volochenii nizkouglerodistoj provoloki [Structural aspects of deformation hardening with repeated drawing low carbon wire]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 44–49.
9. Fetisov V. P. *Deformacionnoe starenie stali pri volochenii provoloki* [Deformational aging of steel during wire drawing]. Minsk, Belorgstankinpromizdat Publ., 1996, 120 p.
10. Morrison W. B. The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel. *Trans. ASM*, 1966, vol. 59, pp. 824–845.
11. Fetisov V. P. Lokalizacija plasticheskoj deformacii pri deformirovanii nizkouglerodistoj stali [Localization of plastic deformation during deformation of lowcarbon steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 51–54.
12. Babich V. K., Gul' Yu. P., Dolzhenkov I. E. *Deformacionnoe starenie stali* [Deformation aging of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972, 320 p.
13. Precht W. *Electron Microscopy*, 1966, vol. 1, 645 p.
14. Fridel' Zh. *Dislokacii* [Dislocations]. Moscow, Mir Publ., 1967, 643 p.
15. Fetisov V. P. Tehnologicheskie trebovaniya k volochil'nomu oborudovaniju dlja proizvodstva provoloki iz uglerodistoj stali [Technological requirements for drawing equipment for the production of carbon steel wire]. *Stal' = Steel*, 2008, no. 9, pp. 64–68.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-68-75>
УДК 669.15

Поступила 31.10.2024
Received 31.10.2024

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА ПРОКАТА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 21ХГНМБА НА КАЧЕСТВО ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

С. П. РУДЕНКО, А. Л. ВАЛЬКО, С. Г. САНДОМИРСКИЙ, Объединенный институт машиностроения
НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: sprud.47@mail.ru

Рациональный комплекс механических свойств и высокая прокаливаемость диффузионного слоя обеспечивают применение экономнолегированных сталей для крупномодульных зубчатых колес. Применяемая в настоящее время металлургическими заводами технология изготовления горячекатаного проката цементуемых сталей не обеспечивает стабильного получения в изделиях мелкозернистой структуры. Приведены результаты исследований образцов проката конструкционной экономнолегированной стали 21ХГНМБА, прошедшего термическую обработку по разным технологическим схемам. Установлено, что при одинаковом аустенитном зерне металла прокат двух поставщиков значительно различается по величине действительного зерна. Крупнозернистое строение микроструктуры объясняется особенностями термической обработки проката с длительным замедленным охлаждением при неполном отжиге без перекристаллизации. Получено, что исходная крупнозернистая структура проката повысила склонность к укрупнению зерна изделий при последующей высокотемпературной обработке, что привело к увеличению прокаливаемости стали и повышению кинематической погрешности зубчатых колес, изготовленных из данного проката.

Ключевые слова. Экономнолегированная сталь, горячекатаный прокат, величина зерна, цементуемые зубчатые колеса, накопленная погрешность шага.

Для цитирования. Руденко, С. П. Влияние величины зерна проката экономнолегированной стали 21ХГНМБА на качество изготовления зубчатых колес / С. П. Руденко, А. Л. Валько, С. Г. Сандомирский // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 68–75. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-68-75>.

INFLUENCE OF THE GRAIN SIZE OF ROLLED SPARINGLY ALLOYED STEEL ON THE QUALITY OF MANUFACTURE OF GEARS

S. P. RUDENKO, A. L. VAL'KO, S. G. SANDOMIRSKI, Joint Institute of Mechanical Engineering of the
National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaja str. E-mail: sprud.47@mail.ru

A rational set of mechanical properties and high hardenability of the diffusion layer ensure the use of sparingly alloyed steels for large-module gears. The technology currently used by metallurgical plants for the production of hot-rolled carburized steel does not ensure a stable production of a fine-grained structure in products. The results of studies of rolled samples of sparingly alloyed structural steel 21KhGNMBA, heat-treated according to different technological schemes are given. It has been established that at the same austenitic grain of the metal, rolled products from two suppliers differ significantly in the size of the actual grain. Coarse-grained microstructure structure is explained by peculiarities of heat treatment of rolled products with long delayed cooling at incomplete annealing without recrystallization. It was obtained that the initial coarse-grained structure of rolled products increased the tendency to grain aggregation of products during subsequent high-temperature treatment, which led to an increase in the hardenability of steel and increased kinematic error of gears made of this rolled product.

Keywords. Sparingly alloyed steel, hot-rolled steel, grain size, case-hardened gears, accumulated pitch error.

For citation. Rudenko S. P., Val'ko A. L., Sandomirski S. G. Influence of the grain size of rolled sparingly alloyed steel on the quality of manufacture of gears/Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 68–75. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-68-75>.

Приоритетными направлениями развития современного машиностроения являются полное соответствие продукции своему функциональному назначению и требованиям высокой экономической эффективности, сокращение капитальных и эксплуатационных затрат, рост единичной мощности и производительности, совершенствование конструкционных материалов и снижение материалоемкости машин, повышение надежности и ресурса, внедрение прогрессивных процессов и новых технологий [1]. Эффективным направлением в снижении стоимости материала, уменьшении производственных затрат при изготовлении, а также повышении ресурса высоконапряженных зубчатых колес трансмиссий мобильных машин является применение экономнолегированных сталей, обеспечивающих повышение качества

поверхностного упрочнения и пределов выносливости материала [2, 3]. Установлено, что экономно-легированные стали могут быть успешно использованы для крупномодульных зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин при обеспечении требуемой полосы прокаливаемости и распределения твердости по толщине упрочненного слоя [2]. Отличительная особенность экономнолегированных сталей – их наследственная мелкозернистость, которая сохраняется в структуре при высокотемпературном нагреве в процессе химико-термической обработки. Высокотемпературная цементация обеспечивает сокращение длительности химико-термической обработки и повышает производительность при изготовлении изделий без ухудшения эксплуатационных характеристик деталей, что делает применение экономнолегированных сталей особенно актуальным. Установлено [4], что при температуре цементации 1030 °С и закалке после подстуживания до 850 °С в цементованном слое экономнолегированной стали формируется зерно № 8–9, а в сердцевине – № 7–8, что допустимо по техническим требованиям, предъявляемым к высоконапряженным зубчатым колесам трансмиссий [5].

Производители металлопродукции с целью удовлетворения требований потребителей особое внимание уделяют качеству изготовления проката [6]. Один из показателей качества проката – это величина исходного аустенитного зерна сталей, характеризующая склонность зерна к росту в процессе последующей термообработки [7]. На кинетику роста аустенитного зерна значительное влияние оказывает исходная структура металла, которая может отличаться даже у сталей одинакового марочного состава вследствие влияния условий их выплавки [8].

Цель работы – исследование влияния величины зерна проката экономнолегированной наследственно-мелкозернистой стали на свойства поверхностно-упрочненных крупномодульных зубчатых колес.

На основании применения методического подхода [9] был разработан компонентный состав экономнолегированной стали (см. таблицу) для изготовления зубчатых колес с модулем 7–12 мм трансмиссий большегрузных автомобилей.

Химический состав стали 21ХГНМБА

Состав	Массовая доля элементов, мас. %										
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Al	Cr	Mo	Nb	Ca
Минимальный	0,19	0,17	0,8	0,9	≤0,015	≤0,015	0,02	0,8	0,4	0,05	0,002
Максимальный	0,22	0,37	1,1	1,2			0,04	1,1	0,5	0,08	0,02
Средний	0,205	0,27	0,95	1,05			0,03	0,95	0,45	0,065	0,01

Отличительная особенность разработанной марки стали – наличие ниобия, который за счет образования соединений типа NbX (карбидов, нитридов, карбонитридов) способствует формированию аустенитной структуры с устойчивыми к коалесценции границами зерна [8]. Мелкозернистость сталей с ниобием обеспечивает хорошую пластичность и вязкость диффузионных слоев поверхностно-упрочненных зубчатых колес при их высокой прочности. Введение ниобия, кроме измельчения зерна, способствует устранению химической и структурной неоднородности, разнотерности, а также повышению предела текучести, временного сопротивления разрыву, ударной вязкости и хладностойкости [10].

Опытно-промышленная партия металлопроката из стали 21ХГНМБА была получена от двух производителей: ЧАО «Днепропетросталь» (прокат № 1) и ОА «Корпорация Красный октябрь» (прокат № 2). Структурные исследования образцов проката указанной стали проводили на металлографических микроскопах Микро-200 и Epigwant. Металлографические шлифы исследовали после травления по патенту [11] и в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

Входной контроль качества проката показал, что микро- и макроструктура, содержание неметаллических включений, величина зерна, твердость материала на образцах из поставленного проката от двух производителей отвечают требованиям ГОСТ 4543-2016 для высококачественной стали и техническим условиям на поставку.

Микроструктура образца проката № 1 производства ЧАО «Днепропетросталь» (рис. 1) дифференцированная феррито-перлитная, состоящая из полиэдрического с включениями игольчатого феррита и сорбитообразного перлита. Аустенитное зерно, выявленное методом цементации по ГОСТ 5639-82 (п. 2.1.2), соответствует № 8. Действительное зерно проката, выявленное после травления в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты, также соответствует № 8 по ГОСТ 5639-82. Твердость проката № 1 составляет 180–205 НВ.

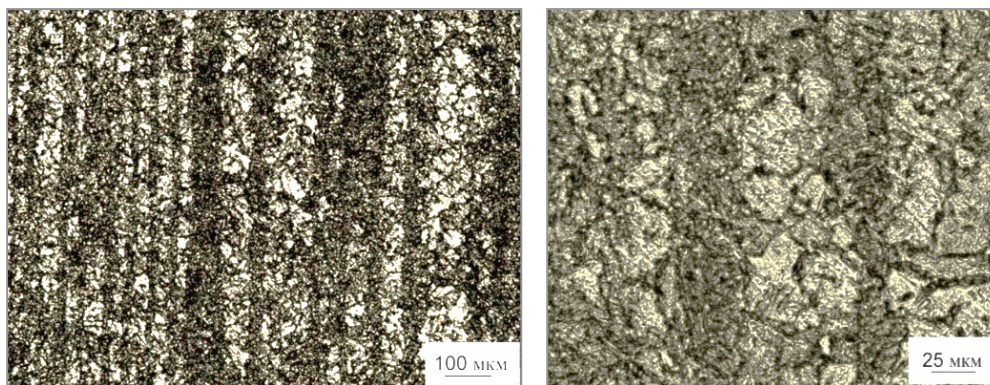


Рис. 1. Микроструктура образца проката № 1 стали 21ХГНМБА производства ЧАО «Днепроспецсталь», травление в 4%-ном растворе азотной кислоты

Микроструктура образца проката № 2 (рис. 2) имеет зернистое строение, скрытопластинчатый перлит 2-го балла по шкале 1 и среднезернистый перлит 5–7-го балла по шкале 2 (ГОСТ 8233-56). Аустенитное зерно, выявленное методом цементации по ГОСТ 5639-82 (п. 2.1.2), соответствует № 8. Действительное зерно, выявленное после травления по патенту № 15273, соответствует № 6 по ГОСТ 5639-82.

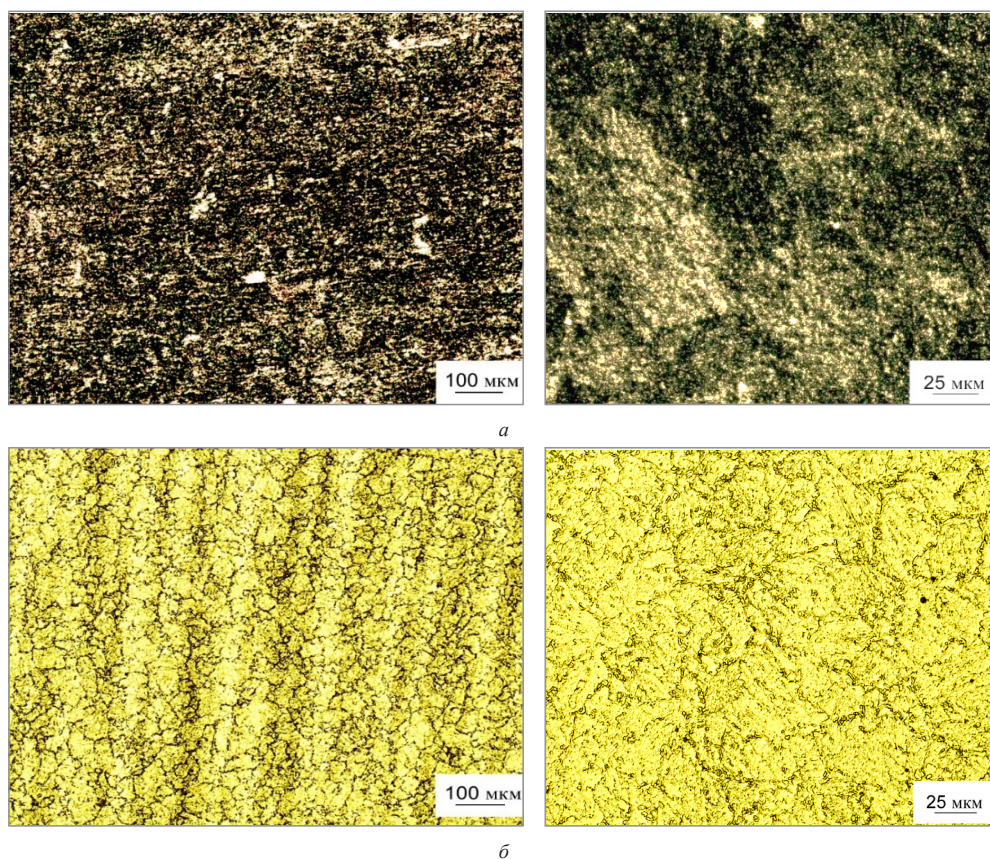


Рис. 2. Микроструктура образца проката № 2 стали 21ХГНМБА:
а – травление в 4%-ном растворе азотной кислоты; б – травление по патенту № 15273

Крупнозернистое строение микроструктуры образца проката № 2 объясняется длительным замедленным охлаждением при неполном отжиге без перекристаллизации, что привело к выделению и укрупнению карбидных частиц до 2 мкм. Коагуляция карбидов по границам зерен позволила выявить их границы при травлении в реактиве по патенту № 15273 (рис. 2, б).

Отметим, что на металлургических комбинатах выявление границ зерен в прокате осуществляют, например, методом цементации (ГОСТ 5639-82 п. 2.1.2). Это означает, что в сертификатах приводят аустенитное зерно, границы которого выявляют в цементованном слое в виде сетки вторичного цементита после нагрева до температуры 930 °С в среде карбюризатора, выдержки 8 ч и охлаждения до температуры 600 °С с определенной скоростью. Размер аустенитного зерна является технологическим параметром,

характеризующим склонность стали к росту зерна при высокотемпературной выдержке, и является одной из определяющих характеристик при выборе стали.

Другой, не менее важной характеристикой стали, является ее прокаливаемость. Прокаливаемость стали оценивали двумя методами: методом торцевой закалки по ГОСТ 5657–69 и расчетом по программе H-Steel [12]. При изготовлении торцевых образцов для испытаний на прокаливаемость круг проката перековывают в прутки диаметром ~45 мм с последующим отжигом. В результате высокотемпературной деформации и перекристаллизации величина зерна уменьшается. На рис. 3 приведена микроструктура заготовок послековки и отжига торцевых образцов из проката № 1 (а) и из проката № 2 (б). После травления в реактиве по патенту № 15273 выявлено действительное зерно образцов из проката № 1 – №10, а из проката № 2 – № 9. Закалку торцевых образцов осуществляли с температуры 840 °С в струе воды с выдержкой 20 мин.

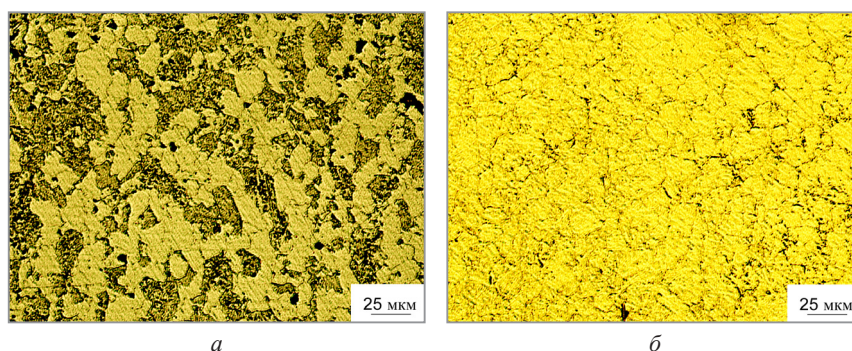


Рис. 3. Микроструктура торцевых образцов проката № 1 (а) и проката № 2 (б), травление по патенту 15273: а – зерно № 10; б – зерно № 9

На рис. 4 приведена прокаливаемость торцевых образцов стали 21ХГНМБА из проката № 1, определенная расчетным методом при среднем химическом составе согласно табл. 1 (кривая 1) при фактическом легировании (кривая 2) в соответствии с сертификатом проката ЧАО «Днепроспецсталь», после торцевой закалки (кривая 3) – по ГОСТ 5657–69. Расчет прокаливаемости выполнен при величине действительного зерна № 10. Из рисунка следует, что результаты расчета прокаливаемости стали 21ХГНМБА совпадают с результатами испытаний на прокаливаемость проката, поставленного ЧАО «Днепроспецсталь». Установлено, что прокаливаемость при фактическом компонентном составе проката значительно ниже прокаливаемости стали со средним содержанием легирующих элементов.

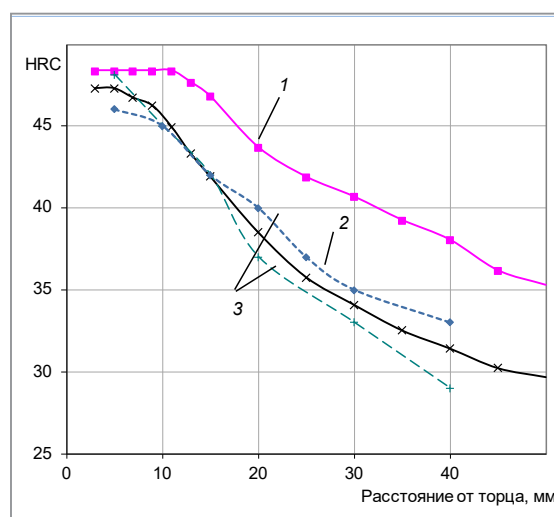


Рис. 4. Прокаливаемость образца стали 21ХГНМБА из проката № 1:
1 – при среднем элементном составе; 2 – при фактическом легировании в соответствии с сертификатом проката ЧАО «Днепроспецсталь»; 3 – после торцевой закалки по ГОСТ 5657-69

На рис. 5 приведена прокаливаемость торцевых образцов стали 21ХГНМБА из проката № 2, определенная расчетным и экспериментальным методами: при среднем химическом составе (кривая 1), при фактическом легировании (кривая 2) в соответствии с сертификатом проката, поставленного ОА «Корпорация

Красный октябрь», после торцевой закалки (кривая 3) – по ГОСТ 5657-69. Расчет выполнен при величине зерна № 9, соответствующему действительному зерну торцовых образцов (см. рис. 3, б). Получено, что прокаливаемость стали 21ХГНМБА с химическим составом, согласно сертификатам завода-изготовителя, ниже прокаливаемости по среднему содержанию легирующих элементов.

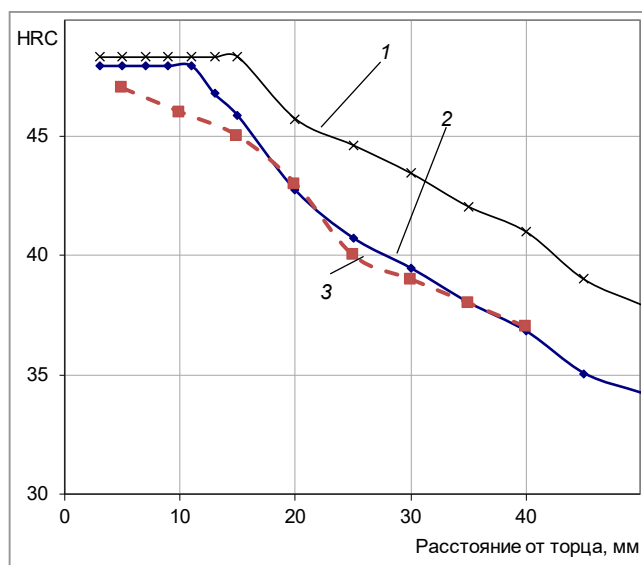


Рис. 5. Прокаливаемость образца стали 21ХГНМБА-В из проката № 2:
1 – при среднем элементном составе; 2 – при фактическом легировании в соответствии с сертификатом проката АО «Корпорация Красный октябрь»; 3 – после торцевой закалки по ГОСТ 5657-69

Сравнение результатов расчета и экспериментальных исследований прокаливаемости проката стали 21ХГНМБА, поставленного ЧАО «Днепрспецсталь» (1) и проката стали 21ХГНМБА-В АО «Корпорация Красный октябрь» (2), приведено на рис. 6. Более высокая прокаливаемость стали производства АО «Корпорация Красный октябрь» объясняется более крупным действительным зерном проката, что обуславливает склонность к укрупнению зерна при последующей термообработке. Применительно к зубчатым колесам крупное зерно проката (№ 6 и менее), способствующее повышению прокаливаемости стали, приводит к повышенной твердости и разнотерности сердцевины. Это негативно сказывается на деформации деталей после ХТО.

Исследовали зубчатые колеса ($m=10$ мм), изготовленные из проката экономнолегированной стали 21ХГНМБА, полученного от двух поставщиков. Установлено, что высокая закаливается и прокаливаемость диффузионного слоя обеспечивают требования к эффективной толщине высоконапряженных

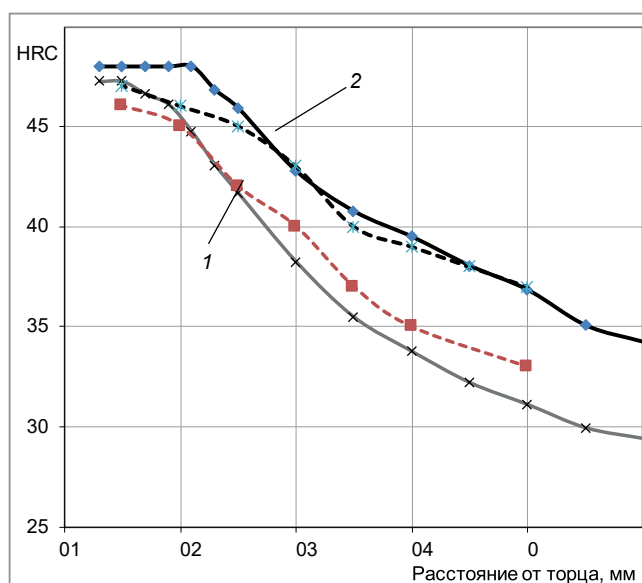


Рис. 6. Прокаливаемость стали 21ХГНМБА: 1 – прокат № 1; 2 – прокат № 2

зубчатых колес согласно ГОСТ 30634-99. Микроструктура цементованного слоя образцов из стали 21ХГНМА после ХТО характеризуется высокой дисперсностью и состоит из мелкоигльчатого мартенсита и одинакового количества остаточного аустенита, не превышающего 25 об.%. Размер действительного зерна в слое № 9 по ГОСТ 5639–65. Твердость сердцевины зубьев составляет 35 HRC и 40–43 HRC соответственно для проката № 1 и № 2. Структура сердцевины зубьев зубчатых колес из проката № 2 – среднеигльчатый мартенсит 4–6-го балла шкалы 3 ГОСТ 8233, разнотернистость № 7–9 (рис. 7).

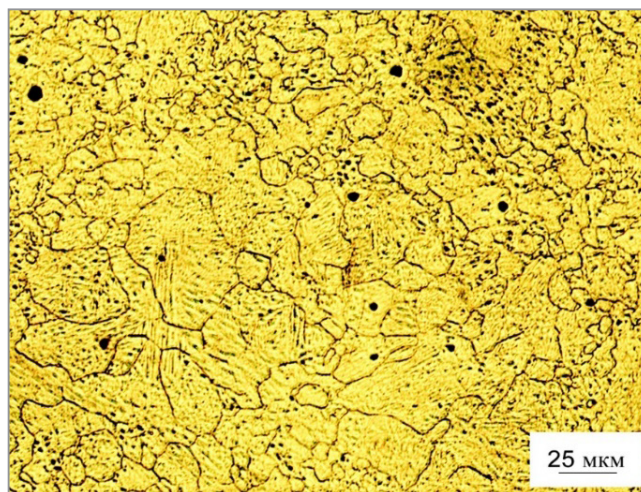


Рис. 7. Структура сердцевины зубьев зубчатых колес из проката № 2

Деформация деталей после ХТО является важной производственной проблемой и влияет косвенным образом на долговечность зубчатых колес [13]. Коробление зубчатых колес после ХТО оценивали по величине допуска на накопленную погрешность шага, являющейся одним из основных показателей кинематической точности, влияющим на равномерность съема припуска при шлифовании разноименных поверхностей зубьев. На рис. 8 приведены результаты определения допуска на накопленную погрешность шага зубчатых колес из стали 21ХГНМБА проката № 1 (21ХГНМБА-1); проката № 2 (21ХГНМБА-2) в сравнении с зубчатыми колесами из стали 20Х2Н4А. Установлено, что величина допуска на накопленную погрешность шага зубчатых колес, изготовленных из стали 21ХГНМБА проката № 2, одинакова с этим показателем для стали 20Х2Н4А и в 2 раза превышает для зубчатых колес, изготовленных из проката № 1. Все исследованные зубчатые колеса проходили ХТО на одном и том же оборудовании в одинаковых условиях.

Полученные результаты показывают, что термическая обработка проката экономнолегированной наследственно-мелкозернистой стали в виде неполного отжига с замедленным охлаждением приводит к формированию неприемлемо крупного действительного зерна, что негативно сказывается на деформации зубчатых колес при высокотемпературной обработке.

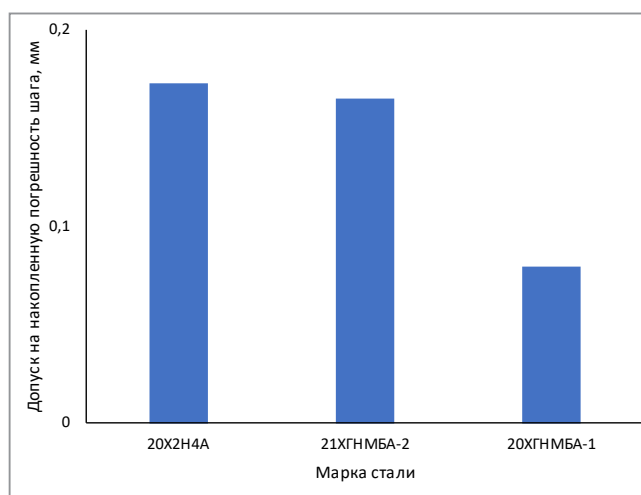


Рис. 8. Допуск на накопленную погрешность шага после ХТО зубчатых колес из сталей 20Х2Н4А, 21ХГНМБА, плавка № 2; из стали 21ХГНМБА, плавка № 1

Таким образом, термическая обработка горячекатаного проката оказывает влияние на его действительное зерно. Укрупнение зерна проката значительно повышает коробление зубчатых колес в процессе их химико-термической обработки, что негативно сказывается на качестве их изготовления и ресурсе в эксплуатации. Контроль аустенитного зерна при производстве проката конструкционных сталей является недостаточным. Результаты проведенных исследований являются основой для разработки дополнительных технических требований по контролю и обеспечению качества изготовления горячекатаного проката экономнолегированных наследственно мелкозернистых сталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Коновалов, Л. В.** Роль и приоритетные направления конструкционной надежности машин при современных тенденциях развития машиностроения / Л. В. Коновалов // Вестник машиностроения. – 1996. – № 11. – С. 14–18.
2. **Руденко, С. П.** Особенности применения экономнолегированных сталей для крупномодульных зубчатых колес / С. П. Руденко, А. Л. Валько // Сталь. – 2018. – № 8. – С. 54–58.
3. **Руденко, С. П.** Оценка применимости экономнолегированных сталей для высоконапряженных зубчатых колес / С. П. Руденко, А. Л. Валько, С. Г. Сандомирский // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. Вып. 7. – Минск: ОИМ НАН Беларуси, 2018. – С. 346–349.
4. **Валько, А. Л.** Влияние вакуумной высокотемпературной цементации на величину зерна конструкционных сталей / А. А. Валько, С. П. Руденко, А. Н. Чичин // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. Вып. 3. – Минск: ОИМ НАН Беларуси, 2014. – С. 343–346.
5. **Руденко, С. П.** Технические требования к качеству цементованных слоев зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин / С. П. Руденко, А. Л. Валько, Е. И. Мосунов // Автомобильная промышленность. – 2011. – № 9. – С. 33–36.
6. Опыт производства стали марки 4130 с минимальной степенью загрязненности неметаллическими включениями / И. В. Пивцаев [и др.] // Литейное производство и металлургия 2022. Беларусь: тр. 30-й Междунар. науч.-техн. конф., 16–18 ноября 2022. – Минск, 2022. – С. 118–126.
7. **Ковалева, И. А.** Разработка мероприятий по оптимизации химического состава в цементуемой марке стали 16MnCrS5 для устранения причин возникновения роста крупных аустенитных зерен / И. А. Ковалева, И. А. Овчинникова, С. В. Стефанович // Литье и металлургия. – 2019. – № 1. – С. 49–56.
8. **Ходосовская, Н. А.** Исследование воздействия ниобия на размер зерна аустенита цементуемых сталей при высокотемпературной термической обработке / Н. А. Ходосовская, И. А. Ковалева // Литейное производство и металлургия 2022. Беларусь: тр. 30-й Междунар. науч.-техн. конф., 16–18 ноября 2022. – Минск, 2022. – С. 79–83.
9. **Руденко, С. П.** Разработка минимально легированной конструкционной стали для крупномодульных зубчатых колес трансмиссий / С. П. Руденко, А. Л. Валько, С. Г. Сандомирский // Механика машин, механизмов и материалов. – 2020. – № 4. – С. 52–59.
10. **Гольдштейн, М. И.** Дисперсионное упрочнение стали / М. И. Гольдштейн, В. М. Фарбер. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
11. Пат. 15273 Респ. Беларусь. МПК С 22 С 38/00 / А. Л. Валько, С. П. Руденко, Е. И. Мосунов, А. И. Михлюк; опубл. 30.12.2011.
12. Расчет прокаливаемости конструкционных сталей (H-Steel): рег. № 846 / С. П. Руденко, О. В. Кузьменков, А. Л. Валько, А. А. Шипко; дата регистр. 12.01.2016.
13. Анализ применения комплексно-легированных сталей для зубчатых колес карьерных самосвалов / С. П. Руденко [и др.] // Механика машин, механизмов, материалов. – 2018. – № 2. – С. 55–60.

REFERENCES

1. **Konovalev L. V.** Rol' i prioritetnye napravleniya konstrukcionnoj nadezhnosti mashin pri sovremennyh tendenciyah razvitiya mashinostroeniya [The role and priority directions of structural reliability of machines in the modern trends in the development of mechanical engineering]. *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of Mechanical Engineering*, 1996, no. 11. pp. 14–18.
2. **Rudenko S. P., Val'ko A. L.** Osobennosti primeneniya ekonomnolegirovannyh stalej dlya krupnomodul'nyh zubchatykh kolez [Feature of application of the economical steel alloy for largely modular gear wheels]. *Stal' = Steel*, 2018, no. 8, pp. 54–58.
3. **Rudenko S. P., Val'ko A. L., Sandomirski S. G.** Ocenka primenimosti ekonomnolegirovannyh stalej dlya vysokonapryazhennykh zubchatykh kolez [Evaluation of the applicability of economically alloyed steels for high-stress gears]. *Aktual'nye voprosy mashinovedeniya: sb. nauch. tr. = Collection of scientific papers*. Minsk, OIM NAN Belarusi Publ., 2018, vol. 7, pp. 346–349.
4. **Val'ko A. L., Rudenko S. P., Chichin A. N.** Vliyanie vakuumnoj vysokotemperaturnoj cementacii na velichinu zerna konstrukcionnykh stalej [Effect of vacuum high-temperature carburizing on grain size of structural steels], *Aktual'nye voprosy mashinovedeniya: sb. nauch. tr. = Topical issues of mechanical engineering. Collection of scientific papers*, Minsk, OIM NAN Belarusi Publ., 2014, vol. 3, pp. 343–346.
5. **Rudenko S. P., Val'ko A. L., Mosunov E. I.** Tekhnicheskie trebovaniya k kachestvu cementovannykh sloev zubchatykh kolez transmissij energonasyshchennykh mashin [Technical requirements to the quality of cemented layers of gear wheels of transmissions of energy-consuming machines]. *Avtomobil'naya promyshlennost' = Automotive industry*, 2011, no. 9, pp. 33–36.
6. **Pivcaev I. V., Zazyan A. S., Levotchenko O. L., Konovalenko S. V., Bugrimov A. A.** Opyt proizvodstva stali marki 4130 s minimal'noj stepen'yu zagryaznennosti nemetallicheskimy vkluchenyami [Experience of production of 4130 grade steel with minimal degree of contamination by non-metallic inclusions]. *Litejnoe proizvodstvo i metallurgiya 2022. Belarus': trudy 30-j Mezhd. nauch.-tekh. konf. = Foundry production and metallurgy 2022. Belarus: Proceedings of the 30th International Scientific and Technical Conf.* Minsk, 2022, pp. 118–126.
7. **Kovaleva I. A., Ovchinnikova I. A., Stefanovich S. V.** Razrabotka meropriyatij po optimizacii himicheskogo sostava v cementuemoj marke stali 16MnCrS5 dlya ustraneniya prichin vozniknoveniya rosta krupnykh austenitnykh zeren [Development of actions

on optimization of chemical composition of carburized steel grade 16MnCrS5 to eliminate the causes of the growth of large austenite grains]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 1. pp. 49–56.

8. **Hodosovskaya N.A., Kovaleva I.A.** Issledovanie vozdeystviya niobiya na razmer zerna austenita cementcemyh stalej pri vysokotemperaturnoj termicheskoy obrabotke [Investigation of niobium effect on austenite grain size of cement steels during high-temperature heat treatment]. *Litejnoe proizvodstvo i metallurgiya 2022. Belarus': trudy 30-j Mezhd. nauch.-tekhn. konf. = Foundry production and metallurgy 2022. Belarus: Proceedings of the 30th International Scientific and Technical Conf. Minsk, 2022*, pp. 79–83.

9. **Rudenko S.P., Val'ko A.L., Sandomirski S.G.** Razrabotka minimal'no legirovannoj konstrukcionnoj stali dlya krupnomodul'nyh zubchatyh koles transmissij [Development of minimally alloyed structural steel for toothed gear wheels of transmissions]. *Mekhanika mashin, mekhanizmov, materialov = Mechanics of mashins, mechanisms and materials*, 2020, no. 4, pp. 52–59.

10. **Goldstein M.I., Farber V.M.** *Dispersionnoe uprochnenie stali* [Dispersion hardening of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979, 208 p.

11. **Val'ko A.L., Rudenko S.P., Mosunov E.I., Mihlyuk A.I.** Pat. 15273 Resp. Belarus'. MPK S 23F 1/28, published 30.12.2011.

12. **Rudenko S.P., Kuz'menkov O.V., Val'ko A.L., Shipko A.A.** *Raschet prokalivaemosti konstrukcionnyh stalej (H-Steel)* [Calculation of hardenability of structural steels], reg. № 846; data registr. 12.01.2016.

13. **Rudenko S.P., Sandomirski S.G., Val'ko A.L., Shishko S.A., Karpovich P.G.** Analiz primeneniya kompleksno-legirovannyh stalej dlya zubchatyh koles kar'ernyh samosvalov [Analysis of application of complex-alloyed steels for gear wheels of quarry dump trucks]. *Mekhanika mashin, mekhanizmov, materialov = Mechanics of mashins, mechanisms and materials*, 2018, no. 2, pp. 55–60.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-76-79>
УДК 621.78

Поступила 24.09.2024
Received 24.09.2024

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ШТАМПОВОГО ИНСТРУМЕНТА ВЫСОКОЙ ТОЧНОСТИ

Д. М. БЕРДИЕВ, Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова,
г. Ташкент, Узбекистан, ул. Университетская, 2. E-mail: berdiyev_mf@mail.ru

Разработан режим термической обработки инструментальных сталей закалкой с промежуточным отпуском, повышающий стойкость штампового инструмента высокой точности в 1,5–2,0 раза по сравнению со стандартной термообработкой. При нагреве под закалку до температуры выше 1150 °С происходят интенсивное растворение вторичных карбидов, рост аустенитного зерна, резкое увеличение остаточного аустенита. Наиболее приемлемым оказался промежуточный отпуск при 600 °С, не приводящий к существенному увеличению аустенитного зерна с ростом температуры первой закалки, образующий структуру мелко- и среднегольчатого мартенсита и некоторое количество остаточного аустенита.

Ключевые слова. Закалка, твердость, плотность дислокаций, промежуточный отпуск, высоколегированная сталь.

Для цитирования. Бердиев, Д. М. Технология термической обработки для повышения износостойкости штампового инструмента высокой точности / Д. М. Бердиев // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 76–79. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-76-79>.

HEAT TREATMENT TECHNOLOGY FOR IMPROVING WEAR RESISTANCE OF HIGH-PRECISION DIE TOOLS

D. M. BERDIEV, Tashkent State Technical University named after Islam Karimov,
Tashkent, Uzbekistan, 2, Universitetskaya str. E-mail: berdiyev_mf@mail.ru

A heat treatment process involving hardening with intermediate tempering has been developed to enhance the wear resistance of high-precision die tools by 1.5–2 times compared to standard heat treatments. When heating for hardening above 1150 °C, secondary carbides dissolve intensively, austenite grain growth occurs, and there is a marked increase in retained austenite. The most suitable approach proved to be intermediate tempering at 600 °C, which avoids significant austenite grain growth with increasing initial hardening temperature, resulting in a fine to medium needle-like martensitic structure with some residual austenite.

Keywords. Hardening, hardness, dislocation density, intermediate tempering, high-alloy steel.

For citation. Berdiev D. M. Heat treatment technology for improving wear resistance of high-precision die tools. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 76–79. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-76-79>.

При изготовлении штампов холодной штамповки используют широкий круг углеродистых и легированных инструментальных сталей [1].

На предприятии АО «FOTON» активно применяют пробивной и формообразующий штамповый инструмент. Материал заготовки – высокопластичные металлы, такие, как медь, никель, ферроникель, ковар и сталь Ст3.

Высокие пластичность материала заготовки, точность изготавливаемых изделий, производительность предполагают достаточно малые зазоры пуансона и матрицы. Вместе с тем основными требованиями являются высокая износостойкость и повышенная теплостойкость, поскольку происходит нагрев инструмента [2].

На заводе используют широкий круг инструментальных сталей: 9ХС, ХВГ, Х12М, ШХ15, У10. Однако стойкость инструмента не является достаточной. Требования в данном случае противоречивы. С целью повышения износостойкости необходимо дальнейшее увеличение твердости, но достаточно частые случаи поломки инструмента предполагают повышение вязкости. Поэтому для инструмента, не имеющего тонких сечений, можно рекомендовать повышение твердости на 1–2 ед. HRC, для инструмента тонкого сечения изменение данного параметра не рекомендуется [3].

Рассматривая существующие способы улучшения служебных свойств штампового инструмента холодного деформирования (химико-термическую обработку, напыление твердыми сплавами, двойную закалку, обработку лазером), следует предпочесть метод закалки с промежуточным отпуском. Он экономически наиболее целесообразен, позволяет уменьшить карбидную неоднородность стали, если таковая имеется, и, следовательно, улучшить вязкость стали, увеличить пределы текучести и износостойкости, не требует установки нестандартного оборудования [1, 2].

Многочисленные исследования показали прямую зависимость стойкости инструмента от структурных параметров – характера и распределения карбидной фазы, количества остаточного аустенита, состояния тонкой структуры матрицы [4–7].

Выбор оптимальных режимов упрочнения штампового инструмента проводили на основе исследования характера разрушения инструмента, микроскопического анализа структуры, рентгеноструктурных исследований.

Материалы и методика исследования

Испытания на износостойкость осуществляли на натурных изделиях в производственных условиях объединения АО «FOTON». Исследовали образцы и натурные изделия из стали X12M. Каждую серию опытов проводили на образцах одной плавки стали размерами: диаметр – 25 мм, высота – 10 мм.

Образцы стали проходили термическую обработку с нагревом в соляных ваннах. Первую закалку проводили с температур $T_{з1} = 1050, 1100, 1150, 1250, 1300$ °С. При этом преследовали цель – в максимальной степени устранить неоднородность по карбиду [7]. Затем реализовали промежуточный отпуск при температурах $T_{п.от} = 540, 600, 650$ °С, а часть образцов взяли без отпуска.

Металлографический анализ выполняли на ионном хроматографе Metrohm 850 Professional IC (SEM-EDX) и растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10 [8]. Структуру стали изучали с помощью спектрального рентгеновского анализатора Shimadzu [9]. Для получения рентгенограмм использовали излучение железного анода. Ширину рентгеновских линий определяли по графикам, скорректированным аппроксимацией.

Результаты и их обсуждение

Исследования показали, что с увеличением температуры нагрева под закалку твердость растет до 1100 °С, затем резко падает с повышением температуры закалки (рис. 1). Это следует объяснить увеличением растворения легирующих элементов в аустените, что приводит к получению после закалки большого количества остаточного аустенита. Последующий отпуск при температуре 540 °С и выше дает повышение твердости (вторичная твердость), но она ниже, чем после закалки на первичную твердость.

Микроанализ показал, что после закалки с 1050–1100 °С в структуре остается много вторичных карбидов, имеется также первичная карбидная неоднородность в виде строчки. Основная структура – весьма мелкоигольчатый мартенсит и остаточный аустенит [10, 11].

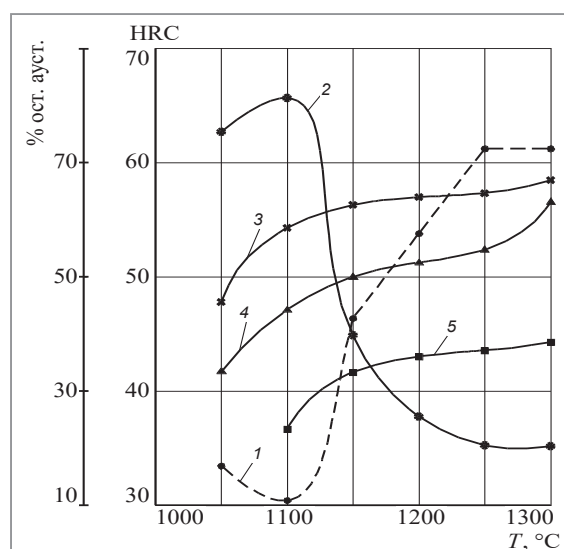


Рис. 1. Изменение твердости и процентное содержание остаточного аустенита (1) в стали X12M в зависимости от температуры T закалки без отпуска (2) и при $T_{п.от} = 540$ °С (3); 600 (4); 650 °С (5)

При нагреве под закалку до температуры выше 1150 °С происходят интенсивное растворение вторичных карбидов, рост аустенитного зерна, резкое увеличение остаточного аустенита. После отпуска с 540 °С наблюдалось уменьшение в структуре остаточного аустенита, однако одновременно появлялись участки троостита.

Отпуск с температуры 600 °С приводит к более полному распаду твердого раствора с образованием трооститной структуры. Закалка с 1300 °С приводит после отпуска с 600 °С к сохранению части мартенситной структуры. Это свидетельствует о значительной легированности твердого раствора при столь высоких температурах нагрева.

Если первая закалка проводится с целью максимального перевода в твердый раствор легирующих элементов и примесных фаз для получения максимальной плотности дислокаций, то промежуточный отпуск и вторая закалка осуществляются для измельчения зерна аустенита при сохранении высокой плотности дислокаций.

Вторую закалку проводили со стандартной для стали X12M температуры нагрева 1150 °С. Наблюдая изменение аустенитного зерна в зависимости от температуры первой заковки, можно обнаружить рост зерна, если первая закалка была проведена с 1300 °С.

При промежуточном отпуске при 540 °С первая закалка при температуре свыше 1150 °С приводит к получению более легированного твердого раствора с образованием значительного количества остаточного аустенита.

Наиболее приемлемым оказался промежуточный отпуск при 600 °С, не приводящий к существенному увеличению аустенитного зерна с ростом температуры первой заковки, образующий структуру мелко- и среднеиглочатого мартенсита и некоторое количество остаточного аустенита. Наибольшую твердость показали образцы после первой заковки при 1100 °С [12].

На основании результатов вышеприведенных исследований и производственных испытаний можно рекомендовать следующие режимы термической обработки штампового инструмента холодной штамповки высокой точности [12, 13] для инструмента из стали X12M:

- нагрев в соляных ваннах до $T_{31} = 1150$ °С, охлаждение в масле;
- промежуточный отпуск при $T_{п.от} = 660$ °С в течение 1 ч;
- нагрев в соляных ваннах до $T_{32} = 1050$ °С, закалка в масле.

Стойкость обработанных в стандартном режиме (по результатам АО «FOTON») штампов составила 25–36 тыс. штамповок. Стойкость просечного инструмента, обработанного закалкой с промежуточным отпуском, составила 34–42 тыс. штамповок для матрицы твердостью 60–62 HRC и 30–36 тыс. штамповок для матрицы твердостью 58–60 HRC.

Выводы

1. Первая высокотемпературная закалка в условиях ускоренного нагрева в соляной ванне приводит к образованию максимума дефектности кристаллического строения.
2. Промежуточный отпуск ведет к выделению примесных фаз, также способствуя термической устойчивости дислокаций.
3. Стойкость инструмента из инструментальных сталей, обработанных закалкой с промежуточным отпуском, в 1,5–2,0 раза выше стойкости сталей, прошедших стандартную термообработку.

ЛИТЕРАТУРА

1. Околович, Г.А. Штамповые стали для холодного деформирования металлов / Г.А. Околович. – Барнаул: АлтГТУ, 2010. – 202 с.
2. Брыков, М.Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании / М.Н. Брыков, В.Г. Ефременко, А.В. Ефременко. – Херсон: Гринь Д.С., 2014. – 364 с.
3. Гольдштейн, М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векелер. – М.: МИСиС, 1999. – 408 с.
4. Mukhamedov, A.A. The influence of the thermal history on the structure and properties of steel / A.A. Mukhamedov // The physics of metals and metallography. – 1992. – Vol. 74, no. 5. – P. 482–487.
5. Структурная наследственность в низкоуглеродистых мартенситных сталях / С.С. Югай [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2004. – № 12. – С. 24–29.
6. Dyuchenko, S.S. Heredity in phase transformation: mechanism of the phenomenon and effect on the properties / S.S. Dyuchenko // Metall science and heat treatment. – 2000. – Vol. 42, no. 3–4. – P. 122–126.
7. Бердиев, Д.М. Увеличение стойкости штампов холодной штамповки методом заковки с промежуточным отпуском / Д.М. Бердиев, А.А. Юсупов, Р.К. Тошматов // Вестник машиностроения. – 2022. – № 7. – С. 61–64.
8. Батаев, В.А. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей / В.А. Батаев, А.А. Батаев, А.П. Алхимов. – М.: Наука, 2007. – 224 с.

9. Горелик, С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – М.: МИСиС, 1994. – 328 с.
10. Berdiyev, D. Increasing the abrasive wear resistance of steels by heat treatment with preliminary preparation of the structure / D. Berdiyev, B. Saydumarov, N. Makhmudova // International conference on reliable systems engineering (ICoRSE) – 2021. – 2022. – Vol. 305. – P. 162–170.
11. Бердиев, Д. М. Повышение износостойкости стальных изделий методом нестандартных режимов термической обработки / Д. М. Бердиев, А. А. Юсупов // Литье и металлургия. – 2021. – № 2. – С. 100–104.
12. Berdiev, D.M. Increasing die durability in cold stamping by quenching with intermediate tempering / D.M. Berdiev, A.A. Yusupov, R.K. Tashmatov // Russian Engineering Research. – 2022. – Vol. 42, no. 10. – P. 1011–1013.
13. Бердиев, Д. М. Повышение стойкости штампов холодной штамповки закалкой с промежуточным отпуском / Д. М. Бердиев, Р. К. Тошматов, А. Х. Абдуллаев // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 91–93.

REFERENCES

1. Okolovich G.A. *Shtampovye stali dlya holodnogo deformirovaniya metallov: monogr.* [Stamp steels for cold deformation of metals: monograph]. Barnaul, AltSTU Publ., 2010, 202 p.
2. Brykov M.N., Efremenko V.G., Efremenko A.V. *Iznosostojkost' staley i chugunov pri abrazivnom iznashivanii* [Wear resistance of steels and cast irons during abrasive wear]. Kherson: Grin D.S. Publ., 2014, 364 p.
3. Goldshtein M.I., Grachev S.V., Wekeler Yu.G. *Special'nye stali* [Special steel]. Moscow, MISIS Publ., 1999, 408 p.
4. Mukhamedov A.A. The influence of the thermal history on the structure and properties of steel. *The physics of metals and metallography*, 1992, vol. 74, no. 5, pp. 482–487.
5. Yugai S.S., Kleiner L.M., Shotsev A.A., Mitrokhovich I.N. Strukturnaya nasledstvennost' v nizkouglerodistykh martensitnykh stalyah [Structural heredity in low-carbon martensitic steels]. *Metallovedenje i termicheskaya obrabotka metallov = Metal science and thermal processing of metals*, 2004, no. 12, pp. 24–29.
6. Dyuchenko S.S. Heredity in phase transformation: mechanism of the phenomenon and effect on the properties. *Metall science and heat treatment*, 2000, vol. 42, no. 3–4, pp. 122–126.
7. Berdiev D.M., Yusupov A.A., Toshmatov R.K. Uvelichenie stojkosti shtampov holodnoj shtampovki metodom zakalki s promezhtochnym otpuskom [Increasing the durability of cold stamping dies by hardening with intermediate tempering]. *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of mechanical engineering*, 2022, no. 7, pp. 61–64.
8. Bataev V.A., Bataev A.A., Alkhimov A.P. *Metody strukturnogo analiza materialov i kontrolya kachestva detalej* [Methods of structural analysis of materials and quality control of parts]. Moscow, Nauka Publ., 2007, 224 p.
9. Gorelik S.S., Skakov Yu. A., Rastorguev L.N. *Rentgenograficheskij i elektronno-opticheskij analiz* [X-ray and electron-optical analysis]. Moscow, MISIS Publ., 1994, 328 p.
10. Berdiyev D., Saydumarov B., Makhmudova N. Increasing the abrasive wear resistance of steels by heat treatment with preliminary preparation of the structure. *International conference on reliable systems engineering (ICoRSE) – 2021, 2022*, vol. 305, pp. 162–170.
11. Berdiev D.M., Yusupov A.A. Improving the wear resistance of steel products by using non-standard heat treatment modes. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 100–104.
12. Berdiev D.M., Yusupov A.A., Tashmatov R.K. Increasing die durability in cold stamping by quenching with intermediate tempering. *Russian Engineering Research*, 2022, vol. 42, no. 10, pp. 1011–1013.
13. Berdiev D.M., Toshmatov R.K., Abdullaev A.K. Increasing the durability of cold forging dies hardening with intermediate tempering. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 91–95.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-80-84>
УДК 543.42

Поступила 30.11.2024
Received 30.11.2024

АРТЕФАКТЫ В МЕТАЛЛОГРАФИИ: МЕХАНИЧЕСКИЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ ПРИ ПРОБОПОДГОТОВКЕ. СООБЩЕНИЕ 1. АРТЕФАКТЫ, ВНОСИМЫЕ ОТРЕЗКОЙ

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

Рассмотрены артефакты металлографической пробоподготовки, возникающие при отрезке заготовок для металлографических образцов с использованием угловой шлифовальной машины, а также плазменной резки. Показано влияние нагрева и оплавления на изменение структуры и фазового состава образцов в зоне реза. Представлены структуры сталей, формирующиеся при неправильной отрезке образцов.

Ключевые слова. Пробоподготовка, отрезка, плазменная резка, зона термического влияния.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Артефакты в металлографии: механические повреждения при пробоподготовке. Сообщение 1. Артефакты, вносимые отрезкой / А. Г. Анисович // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 80–84. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-80-84>.

ARTIFACTS IN METALLOGRAPHY: MECHANICAL DAMAGE DURING SAMPLE PREPARATION. PART 1. ARTIFACTS INTRODUCED BY SECTIONING

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

This study examines the artifacts introduced during metallographic sample preparation when using an angle grinder and plasma cutting for sectioning samples. The effects of heating and melting on the structural and phase composition of samples in the cut zone are discussed. The structures of steels that develop as a result of improper sectioning are also presented.

Keywords. Sample preparation, sectioning, plasma cutting, heat-affected zone.

For citation. Anisovich A. G. Artifacts in metallography: mechanical damage during sample preparation. Part 1. Artifacts introduced by sectioning. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 80–84. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-80-84>.

Пробоподготовка – весьма ответственная часть металлографии, поскольку от ее результатов зависит трактовка полученных данных. Она включает в себя отрезку образца, операции разнообразной шлифовки и полировки, промывки, травления, сушки. На каждом из этих этапов возможно внесение артефактов как малозначительных, так и таких, которые могут принципиально изменить вид поверхности или саму структуру образца. Некоторые проблемы металлографической пробоподготовки изложены в [1–4]. Артефакты, затрагивающие только поверхность образца и не изменяющие структуру, например дефекты полировки или перетрав, возможно устранить переделкой шлифа. К артефактам, существенно и необратимо изменяющим структуру образца, относится операция отрезки, которая может быть связана с существенным нагревом.

В данной статье рассматриваются артефакты металлографических образцов, внесенные отрезкой. Структуры, образовавшиеся в зоне реза, должны быть узнаваемы, поскольку они искажают реальную структуру образца или же полностью изменяют ее. Участвовавшие случаи неграмотной отрезки вызывают необходимость напомнить об этом.

Материалы и методики

В исследовании использованы стали различных марок. Металлографический анализ проведен на инвертированном металлографическом микроскопе МИ-1с увеличением от 100 до 1000 крат.

Результаты и их обсуждение

Первым этапом пробоподготовки, как правило, является вырезка нужного участка детали или полуфабриката для исследования. Внесение артефактов возможно уже на этом этапе. Данная операция может кардинально изменить структуру из-за разогрева в зоне реза, если отрезка производится без охлаждения.

На рис. 1 показана зона термического влияния в стали 45 при различных увеличениях. В данном случае конкретная причина ее появления не была установлена, но можно заключить, что это следы локального сильного разогрева.

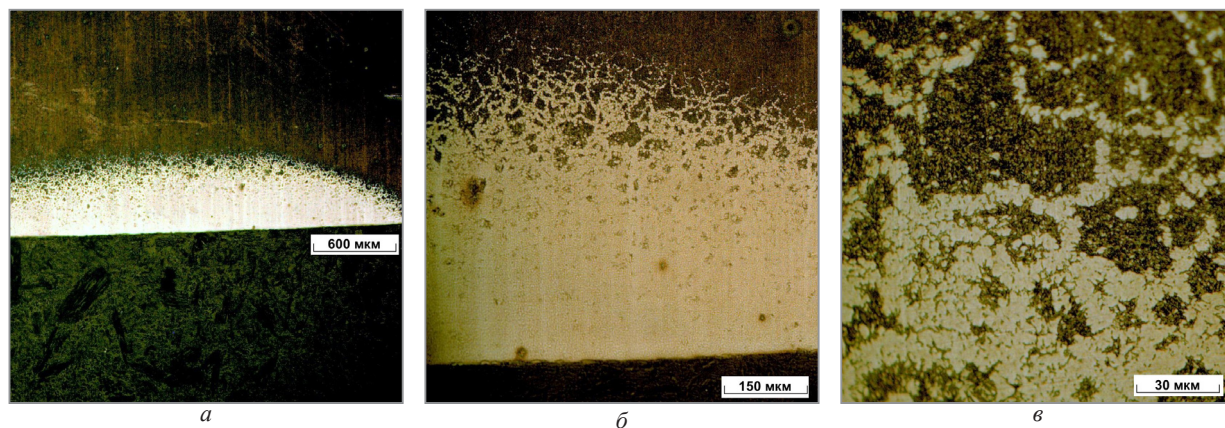


Рис. 1. Зоны термического влияния в образце стали 45 при различных увеличениях

К режущему оборудованию, существенно изменяющему структуру, относится угловая шлифовальная машина, именуемая также болгаркой, которая создает значительный разогрев в зоне реза. На рис. 2–5 представлена структура стали 45 после отрезки болгаркой. В основной части образца структура соответствует стали 45 (рис. 2). Со стороны реза фиксируется участок измененной структуры (рис. 3), в которой можно выделить несколько зон: 1 – неизменная феррито-перлитная структура, соответствующая стали 45, перлит пластинчатый; 2 – феррито-перлитная структура, в которой наблюдаются зерна феррита,

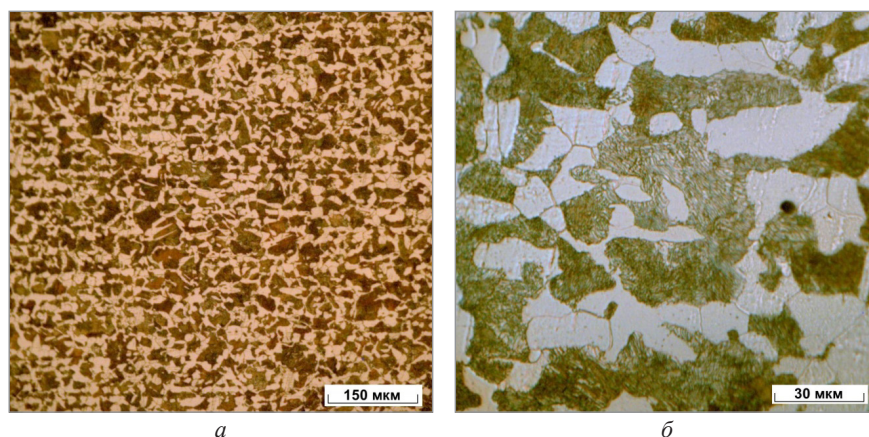


Рис. 2. Структура, соответствующая стали 45

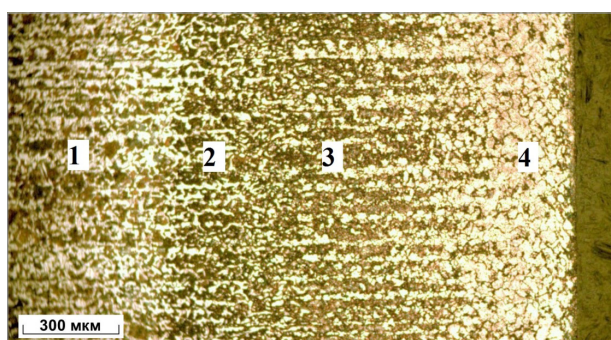


Рис. 3. Участок измененной структуры в стали 45

бейнита и перлит (зернистый); 3 – феррито-перлитная структура, в которой наблюдаются бейнит и перлит; 4 – перлит (возможно высокодисперсный) и бейнит (игольчатый феррит). На рис. 4 показана структура зон 2, 3 и 4 при большем увеличении. Глубина участка структуры, изменившейся под влиянием реза, составляет 1200 мкм. Участок перехода между зонами 1 и 2 отдельно показан на рис. 5.

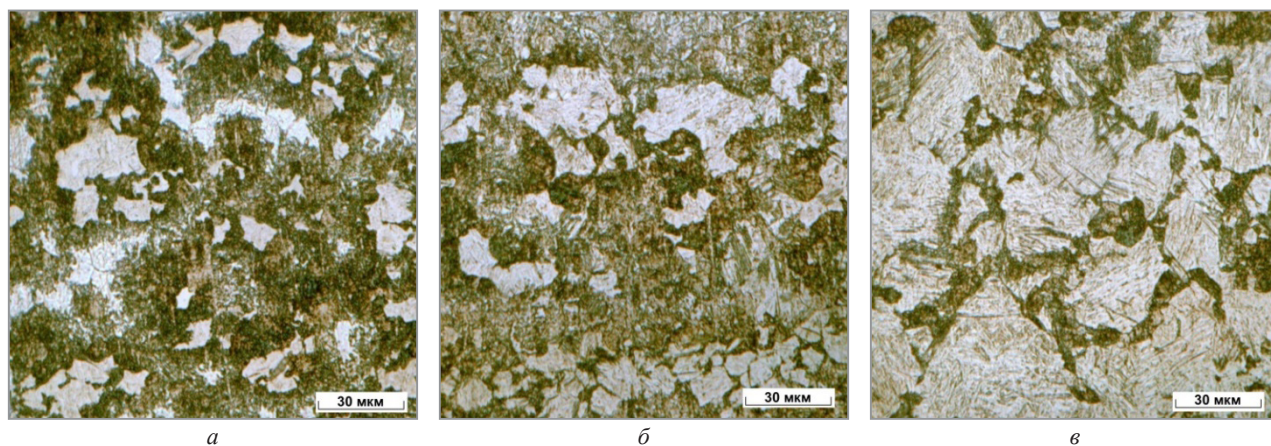


Рис. 4. Структура зон 2, 3 и 4 (а, б, в соответственно); согласно рис. 3

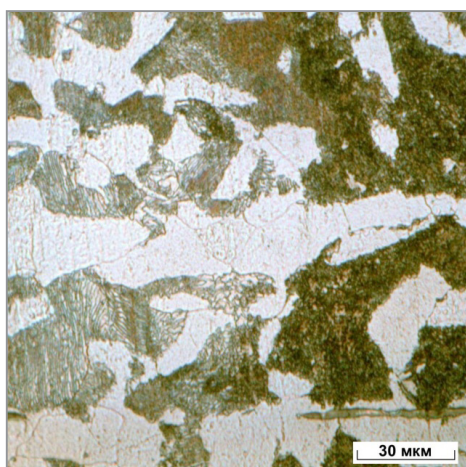


Рис. 5. Участок перехода от зоны 1 к зоне 2 (согласно рис. 3)

Распространенной операцией отрезки является также плазменная резка. После нее в Ст. 3 наблюдается трансформация микроструктуры на глубину порядка 300 мкм (рис. 6, а). При анализе участка термического влияния зафиксировано несколько структурных зон (рис. 6, б–г). Непосредственно вблизи плазменного реза имеется зона глубиной порядка 50–100 мкм (рис. 6, б) тонкодисперсной структуры. Рассмотрение при большем увеличении позволило отнести ее к мартенситу отпуска. Далее следует зона с двухфазной структурой. Ширина зоны составляет порядка 250 мкм, в ней присутствует феррит (рис. 6, в). Светлые достаточно крупные участки структуры с четкими границами принадлежат аустениту. На рис. 6, г показан переход от аустенитно-ферритной структуры к структуре исходной стали (феррит + перлит).

Отпечатки микротвердости 1, 2, 3 (рис. 7) находятся в участках со структурой, твердость которой колеблется в пределах 3000–3500 ГПа. Данные значения отвечают микроструктуре троостита или мартенсита отпуска. Микротвердость, определенная по отпечаткам 4 и 5, составляет 2254 ГПа, что соответствует ферриту. Рентгеноструктурным анализом на поверхности плазменного реза обнаружены фазы: α -Fe (мартенсит); γ -Fe; Fe_3C .

После плазменной резки стали 12X18H10T (рис. 8, а) на поперечном шлифе наблюдали слой литой структуры толщиной до 100 мкм. При большем увеличении можно фиксировать зоны равноосного зерна и столбчатых кристаллов. Можно отметить аналогию формирования структуры при плазменной резке с процессом скоростной кристаллизации фольг (рис. 8, б).

Образцы после такой отрезки могут быть использованы в исследовательских или производственных целях только после удаления участка измененной структуры.

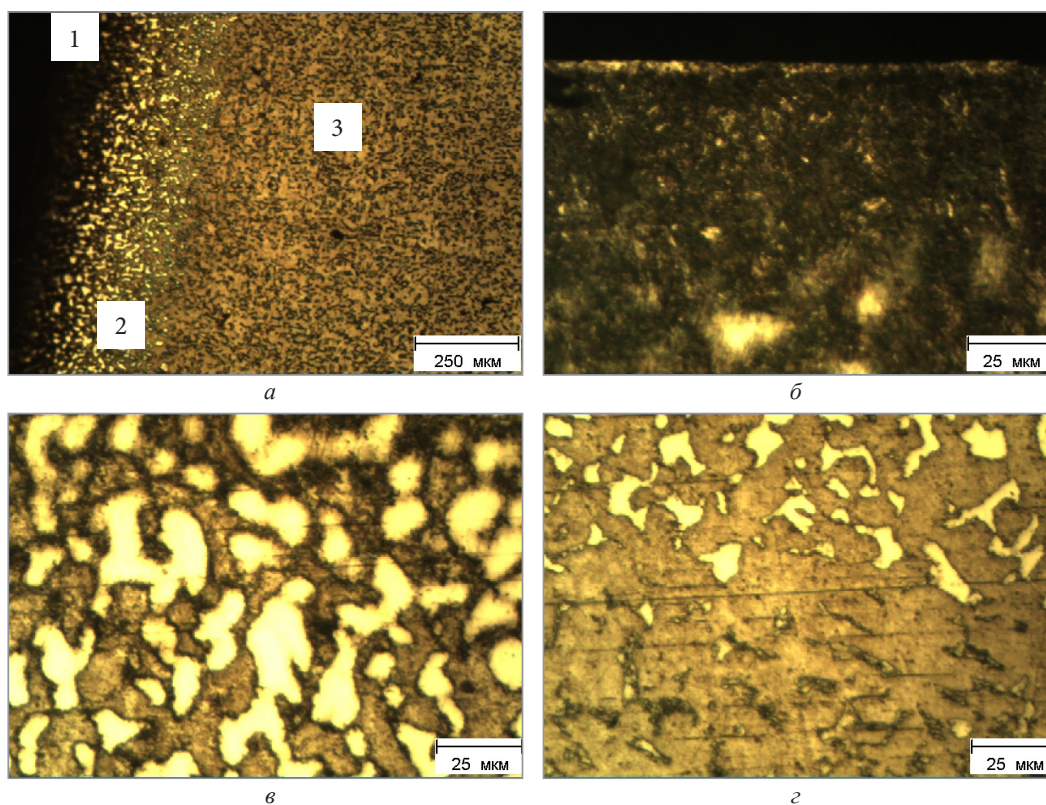


Рис. 6. Структура Ст. 3 после плазменной резки: *a* – зона трансформированной микроструктуры; *б* – зона 1 (мартенсит); *в* – зона 2 (аустенит, феррит); *г* – переходная часть к основному металлу

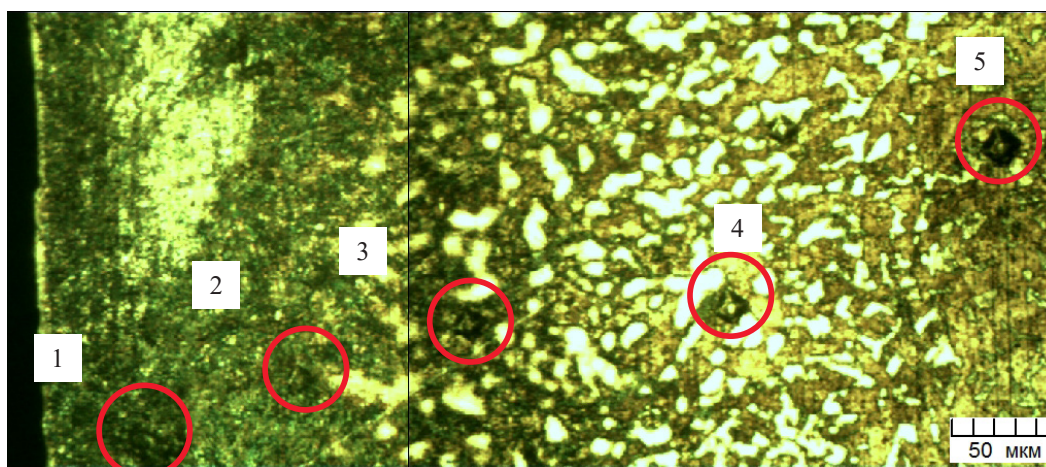


Рис. 7. Панорама микроструктуры с отпечатками индентора микротвердомера

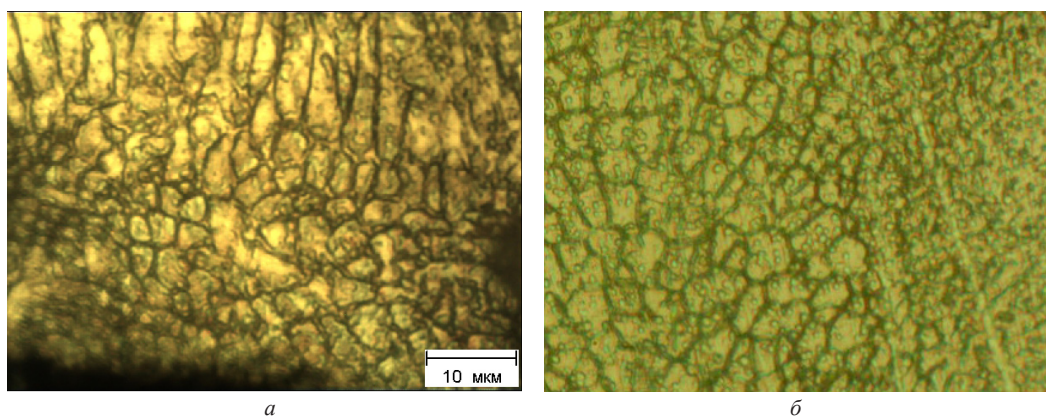


Рис. 8. Структура оплавления на кромке образца стали 12Х18Н10Т после плазменной резки (*a*) и структура быстро закристаллизованной фольги сплава на основе алюминия (*б*)

ЛИТЕРАТУРА

1. **Анисович, А.Г.** Артефакты в металлографии: пыль / А.Г. Анисович // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 93–98.
2. **Анисович, А.Г.** Артефакты в металлографии: нитки и волокна / А.Г. Анисович, М.И. Маркевич // Литье и металлургия. – 2022. – № 2. – С. 91–96.
3. **Анисович, А.Г.** Артефакты в металлографии: ямки травления / А.Г. Анисович // Литье и металлургия. – 2023. – № 1. – С. 112–117.
4. **Анисович, А.Г.** Артефакты в металлографии: пятна на поверхности шлифов / А.Г. Анисович // Литейщик России. – 2024. – № 3. – С. 37–43.

REFERENCES

1. **Anisovich A.G.** Artefakty v metallografii: pyl' [Artifacts in metallography: dust]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 93–98.
2. **Anisovich A.G., Markevich M.I.** Artefakty v metallografii: nitki i volokna [Artifacts in metallography: threads and fibers]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 91–96.
3. **Anisovich A.G.** Artefakty v metallografii: yamki travleniya [Artifacts in metallography: etching pits]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 112–117.
4. **Anisovich A.G.** Artefakty v metallografii: pyatna na poverhnosti shlifov [Artifacts in metallography: spots on the surface of polished sections]. *Litejshchik Rossii = Foundry worker of Russia*, 2024, no. 3, pp. 37–43.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-85-94>
УДК 621.785.4: 791

Поступила 28.11.2024
Received 28.11.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ P91 НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ ДО СВАРКИ

Ф. И. ПАНТЕЛЕЕНКО, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: panteleyenkovfi@tut.by
В. А. ЗЕЛЕНИН, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: vazelenin@mail.ru
А. Л. МИНЬКОВ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: mal200515@mail.ru

Исследовано влияние режимов предварительной термической обработки (ТО) стали P91 на образования трещины при испытании на ударный изгиб. Экспериментально получены кривые зависимости изменения усилия во времени и изменения прогиба образца в зависимости от усилия, по которым определены энергия зарождения трещины, энергия развития трещины, максимальная величина прогиба образца до разрушения, максимальное усилие и усилие разрушения, скорость деформирования, время до разрушения, количество волокнистой составляющей, ударная вязкость, коэффициент интенсивности напряжений. Методами оптической микроскопии исследованы изломы. Показано, что стандартная досварочная термическая обработка (ТО) стали P91 – двойная нормализация значительно снижает ударную вязкость, переводя излом в квазихрупкое состояние. Использование различных вариантов термоциклической обработки (ТЦО) увеличивает общую энергию разрушения и минимизирует количество хрупкой составляющей, при этом после ТЦО разрушение носит в основном внутрикristаллитный характер.

Ключевые слова. Термоциклическая обработка, излом, ударная вязкость, энергия зарождения трещины, энергия развития трещины, величина прогиба образца до разрушения, максимальное усилие и усилие разрушения, скорость деформирования, время до разрушения, количество волокнистой составляющей, коэффициент интенсивности напряжений.

Для цитирования. Пантелеенко, Ф. И. Исследование механизма разрушения стали P91 на ударный изгиб после предварительной термообработки до сварки / Ф. И. Пантелеенко, В. А. Зеленин, А. Л. Миньков // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 85–94. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-85-94>.

RESEARCH OF FRACTURE MECHANISM OF STEEL GRADE P91 ON IMPACT BENDING AFTER PREHEAT TREATMENT BEFORE WELDING

F. I. PANTELEENKO, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: panteleyenkovfi@tut.by
V. A. ZELENIN, Physical-Technical Institute of the National Academy of Science of Belarus,
Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: vazelenin@mail.ru
A. L. MINKOV, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: mal200515@mail.ru

The influence of modes of preliminary heat treatment (HT) of P91 steel on crack formation during impact bending test has been investigated. Curves of dependence of force variation in time and specimen deflection variation depending on the force have been experimentally obtained, by which the following were determined: crack nucleation energy, crack development energy, maximum value of specimen deflection before fracture, maximum force and fracture force, strain rate, time before fracture, amount of fibrous component, impact toughness, stress intensity coefficient. The fractures were investigated by optical microscopy methods. It is shown that standard pre-welding heat treatment (HT) of P91 steel – double normalization significantly reduces impact toughness, transforming the fracture into a quasi-brittle state. The use of different variants of thermocyclic treatment (TCT) increases the total fracture energy and minimizes the amount of brittle component, while after TCT the fracture has mainly intracrystalline character.

Keywords. Thermocyclic treatment, fracture, impact toughness, crack nucleation energy, crack development energy, sample deflection value before fracture, maximum force and fracture force, strain rate, time to fracture, amount of fibrous component, stress intensity coefficient.

For citation. Panteleenko F. I., Zelenin V. A., Minkov A. L. Research of fracture mechanism of steel grade P91 on impact bending after preheat treatment before welding. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 85–94. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-85-94>.

Высокохромистая сталь феррито-мартенситного класса P91 (10X9МФБ) относится к жаропрочным сталям и была разработана компанией «Oak» (США) в середине 1970-х годов для применения при изготовлении толстостенных элементов котлов (колонна, магистральная паровая труба и др.) и трубопроводов-паропроводов ядерных реакторов. Сталь P91 создана на основе трубной стали P9 (9 % Cr и 1 % Mo) за счет оптимизации состава сплава введением V, Nb и N, которые значительно улучшили стойкость к ползучести труб, работающих при давлении пара 31 МПа и температуре до 600 °С (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Химический состав стали марки P91 [1]

Элемент	C	Cr	Mo	Si	Mn	V	Nb	N	Fe
Мас. %	0,10	9,00	0,92	0,23	0,46	0,18	0,08	0,084	Основа

Технология производства труб из стали P91 заключается в горячей прокатке и последующей нормализации от температуры 1050 °С.

Главный недостаток стандартной термической обработки (нормализации) – это неспособность одновременно повышать прочность и пластичность. Такая задача решается путем термоциклической обработки (ТЦО), при которой на структуру влияют многократные фазовые превращения и связанный с ними фазовый наклеп. Градиенты температуры стимулируют термодиффузию, а термические и межфазные напряжения способствуют снятию остаточных напряжений [2]. Основное структурное изменение при ТЦО стали P91 – сильная фрагментация. Фрагментация (измельчение) микроструктуры один из способов, который одновременно повышает прочность и ударную вязкость металла [3]. ТЦО выбрана как альтернатива стандартной термообработке – нормализации.

В [4] показано, что соединения ниобия Nb(CN) и ванадия V(CN) стабильны до температур 1200 и 1100 °С соответственно. В связи с этим образующиеся при ТЦО карбиды и нитриды ванадия и ниобия становятся дисперсионно-упрочняющей фазой, тем самым снижают склонность к росту зерна, а значит, сталь P91 становится слабо чувствительной к перегреву при сварке.

В данной работе приведены результаты экспериментальных исследований влияния режимов предварительной термоциклической обработки (ПТЦО) стали P91 на механизм разрушения при испытании на ударный изгиб. По кривым зависимости изменения усилия разрушения во времени и кривым изменения прогиба образца в зависимости от усилия разрушения определены энергия зарождения трещины, энергия развития трещины, величина прогиба до разрушения образца, максимальное усилие и усилие разрушения, скорость деформирования, время до разрушения, коэффициент интенсивности напряжений. По изломам образцов посчитано количество волокнистой составляющей.

Методика и оборудование исследований

Образцы из труб диаметром 48,5×6,08 мм подвергали нормализации в печи электрической SNOL 7,2/1300, а ТЦО – на установке индукционного нагрева с обратной связью ФТИ-40/10–50.

Испытание на ударный изгиб (КCU) образцов, вырезанных из трубной заготовки диаметром 48,5×6,08 мм, после досварочной термообработки проводили на маятниковом копре PSWO 30 (СТБ ЕН 10045-1-200).

На рис. 1 показана схема разрушения образца при испытании по Шарпи на ударный изгиб. Исходные данные при испытании: скорость движения маятника $V_0 = 5,6$ м/с; начальная энергия маятника $E_0 = 15 \text{ кгс} \cdot \text{м} = 15 \cdot 9,81 = 147,15$ Дж; расстояние между опорами копра – 40 мм.

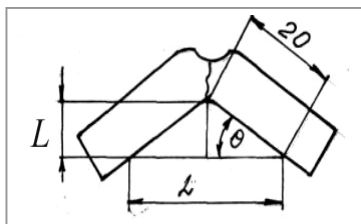


Рис. 1. Схема разрушения образца по Шарпи [5]: L – величина прогиба образца, мм; Θ – угол изгиба

$$E_{\Pi} = E_3 + E_p, \quad (1)$$

где E_{Π} – полная энергия разрушения, Дж; E_3 – энергия зарождения трещины, Дж; E_p – энергия роста трещины, Дж.

$$E_{\Pi} = E_3(1 - E_3/4E_0) [3], \quad (2)$$

$$E_3 = V_0 \int_0^t F dt [3], \quad (3)$$

где F – усилие, Н; t – время, мкс.

$$B = (1 - F_{xp}/F_0) \cdot 100, \quad (4)$$

где B – волокнистая составляющая в изломе образца; F_{xp} – площадь хрупкого участка в изломе, мм², F_0 – общая площадь излома образца, мм².

$$V = \Delta\tau / \Delta L, \quad (5)$$

где V – скорость деформации образца, м/с; $\Delta\tau$ – время деформации до разрушения, мкс; ΔL – прогиб образца до разрушения, мм.

$$K_q = Fh / (W\sqrt{H^3}) [7], \quad (6)$$

где K_q – коэффициент интенсивности напряжений, МПа·√м; F – усилие, Н; h – глубина концентратора напряжений, мм; H , W – соответственно высота и ширина образца, мм.

Изломы образцов исследовали на стереометрическом микроскопе Альтами с увеличениями 10 крат.

Параметры термической обработки приведены в табл. 2 и на рис. 2.

Таблица 2. Режимы термической обработки

Режим ТО № 1	Нормализация – нагрев до 1050 °С, выдержка 30 мин и охлаждение на воздухе инертное
Режим ТО № 2	Нормализация двойная – нагрев до 1050 °С, выдержка 30 мин и охлаждение на воздухе инертное до 20 °С с повторением по тем же режимам
Режим ТО № 3	Высокотемпературная ТЦО в диапазоне 1050–700 °С трехкратная – нагрев со скоростью 100 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 700 °С с двукратным повторением
Режим ТО № 4	Высокотемпературная ТЦО в диапазоне 1050–700 °С пятикратная – нагрев со скоростью 100 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 700 °С с четырехкратным повторением
Режим ТО № 5	Высокотемпературная ТЦО в диапазоне 1050–700 °С трехкратная – нагрев со скоростью 200 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 700 °С с двукратным повторением
Режим ТО № 6	Высокотемпературная ТЦО в диапазоне 1050–700 °С пятикратная – нагрев со скоростью 200 °С/мин, выдержка при 1050 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 700 °С с четырехкратным повторением
Режим ТО № 7	Среднетемпературная ТЦО в диапазоне 860–300 °С трехкратная – нагрев со скоростью 100 °С/мин, выдержка при 860 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 300 °С, выдержка 1 мин при 300 °С с двукратным повторением
Режим ТО № 8	Среднетемпературная ТЦО в диапазоне 860–300 °С трехкратная – нагрев со скоростью 200 °С/мин, выдержка при 860 °С 1 мин и охлаждение инерционное до 300 °С, выдержка 1 мин при 300 °С с двукратным повторением

Результаты исследований и их обсуждение

Характер поверхности изломов ударных образцов позволяет оценить их сопротивление распространению трещин [6]. На рис. 3, а–з показаны поверхности изломов, на которых видны характерные области разрушения. Область 1а – область зарождения трещины, область 1б – область стабильного роста; область 2 – зарождение трещины в боковой части; область 3 – зона хрупкого разрушения; область 4 – зона долома.

Излом после двойной нормализации (рис. 3, б) показывает, что он имеет квазихрупкий характер с большой центральной хрупкой зоной и минимальными пластичными областями. Трещина зародилась в области 1а, 1б и 2. Максимальное усилие разрушения – 11410 Н. Ударная вязкость составляет 69,7 Дж/см². Полная энергия разрушения $E_{\Pi} = 38,2$ Дж, энергия зарождения трещины $E_3 = 36,3$ Дж, а время до разрушения – 800 мкс. Количество волокнистой составляющей $B = 58\%$. Очевидно (рис. 4, в и рис. 5, в), что зарождение трещины началось уже при прогибе образца около 1 мм, далее трещина затормозилась, так как в подповерхностной части виден волокнистый излом, проходящий от области 1а через область 1б. Шесть пиков на кривых (рис. 4, б и рис 5, в) соответствуют зарождению и росту трещины в областях 1а и 1б (см. рис. 3, б). Разрушение образца произошло при прогибе 5,78 мм (см. рис. 4, б). Дальнейшие пики – это область долома образца (см. рис. 3, б).

Излом после нормализации (см. рис. 3, а) имеет большее количество волокнистой составляющей – 58% по сравнению с образцом после двойной нормализации. Центральная хрупкая зона 2а имеет хрупкий

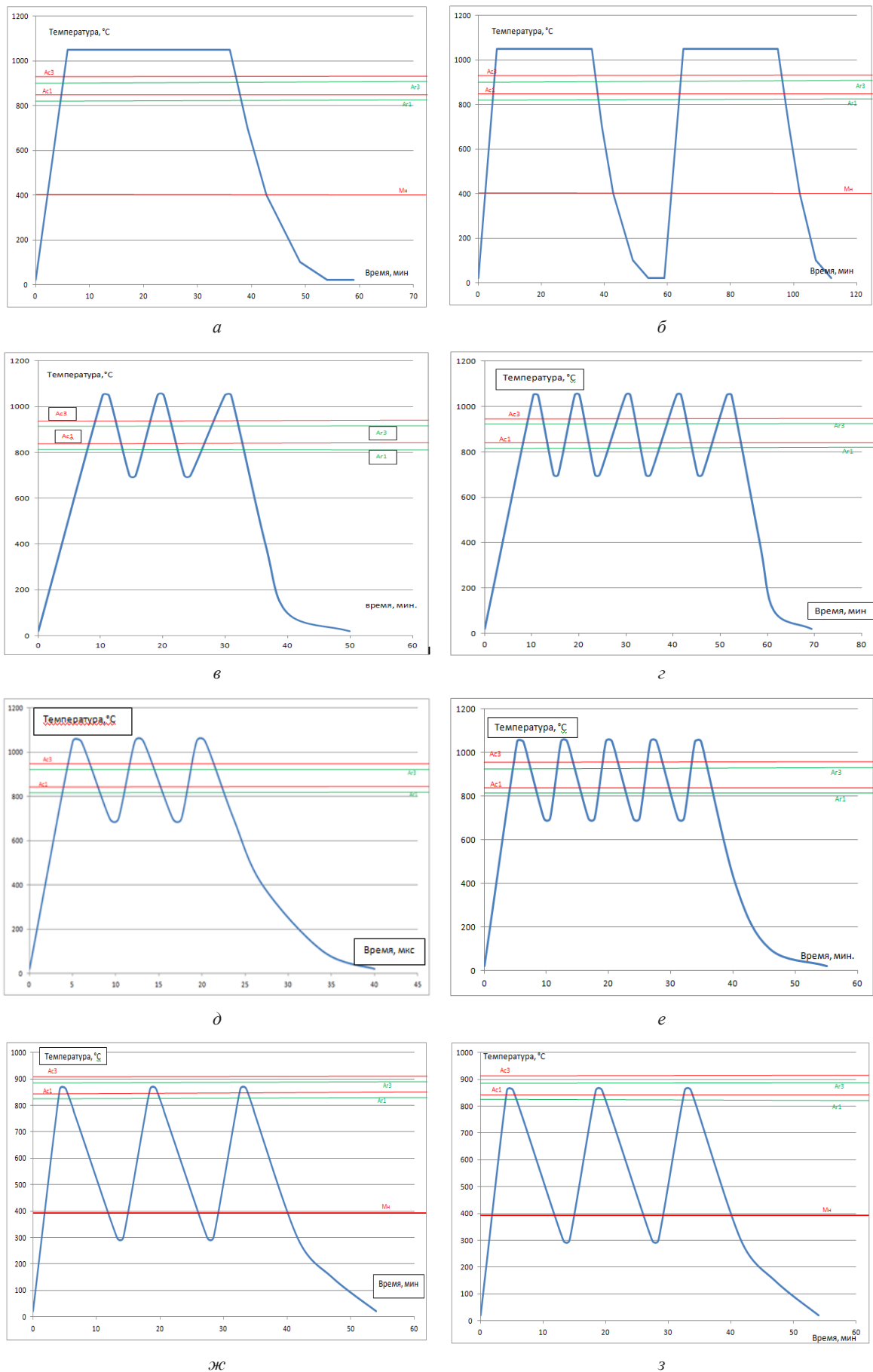


Рис. 2. Графическое изображение режимов термической обработки:
a – ТО № 1; *б* – ТО № 2; *в* – ТО № 3; *г* – ТО № 4; *д* – ТО № 5; *е* – ТО № 6; *ж* – ТО № 7; *з* – ТО № 8

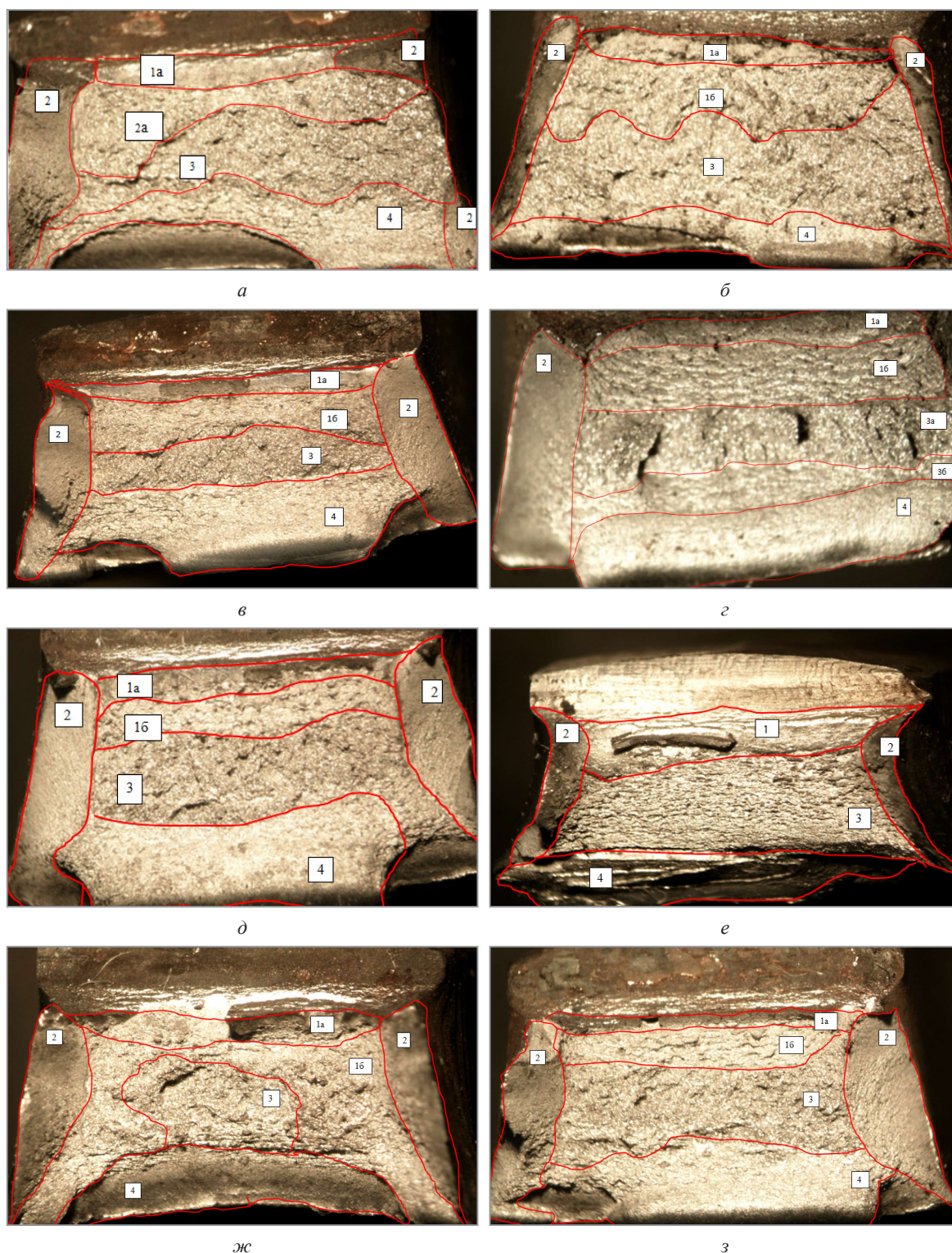


Рис.3. Изломы после различных режимов ТО:

a – ТО № 1; *б* – ТО № 2; *в* – ТО № 3; *г* – ТО № 4; *д* – ТО № 5; *е* – ТО № 6; *ж* – ТО № 7; *з* – ТО № 8

камневидный излом. Ударная вязкость – 98 Дж/см². Максимальное усилие разрушения – 8700 Н. Полная энергия разрушения $E_{\text{п}} = 52,4$ Дж, энергия зарождения трещины $E_3 = 51$ Дж, а время до разрушения – 1324 мкс. После возрастания усилия разрушения до максимального значения 8700 Н (рис. 4, *a*), что соответствует прогибу образца 6 мм, усилие разрушения изменяется плавно до 5031 Н, при прогибе – 9,39 мм. Разница в структуре излома после нормализации и двойной нормализации связана, по-видимому, с тем, что в исходной структуре стали было крупное исходное зерно феррита, а после нагрева и выдержки часть зерен успела рекристаллизоваться и образующийся мартенсит после нормализации наследует исходное крупное зерно, а двойной нагрев-охлаждение еще более усугубляет этот процесс.

Излом (рис. 3, в) после высокотемпературной ТЦО в диапазоне 1050 – 700 °С трехкратная – нагрев со скоростью 100 °С/мин (вариант ТО № 3) показывает, что область 3 имеет хрупко-пластичный характер излома, а остальные части излома 1а, 1б, 2, 4 разрушались по пластичному механизму. Начало разрушения соответствует не резким скачкам усилия по сравнению с предыдущим образцом, а монотонному без особых резких пиков (рис. 4, в и рис. 5, в). После 15 небольших импульсов увеличение нагрузки – спад нагрузки и достижения прогиба образца 6 мм наблюдается спад усилия разрушения с 11089 Н ($F_{\max}$) до 9414 Н. Это соответствует началу образования магистральной трещины и переход разрушения в область 3 (см. рис. 3, в). Ударная вязкость составляет 103,5 Дж/см². Полная энергия разрушения – 55,9 Дж, энергия зарождения трещины – 54,9 Дж, а время до разрушения – 930 мкс. Количество волокнистой составляющей – 64%. Низ образца имеет вязкий излом, а центральная область – смешанный характер разрушения (квазипластичный).

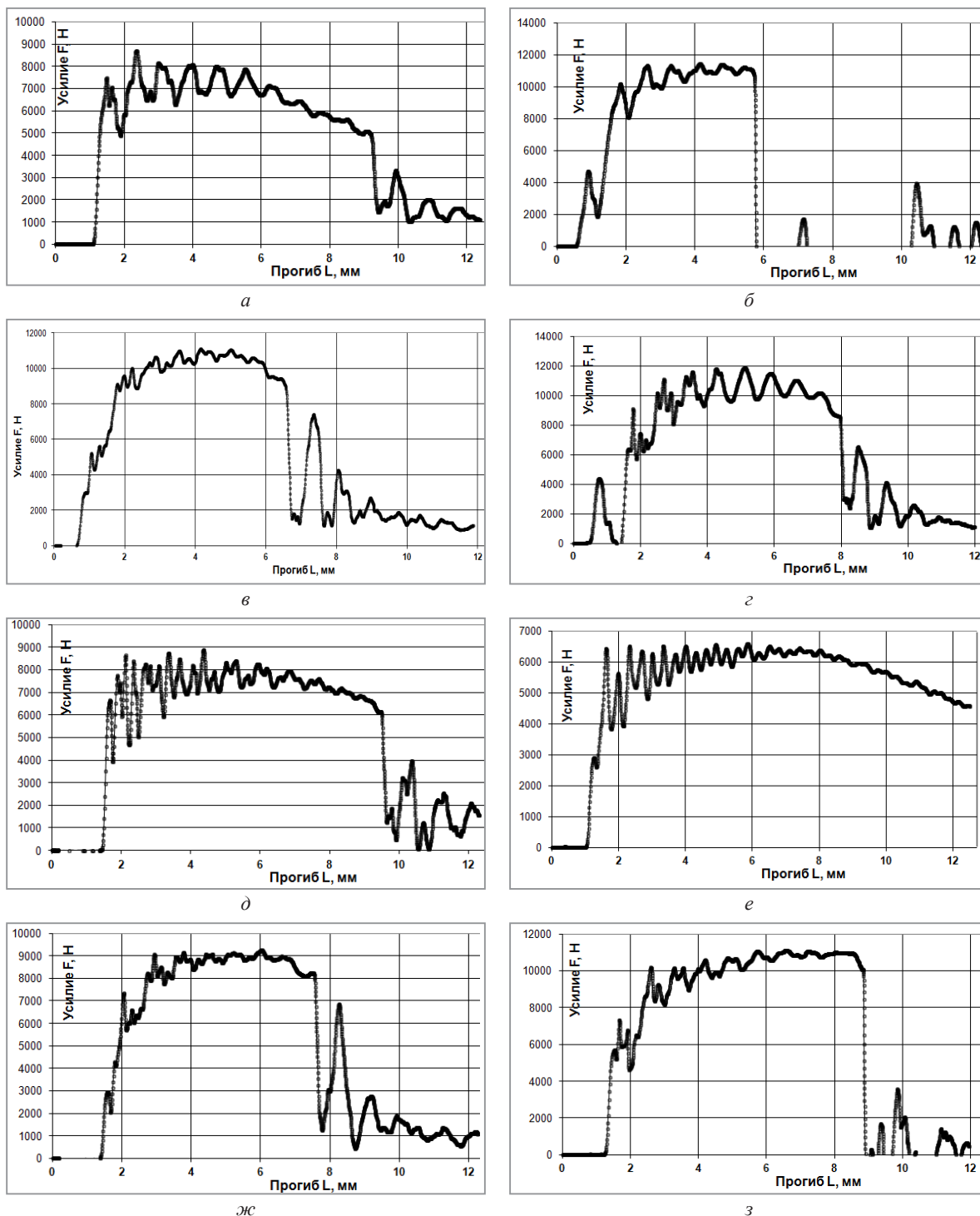


Рис.4. Зависимость величины прогиба L от усилия после различных режимов ТО:
а – ТО № 1; б – ТО № 2; в – ТО № 3; г – ТО № 4; д – ТО № 5; е – ТО № 6; ж – ТО № 7; з – ТО № 8

Излом (см. рис. 3, з) после пятикратной высокотемпературной ТЦО в диапазоне 1050–700 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин (вариант ТО № 4) показывает, что область 3 явно разделяется на две подобласти 3а и 3б. Область 3а имеет три крупных включения, имеющих хрупкий характер излома, окруженных волокнистой составляющей, а остальные части области 3 и 3а имеют чисто волокнистую структуру излома. Области излома 1а, 1б, 2, 4 разрушались по пластичному механизму. Начало разрушения имеет резко выраженный пик усилия разрушения, который соответствует зарождению трещины

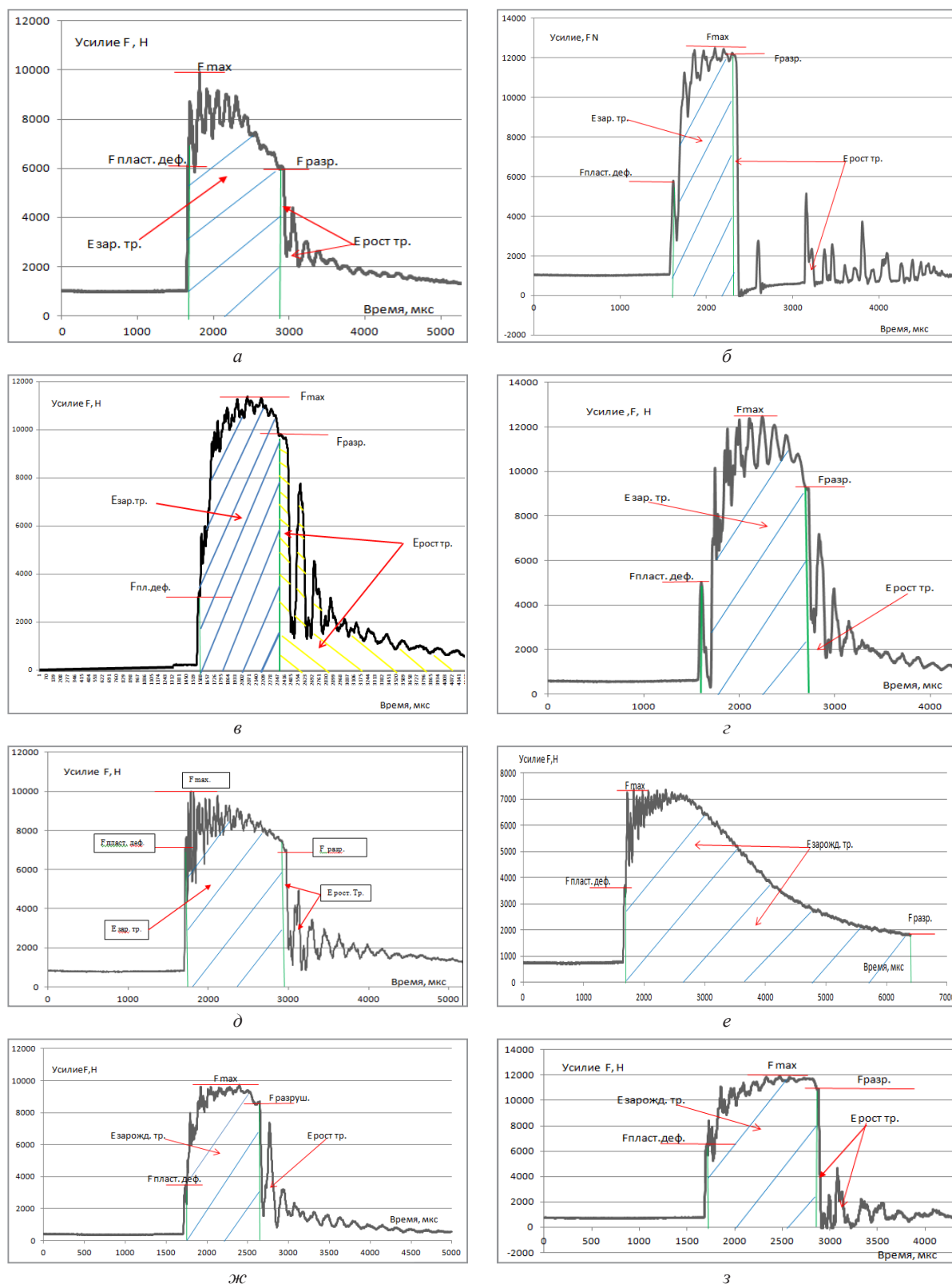


Рис. 5. Изменение усилия разрушения во времени в зависимости от режима ТО:
а – ТО № 1; б – ТО № 2; в – ТО № 3; г – ТО № 4; д – ТО № 5; е – ТО № 6; ж – ТО № 7; з – ТО № 8

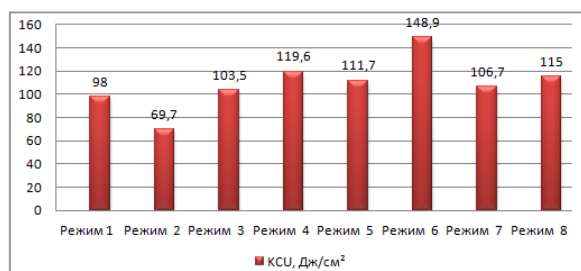
в области 1а (рис. 4, з и рис. 5, з). После восьми импульсов увеличение нагрузки – спад нагрузки и достижения прогиба образца 8 мм наблюдается спад усилия разрушения с 11862 до 8606 Н. Это соответствует началу образования магистральной трещины и переход разрушения в область 3а (см. рис. 3, д). Ударная вязкость составляет 119 Дж/см². Полная энергия разрушения – 63,6 Дж, энергия зарождения трещины – 59,8 Дж, время до разрушения – 1193 мкс. Количество волокнистой составляющей – 85 %. Низ образца имеет вязкий излом, а центральная область – излом с тремя смешанными хрупко-вязкими зонами.

Наиболее оптимальными свойствами обладает образец после пятикратной высокотемпературной ТЦО (1050–700 °С) – нагрев со скоростью 200 °С/мин (вариант ТО № 6). Излом (см. рис. 3, е) полностью волокнистый. Ударная вязкость – 148,9 Дж/см², максимальное время разрушения – 2348 мкс и минимальная скорость разрушения – 5,3 м/с.

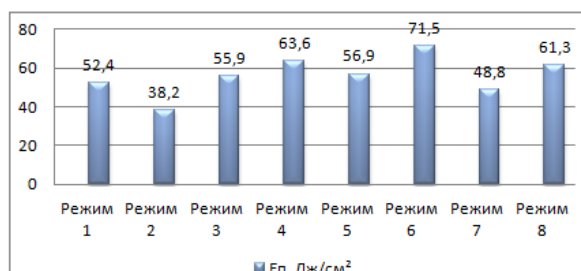
Экспериментально полученные кривые зависимости изменения прогиба образца от усилия разрушения при испытании на ударный изгиб после различных вариантов ТО показаны на рис. 4, а – з.

Кривые изменения усилия разрушения во времени в зависимости от режима ТО показаны на рис. 5, а – з. Площадь внутри заштрихованной области – это энергия зарождения трещины E_z , а первое отклонение от линейного тренда изменения усилия разрушения во времени соответствует концу упругой деформации и является усилием начала пластической деформации $F_{\text{пл.деф.}}$. Максимальное усилие разрушения соответствует максимуму кривой F_{max} . Последняя точка усилия разрушения до момента резкого спада соответствует $F_{\text{разр.}}$ и соответственно максимальному прогибу образца, после которого происходит полное разрушение образца на две половины.

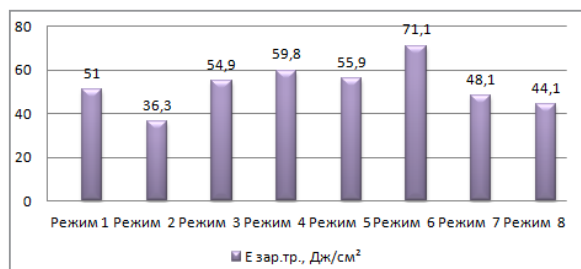
По кривым зависимости изменения усилия разрушения во времени и кривым зависимости величины прогиба от усилия разрушения определены энергия зарождения трещины, энергия развития трещины, величина прогиба до разрушения образца, максимальное усилие и усилие разрушения, скорость деформирования, время до разрушения и коэффициент интенсивности напряжений (рис. 6, а–л).



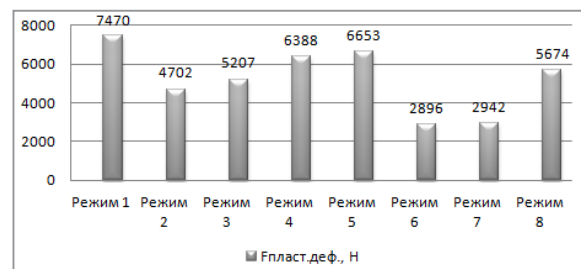
Влияние режима ТО на ударную вязкость (KCU)



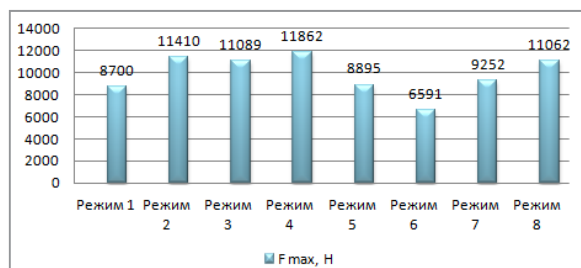
Влияние режима ТО на полную энергию разрушения ($E_{\text{ц}}$)



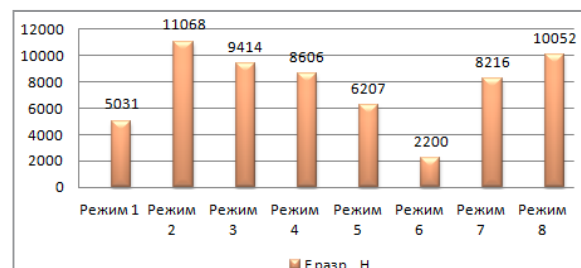
Влияние режима ТО на энергию зарождения трещины ($E_{\text{зар.тр.}}$)



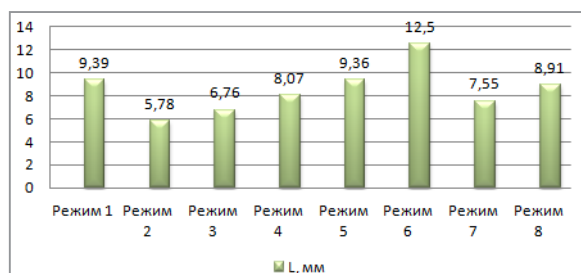
Влияние режима ТО на усилие начала пластической деформации ($F_{\text{пл.деф.}}$)



Влияние режима ТО на максимальное усилие разрушения (F_{max})

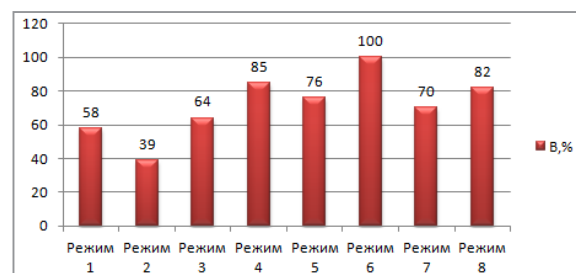


Влияние режима ТО на усилие разрушения ($F_{\text{разр.}}$)



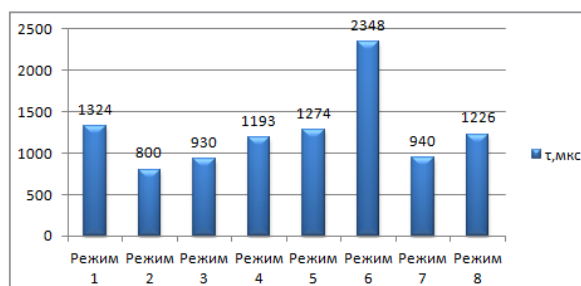
ЖС

Влияние режима ТО на величину прогиба образца (L)



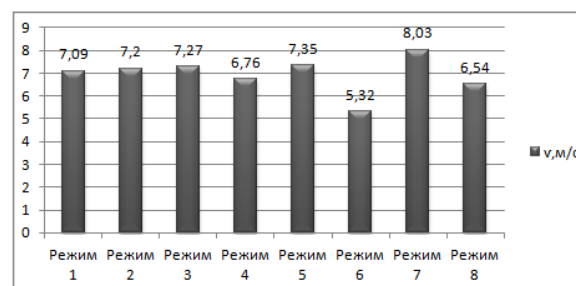
З

Влияние режима ТО на количество волокнистой составляющей (B)



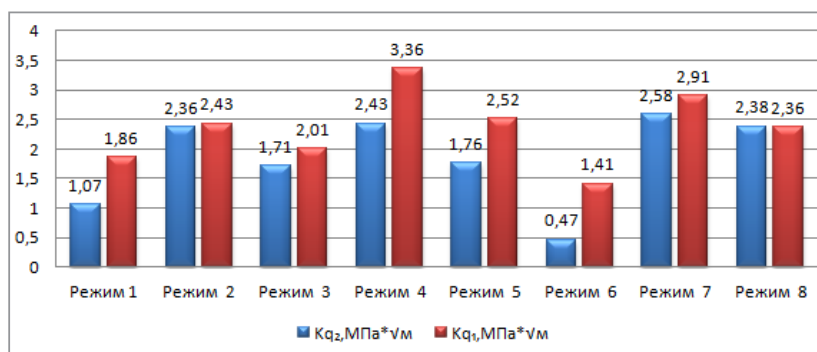
И

Влияние режима ТО на время разрушения образца (τ)



К

Скорость разрушения в зависимости от режима ТО (v)



Л

Влияние режима ТО на коэффициент интенсивности напряжений при максимальной нагрузке K_{q1} и коэффициент интенсивности напряжений при нагрузке разрушения K_{q2}

Рис. 6. Влияние режимов ТО на основные параметры разрушения

Выводы

1. Досварочная термообработка (ТО) стали P91 – двойная нормализация значительно снижает ударную вязкость, переводя излом в квазихрупкое состояние.
2. Использование высокотемпературной термоциклической обработки (ТЦО) увеличивает общую энергию разрушения, минимизирует количество хрупкой составляющей в изломе, увеличивает время разрушения, снижает скорость разрушения и коэффициент интенсивности напряжений.
3. Разрушение после ТЦО в основном происходит по внутрикристаллитному механизму.
4. Основное влияние на структуру и свойства стали P91 при ТЦО оказывают скорость нагрева, максимальная температура нагрева, минимальная температура охлаждения, скорости нагрева и охлаждения, а также количество циклов нагрев – охлаждение.
5. Установлено, что повышение скорости нагрева с 100 до 200 °С/мин и увеличение количества циклов с трех до пяти при высокотемпературной ТЦО позволяет повысить ударную вязкость стали до 148,9 Дж/см², при этом излом становится полностью волокнистым, при минимальной скорости разрушения 5,32 м/с с максимальным временем разрушения 2348 мкс, а также с максимальной энергией зарождения трещины 71,1 Дж и минимальными коэффициентами интенсивности напряжений, соответствующими максимальному усилию разрушения 1,41 МПа·√м и усилию начала разрушения 0,47 МПа·√м.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Hurtado-Noreña, C.** Evolution of Minor Phases in a P91 Steel Normalized and Tempered at Different Temperatures / C. Hurtado-Noreña, C.A. Danón, M.I. Luppó, P. Bruzzoni // International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials, SAM-CONAMET. – 2013. – P. 143–146.
2. **Федюкин, В.К.** Термоциклическая обработка: технология, структура и свойства металлических материалов / В.К. Федюкин. – Л.: ИПМаш АН СССР, 1991. – 310 с.
3. **Херцберг, Р.В.** Деформация и механика разрушения конструкционных материалов/ Р.В. Херцберг. – М.: Металлургия, 1989. – 576 с.
4. **Raghavan, V.** Phase transformation in system C–Cr-Fe-Mo-N-Nb-V/ V. Raghavan // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2007. – Vol. 28. – № 3. – P. 236–237.
5. Механика разрушения и механические свойства материалов / Ф.И. Пантелеенко [и др.]. – Минск: БНТУ, 2021. – 207 с.
6. **Ефименко, Л.А.** Металловедение и термическая обработка сварных соединений/ Л.А. Ефименко, А.К. Прыгаев, О.Ю. Елагина. – М.: Логос, 2007. – 456 с.
7. **Золоторевский, В.С.** Механические свойства металлов / В.С. Золоторевский. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.

REFERENCES

1. **Hurtado-Noreña C., Danón C.A., Luppó M.I., Bruzzoni P.** Evolution of Minor Phases in a P91 Steel Normalized and Tempered at Different Temperatures. International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials, *SAM-CONAMET*, 2013, pp. 143–146.
2. **Fedjukin V.K.** *Termociklicheskaja obrabotka: tehnologija, struktura i svojstva metallicheskih materialov* [Thermal cycling: technology, structure and properties of metallic materials]. Leningrad, IPMash AN SSSR Publ., 1991, 310 p.
3. **Hercberg R.V.** *Deformacija i mehanika razrushenija konstrukcionnyh materialov* [Deformation and fracture mechanics of structural materials]. Moscow, Metallurgija Publ., 1989, 576 p.
4. **Raghavan V.** Phase transformation in system C–Cr-Fe-Mo-N-Nb-V. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2007, no. 3, vol. 28, pp. 236–237.
5. **Panteleenko F.I., Sidorov V.A., Gol'cova M.V., Kerzhenceva L.F.** *Mehanika razrushenija i mehanicheskie svojstva materialov* [Fracture mechanics and mechanical properties of materials]. Minsk, BNTU Publ., 2021, 207 p.
6. **Efimenko L.A., Prygaev A.K., Elagina O. Ju.** *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka svarnyh soedinenij* [Metal science and heat treatment of welded joints]. Moscow, Logos Publ., 2007, 456 p.
7. **Zolotorevskij V.S.** *Mehanicheskie svojstva metallov* [Mechanical properties of metals]. Moscow, MISIS Publ., 1998, 400 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-95-98>
УДК 621.74

Поступила 24.09.2024
Received 24.09.2024

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СЕРЫ И ФОСФОРА НА КАЧЕСТВО МЕТАЛЛА ШВА ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКЕ И СПОСОБЫ ИХ УДАЛЕНИЯ

А. С. САИДАХМАТОВ, М. М. АБДУРАХМОНОВ, Н. С. ДУНЯШИН, Ташкентский государственный технический университет им. Ислама Каримова, г. Ташкент, Узбекистан, ул. Университетская, 2. E-mail: asror_khan@mail.ru
Н. И. УРБАНОВИЧ, С. С. КАРПОВИЧ, Г. Ф. ЛИВШИЦ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: pmstm@bntu.by

В статье представлены источники поступления серы и фосфора в сварочную ванну, проанализировано их влияние на качество металла шва при электродуговой сварке и предложены способы их удаления. Показано, что влияние серы и фосфора на образование горячих трещин взаимно усиливается тем, что места ликвации соединений этих элементов в металле шва совпадают. Удалению серы способствуют вводимый в расплав сварочной ванны Mn и содержащиеся в шлаке основные оксиды марганца и кальция, а удалению фосфора – содержащиеся в шлаке основные оксиды FeO и CaO.

Ключевые слова. Дуговая сварка, флюс, шлак, сварочная ванна, шихта.

Для цитирования. Саидахматов, А. С. Изучение влияния серы и фосфора на качество металла шва при электродуговой сварке и способы их удаления / А. С. Саидахматов, М. М. Абдурахмонов, Н. С. Дунышин, Н. И. Урбанович, С. С. Карпович, Г. Ф. Лившиц // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 95–98. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-95-98>.

STUDY OF METAL REFINING DURING ELECTRIC ARC WELDING

A. S. SAIDAKHMATOV, M. M. ABDURAKHMONOV, N. S. DUNYASHIN, Tashkent State Technical University named after Islam Karimov, Tashkent, Uzbekistan, 2, Universitetskaya str. E-mail: asror_khan@mail.ru
N. I. URBANOVICH, S. S. KARPOVICH, G. F. LIUSHYTS, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: pmstm@bntu.by

The article presents sources of sulfur and phosphorus entering the weld pool, their influence on the quality of weld metal during electric arc welding and methods of their removal. It is shown that the influence of sulfur and phosphorus on the formation of hot cracks is mutually enhanced by the fact that the liquation sites of the compounds of these elements in the weld metal coincide. Sulfur removal is facilitated by Mn introduced into the weld pool melt and the main oxides of manganese and calcium contained in the slag, and phosphorus removal is facilitated by the main oxides of FeO and CaO contained in the slag.

Keywords. Arc welding, flux, slag, weld pool, charge.

For citation. Saidakhmatov A. S., Abdurakhmonov M. M., Dunyashin N. S., Urbanovich N. I., Karpovich S. S., Liushyts G. F. Study of metal refining during electric arc welding. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 95–98. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-95-98>.

Использование минеральных ресурсов Республики Узбекистан для разработки и промышленного производства сварочных материалов (флюсов и покрытий электродов) – одно из приоритетных направлений [1, 2]. К флюсам и покрытиям предъявляют ряд требований, в частности обеспечение глубокого рафинирования сварочной ванны от вредных примесей, таких, как сера и фосфор. Цель данной работы – изучение влияния серы и фосфора на качество металла шва при электродуговой сварке сталей и способов их удаления. Полученные знания могут применяться в дальнейшем для разработки составов флюсов и покрытий с использованием местного сырья.

Рафинирование металла – процесс его очистки от вредных примесей. Для стали это очистка от серы и фосфора. Поскольку их наличие – крайне нежелательное явление, рафинирование можно рассматривать как одну из важнейших металлургических операций, в том числе при сварке [3].

Источниками поступления серы и фосфора в расплавленный металл являются основной металл; присадочный металл (проволоки, прутки, стержни покрытых электродов); шлак, образующийся при

расплавлении флюсов, покрытия и шихты порошковых проволок, в которые сера и фосфор попадают из сырьевых материалов.

Сера является вредной примесью, значительно усиливающей склонность к образованию горячих (кристаллизационных) трещин при сварке. Она практически не растворима в твердом железе и находится в стали в виде неметаллических сульфидных включений FeS с температурой плавления 1193 °С. Более того, FeS образует с Fe легкоплавкие эвтектики с температурой плавления всего 985 °С. Эти эвтектические образования в виде легкоплавких прослоек располагаются при кристаллизации металла шва по границам зерен, ослабляя связь между ними. Чем больше в металле серы, тем больше эвтектики, тем больше прослойки и ослабление связи между зернами. При возникновении растягивающих напряжений, а такие напряжения при сварке присутствуют всегда, эти связи могут разрываться с образованием горячих трещин.

Содержание серы в сталях, сварочных материалах, во всех компонентах, присутствующих при приготовлении флюсов, электродных покрытий, шихты проволоки, строго ограничивают.

С повышением содержания серы в металле шва склонность его к образованию трещин резко возрастает. Возрастает она также и при сварке сталей, содержащих в повышенных концентрациях никель. В этом случае на базе сульфида никеля NiS образуются эвтектики с очень низкой для стали температурой плавления – всего 644 °С. Усилить вредное действие серы могут и другие элементы, в частности углерод (сульфиды углерода), особенно при сварке углеродистых и низколегированных сталей.

В связи с этим для получения качественного шва содержание серы в расплавленном металле сводят к минимально возможному уровню. С этой целью, во-первых, надо ограничивать содержание серы в свариваемом металле и сварочных материалах, во-вторых, если уже она попала в расплавленный металл, необходимо постараться ее оттуда удалить или каким-то образом нейтрализовать ее вредное воздействие. Руководствуясь этим соображением, при сварке сталей применяют связывание серы в сульфид марганца (MnS) с более высокой температурой плавления 1610 °С, который не образует с железом легкоплавких эвтектик и плохо растворяется в железе.

Связывание S в MnS происходит по реакции:



с константой равновесия:

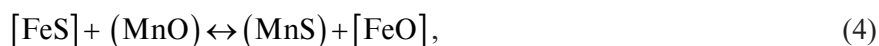
$$K = \frac{(\text{MnS})[\text{Fe}]}{[\text{FeS}][\text{Mn}]} \quad (2)$$

Отсюда

$$[\text{FeS}] = \frac{(\text{MnS})[\text{Fe}]}{K[\text{Mn}]} \quad (3)$$

Концентрации FeS в металле уменьшаются с увеличением Mn, т.е. для борьбы с S в сварочную ванну следует вводить Mn. Отметим, что реакция $[\text{FeS}]$ с $[\text{Mn}]$ происходит при понижении температуры ванны и идет вяло. Поэтому значительная часть серы (даже при большом содержании Mn) может оставаться связанная в виде сульфидов железа FeS.

Уменьшение FeS в жидком металле достигается дополнительным воздействием шлаков, содержащих MnO и CaO, по реакциям:



с константами равновесия:

$$K = \frac{(\text{MnS})[\text{FeO}]}{[\text{FeS}](\text{MnO})} \quad (6)$$

$$K = \frac{(\text{CaS})[\text{FeO}]}{[\text{FeS}](\text{CaO})} \quad (7)$$

Анализ этих реакций и их констант равновесия показывает, что уменьшению FeS в металле способствует лучшее раскисление жидкого металла (снижение FeO в металле) и увеличение MnO и CaO в шлаке, т.е. повышение основности. Поэтому основные шлаки более благоприятны для уменьшения концентрации S в металле, что имеет место на практике. Металл шва, полученный электродами типа

УОНИ (с основным покрытием), содержит серы меньше, чем полученный рутиловым и другими электродами. Поэтому сварные соединения, выполненные электродами УОНИ, менее склонны к образованию горячих трещин.

Фосфор в сталях тоже весьма вредная примесь. В отличие от серы фосфор растворяется в железе и может находиться в металле шва как в растворенном состоянии, так и в виде легкоплавких включений – фосфидов железа (Fe_2P , Fe_3P) и фосфидных эвтектиках, располагающихся по границам зерен. Фосфор ухудшает механические свойства, вызывая хладноломкость – снижение пластичности и ударной вязкости, особенно при пониженных температурах, а также снижает стойкость металла шва к образованию горячих трещин. Чем больше фосфора и ниже его растворимость в металле (в аустените меньше, чем в феррите), тем больше образуется легкоплавких фосфорсодержащих включений на границах зерен металла шва, тем выше склонность к образованию трещин. Опасность образования трещин от фосфора значительно больше в швах с аустенитной структурой, часто получаемых при сварке высоколегированных сталей. Следует отметить, что влияние фосфора и серы на образование горячих трещин взаимно усиливается тем, что места ликвации соединений этих элементов в металле шва совпадают. Углерод также усиливает вредное действие фосфора. Можно отметить, что при сварке высоколегированных сталей углерод способствует образованию по границам кристаллов легкоплавких пленок карбидного происхождения.

Уменьшения концентрации фосфора в расплавленном металле добиваются, ограничивая его содержание в основном металле, а также удаляя фосфор из расплава сварочной ванны.

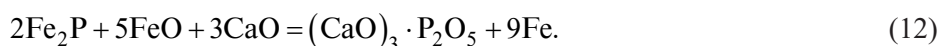
Удаление фосфора основано на его окислении в фосфорный ангидрид и дальнейшем связывании в шлакующиеся комплексные соединения. Окисление осуществляется по реакциям:



Оксид P_2O_5 , будучи кислым оксидом, образует комплексные соединения с основным оксидом. Наиболее активно эти операции происходят с CaO по реакциям:



Скомбинировав обе реакции, например (8) и (10), получим



Константа равновесия этой реакции:

$$K = \frac{(\text{CaO})_3 \cdot \text{P}_2\text{O}_5}{[\text{Fe}_2\text{P}]_2 \cdot (\text{FeO})_5 \cdot (\text{CaO})_3}. \quad (13)$$

Анализ этого выражения показывает, что уменьшению содержания фосфора в металле способствует увеличение содержания свободных основных оксидов FeO и CaO . В кислых шлаках основные оксиды FeO и CaO связаны в комплексные соединения с кислыми оксидами SiO_2 и TiO_2 , например $(\text{FeO})_2 \cdot \text{SiO}_2$, поэтому концентрация их в свободном состоянии значительно меньше и удаление фосфора из металла в шлак затрудняется. Таким образом, основные шлаки более благоприятны для процесса обесфосфоривания.

Выводы

1. Влияние серы и фосфора на образование горячих трещин взаимно усиливается тем, что места ликвации соединений этих элементов в металле шва совпадают.
2. Удалению серы способствуют вводимый в расплав сварочной ванны Mn и содержащиеся в шлаке основные оксиды марганца и кальция, а удалению фосфора – содержащиеся в шлаке основные оксиды FeO и CaO .

ЛИТЕРАТУРА

1. **Khudoyorov, S. S.** Mineral resources of the Republic of Uzbekistan for the production of fused fluxes for automatic arc welding / S. S. Khudoyorov, N. S. Dunyashin // International Journal of Advanced Research in Science, Engineering and Technology. – 2020. – Vol. 7, iss. 5. – P. 13598–13601.
2. **Верхотуров, А. Д.** Методология создания сварочных материалов / А. Д. Верхотуров. – Хабаровск: Изд-во Дальневост. гос. ун-та путей сообщения, 2009. – 128 с.

3. **Эрматов, З.Д.** Разработка научных основ создания многокомпонентных электродных покрытий для ручной дуговой наплавки / З.Д. Эрматов. – Ташкент, 2021. – 140 с.

REFERENCES

1. **Khudoyorov S.S., Dunyashin N.S.** Mineral resources of the Republic of Uzbekistan for the production of fused fluxes for automatic arc welding. *International Journal of Advanced Research in Science, Engineering and Technology*, 2020, vol. 7, iss. 5, pp. 13598–13601.
2. **Verkhoturov A.D.** *Metodologiya sozdaniya svarochnyh materialov* [Methodology for the creation of welding consumables]. Khabarovsk Publishing House of the Far Eastern State University of Railway Engineering, 2009, 128 p.
3. **Ermатов Z.D.** *Razrabotka nauchnyh osnov sozdaniya mnogokomponentnyh elektrodnyh pokrytij dlya ruchnoj dugovoj naplavki* [Development of scientific bases for creating multicomponent electrode coatings for manual arc surfacing]. Tashkent, 2021, 140 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-99-108>
УДК 669.13.017:620.18

Поступила 09.10.2024
Received 09.10.2024

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВНУТРЕННЕГО СТРОЕНИЯ ШАРОВИДНОГО ВКЛЮЧЕНИЯ ГРАФИТА В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ И ЕГО ПОВЕДЕНИЯ ПРИ НАГРУЖЕНИИ

*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, Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24

Целью работы является построение методом конечных элементов модели шаровидного включения графита в высокопрочном чугуна, моделирование процесса его разрушения при двустороннем сжатии и верификация моделей при проведении экспериментов по сжатию.

Построены трехмерная модель шаровидного включения графита в высокопрочном чугуна, а также конечно-элементная модель, которая включает в себя более миллиона конечных элементов. При построении модели основывались на предположении, что в центре включения графита находится микроскопическая инородная шарообразная частица. По одной из версий она представляет собой сложную комбинацию оксидов, сульфидов и окисульфидов, причем наружный слой частицы когерентен с решеткой графита; по другой версии – это частица кремнистого феррита, которая обрамлена графитом, имеющим поликристаллическое секторальное строение в виде пирамидальных структур с вершинами, расходящимися от центра частицы. В основании пирамид находятся пяти- и шестиугольники. Каждый сегмент пирамиды включает в себя множество графитных пластин, расположенных параллельно и наслаивающихся друг на друга.

Численное моделирование двухосной (четырёхсторонней) деформации шаровидного включения графита с использованием программы Ansys показало, что центральный зародыш не деформируется и не разрушается; напряжения в нем не превышают 53 МПа. Разрушение вначале происходит по границам графитовых пирамидальных структур, а на определенных этапах и сами они разрушаются. В продольном сечении заметно также смещение графитных плоскостей внутри пирамид. Напряжения в различных частях пирамидальных структур различаются на порядок и варьируются от 14 МПа (в основном в центральной части) до 192 МПа (на краях графитного включения).

Для верификации компьютерных моделей были проведены эксперименты на сжатие образцов высокопрочного чугуна при комнатной температуре на разрывной машине. Исследования с помощью РЭМ подтвердили секторально-пирамидальное строение включения графита с наличием внутри пирамид параллельных плоскостей. Экспериментально доказано, что, начиная с определенной нагрузки, происходит полное разрушение составляющих пирамиду пакетов из графитных плоскостей.

Результаты моделирования четырехстороннего сжатия адекватно описывает поведение шаровидного включения графита. В дальнейшем полученные результаты будут использованы для сравнения поведения графита при высокотемпературной (900–1000 °С) деформации чугуна методом выдавливания.

Ключевые слова. Высокопрочный чугун, моделирование, шаровидный графит, внутреннее строение включения, нагружение, разрушение.

Для цитирования. Покровский, А. И. Моделирование внутреннего строения шаровидного включения графита в высокопрочном чугуна и его поведения при нагружении / А. И. Покровский, И. В. Рафальский, П. Е. Луцки // Литие и металлургия. 2024. № 4. С. 99–108. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-99-108>.

MODELING OF THE INTERNAL STRUCTURE OF A SPHERICAL GRAPHITE INCLUSION IN DUCTILE CAST IRON AND ITS BEHAVIOR UNDER LOADING

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

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

The goal of this work is to develop a finite element model of a spherical graphite inclusion in ductile cast iron, modeling the process of its destruction under bilateral compression and verification of models by performing compression experiments.

A three-dimensional model of a spherical graphite inclusion in ductile cast iron is developed and a finite element model that includes more than one million finite elements. It is constructed based on the assumption that in the center of the graphite inclusion there is a microscopic foreign spherical particle. According to one of the versions, it is a complex combination of oxides, sulfides and oxysulfides, the outer layer of this particle being coherent with the graphite lattice; according to another version, it is a particle of siliceous ferrite. This particle is framed by graphite, which has a polycrystalline sectoral structure in the form of pyramids with vertices diverging from the center of the particle; at the base of the pyramids are pentagons and hexagons. Each segment of the pyramid includes many graphite plates arranged parallel and layered on top of each other.

Numerical modeling of biaxial (quadrilateral) deformation of spherical graphite inclusion was carried out using the Ansys program. It is shown that the central particle is not deformed nor destroyed; the stresses in it do not exceed 53 MPa. It is demonstrated that destruction initially occurs along the boundaries of graphite pyramids, and at certain stages they are destroyed. In the longitudinal section, the displacement of the graphite planes inside the pyramids is also noticeable. The stresses in different parts of the pyramids differ by an order of magnitude and range from 14 MPa (mainly in the central part) to 192 MPa (at the edges of the graphite inclusion).

To verify the computer models, experiments were performed on the compression of ductile cast iron samples at a room temperature using a tensile testing machine. SEM studies have confirmed the sector-pyramidal structure of a graphite inclusion with the presence of parallel planes inside the pyramids. It has been shown experimentally that, starting from a certain load, complete destruction of the pyramid-shaped packets of graphite planes occurs. The results of modeling of quadrilateral compression adequately describe the behavior of a spherical graphite inclusion. In future, the obtained results will be used for comparison with the behavior of graphite at high-temperature (900–1000 °C) deformation of cast iron.

Keywords. Ductile cast iron, casting, modeling, spheroidal graphite, internal structure of inclusion, loading, fracture.

For citation. Pokrovsky A.I., Rafalski I.V., Lushchik P.E. Modeling of the internal structure of a spherical graphite inclusion in ductile cast iron and its behavior under loading. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 99–108. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-99-108>.

Введение

В настоящее время большинство исследователей придерживаются мнения о поликристаллическом секторальном строении включений шаровидного графита в высокопрочном чугуне (ВЧ). Предполагают, что в центре включения расположено сферическое ядро, состоящее из сложных оксидов и сульфидов [1], а радиально от него находится большое число графитных пирамидальных структур (рис. 1, а) [1]. На металлографическом шлифе сечения этих пирамид имеют вид секторов со специфической структурой, состоящей из концентрически расположенных слоев углерода с характерной границей между секторами (на рис. 1, б расположена по диагонали) [1].

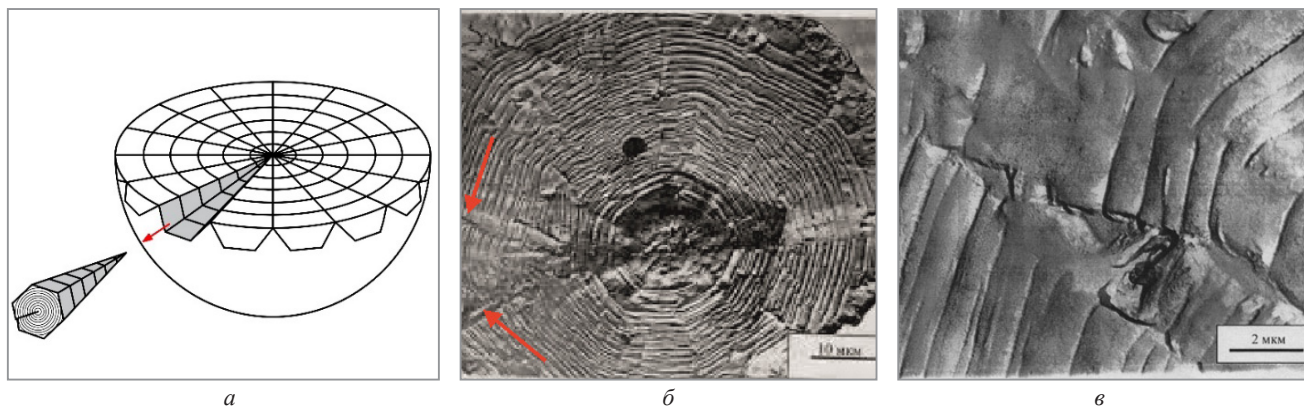


Рис. 1. Секторальное строение шаровидного графита в высокопрочном чугуне и концентрическое расположение пластин:
 а – схематическое расположение пирамидальных структур в шаровидном графитном включении;
 б – послойное расположение пластин графита внутри пирамидальных структур [1];
 в – граница между секторами (стык пирамидальных структур) [1]

Рост шаровидного графита происходит в радиальном направлении наружу за счет поочередного наслаивания базисных плоскостей углерода друг на друга.

Краткий обзор предыдущих исследований

Одну из первых моделей зародыша, на котором выделяется графит, предложил Т. Skaland [2]. Центральной частью зародыша является частица сложного сульфида кальция-магния-стронция (Ca, Mg, Sr ...) S. За ней следует промежуточная оболочка в виде оксида магния-кремния ($\text{MgO} \cdot \text{SiO}_2$). Наружный слой зародыша представляет собой сложный металлооксид ($\text{MeO} \cdot \text{SiO}_2$) с гексагональной решеткой, с которой уже впоследствии может когерентно связываться решетка графита (рис. 2).

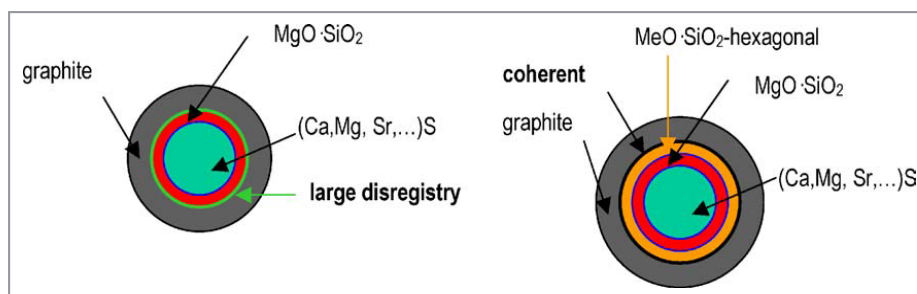
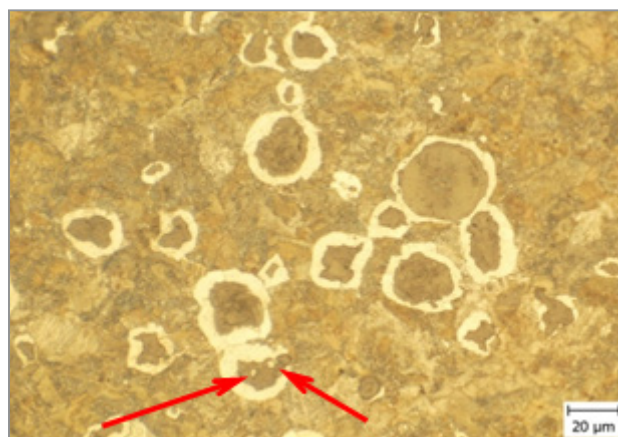


Рис. 2. Модель зародыша включения графита (Т. Skaland [2])

По другой версии зародышем шаровидного включения графита является частица кремнистого феррита. Например, в [3] показано, что кремнистый феррит может находиться внутри включения графита (его включения показаны стрелками на рис. 3).

Рис. 3. Частицы кремнистого феррита внутри графитного включения. Травлено ниталем. $\times 400$ [3]

Подробный обзор исследований, посвященный истории моделирования процессов зарождения включений графита, выполнил D. M. Stefanescu в [4–6], где перечислены основные достижения в моделировании кристаллизации чугуна и проблемные вопросы, остающиеся неисследованными: зародышеобразование графита, предсказание формы, размеров и морфологии графита, вероятность образования карбидов, возможность предсказания механических свойств. В работах [7–10] всесторонне исследована нуклеация графитных включений и предложены модели их роста.

A. V. Catalina и др. [11, 12] предложили модифицированную модель Джексона-Ханта для роста эвтектики в чугуне, применимую как к обычным, так и нерегулярным эвтектикам. Модель предусматривает изотермическую границу раздела и учитывает разницу плотностей между жидкостью и двумя твердыми фазами. Для разных переохлаждений определены четыре характеристических расстояния, при которых переохлаждение минимально.

L. Beltran-Sanchez и D. M. Stefanescu [13] улучшили предыдущую модель, включая кристаллизацию первичных зерен аустенита и инициируя рост графита. Показано, что после контактирования с зернами аустенита графит может расти по диффузионному механизму.

Более полная модель для прогнозирования статических механических свойств серого и высокопрочного чугуна была предложена A. Catalina, X. Guo и др. [14]. Вначале разработали сферическую симметричную модель для роста эвтектического зерна в сером чугуне, предполагая, что рост контролируется диффузией. Затем происходит контролируемый диффузией рост ферритных зерен и утолщение графита.

Наиболее интересные результаты изложены в работах О. В. Соценко [15, 16], где представлено компьютерное моделирование формирования графитных включений различной морфологии на основе DLA-модели (DLA – diffusion limited aggregation – диффузионно-лимитированная агрегация). Такой подход позволяет создавать адекватные модели путем построения фрактального кластера, образованного из отдельных частиц. Ограниченное двумерное пространство разбивается на множество квадратных ячеек. В одну из них помещают частицу-затравку, а затем из удаленного источника на границе области поочередно выпускаются частицы, которые совершают броуновское движение. Каждая новая частица передвигается в соседнюю клетку случайным образом – ее путь выбирают методом Монте-Карло.

DLA-модели имеют удовлетворительное согласование с экспериментальными данными по строению компактных графитных включений. Однако такие модели применимы только для монолитных сферических включений и не учитывают поликристаллическое строение графита.

В работе [17], посвященной моделированию нуклеации углеродных структур, разработана методология и выявлена последовательность структурных превращений: кластеризация, гибридизация, графитизация.

Таким образом, в работах по моделированию зарождения и роста шаровидных графитных включений при кристаллизации ВЧ еще много пробелов. В большинстве своем модели являются эмпирическими. Представляет интерес создать модель на основе поликристаллического строения включения (с центральным ядром и секторально-пирамидальной структурой вокруг него) методом конечных элементов. Поскольку чугуны класса ВЧ являются в ряде случаев эффективными конкурентами и заменителями легированных сталей по прочности, целесообразно также провести моделирование разрушения включения и сравнить с экспериментальными данными.

Результаты исследований и их обсуждение

Построение модели шаровидного включения графита в высокопрочном чугуне

На основании проанализированных выше литературных данных о формировании графитных включений в ВЧ установлено, что их зарождение и рост начинается с образования зародыша микроскопической шарообразной частицы. По одной из версий эта частица представляет собой сложную комбинацию оксидов, сульфидов и оксисульфидов, причем наружный слой частицы когерентен с решеткой графита. По другой версии – это частица с высокой концентрацией железа и кремния (кремнистый феррит).

При построении трехмерной модели графитного включения такую сферическую частицу принимали за центр модели (рис. 4). Снаружи она окружена многими пирамидами, расположенными остриями к центру, в основании пирамид находятся пяти- и шестиугольники. Каждый модельный сегмент пирамиды включает в себя множество графитных пластин, которые, как видно из рис. 1, а, б, в процессе кристаллизации постепенно наслаиваются друг на друга, причем достаточно четко различимы границы секторов, образующие сегментарную структуру графитного включения. С учетом таких предположений разработаны трехмерная твердотельная модель строения включения графита, состоящая из сферического ядра в центре (рис. 4, а), и конечно-элементная модель мезофрагмента: «ферритная матрица – комплекс сегментарно расположенных пластин включения графита (пирамид) – шаровидный зародыш» для дальнейшего численного анализа (рис. 4, б).

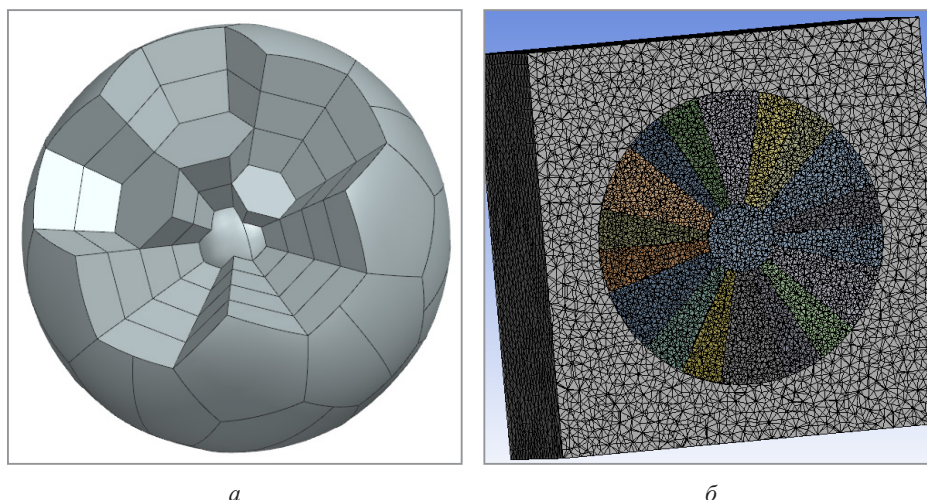


Рис. 4. Модель внутреннего строения включения шаровидного графита в высокопрочном чугуне:

а – трехмерная твердотельная модель включения графита; б – конечно-элементная модель (в сечении) системы «ферритная матрица – комплекс сегментарно расположенных пластин включения графита (пирамид) – шаровидный зародыш»

Построены трехмерные конечно-элементные модели фрагментов структуры всех составляющих графитного включения: шаровидного центра и комплекса сегментарно расположенных вокруг него пластин графита, находящихся в ферритной матрице (рис. 5).

Модель включения графита была разбита на 1 160 307 объемных конечных элементов (рис. 6).

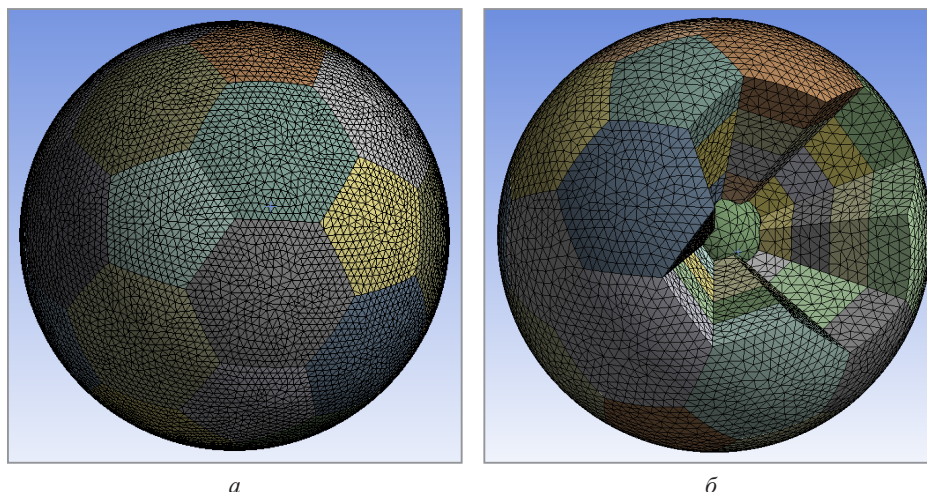


Рис. 5. Конечно-элементная модель включения шаровидного графита в высокопрочном чугуна:
 a – вид снаружи; b – внутреннее строение

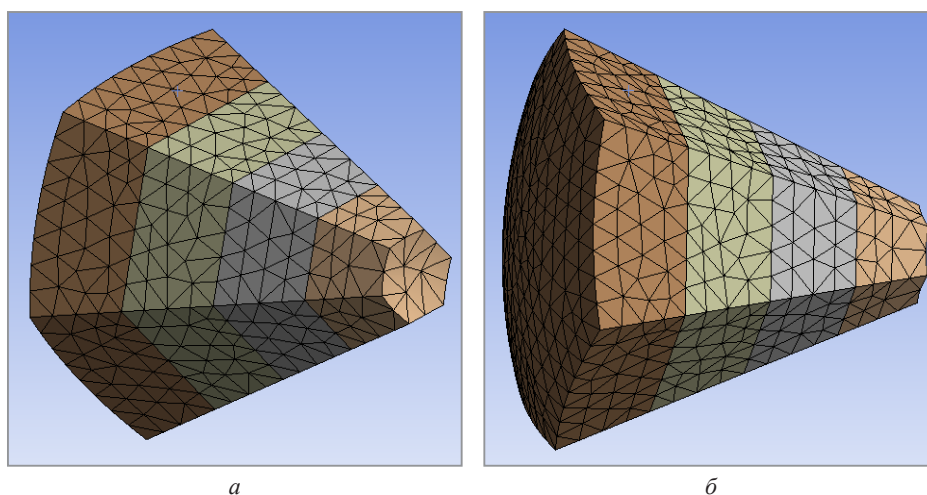


Рис. 6. Конечно-элементная модель одного из периферийных сегментов включения графита: a, b – различные виды

Моделирование разрушения включения шаровидного графита при простом двухосном сжатии

Проведен численный анализ двухосной (четырёхсторонней) деформации включения шаровидного графита в программе Ansys. При этом деформация происходит по осям X и Y , а по оси Z – свободное перемещение включения до момента его полного разрушения (рис. 7).

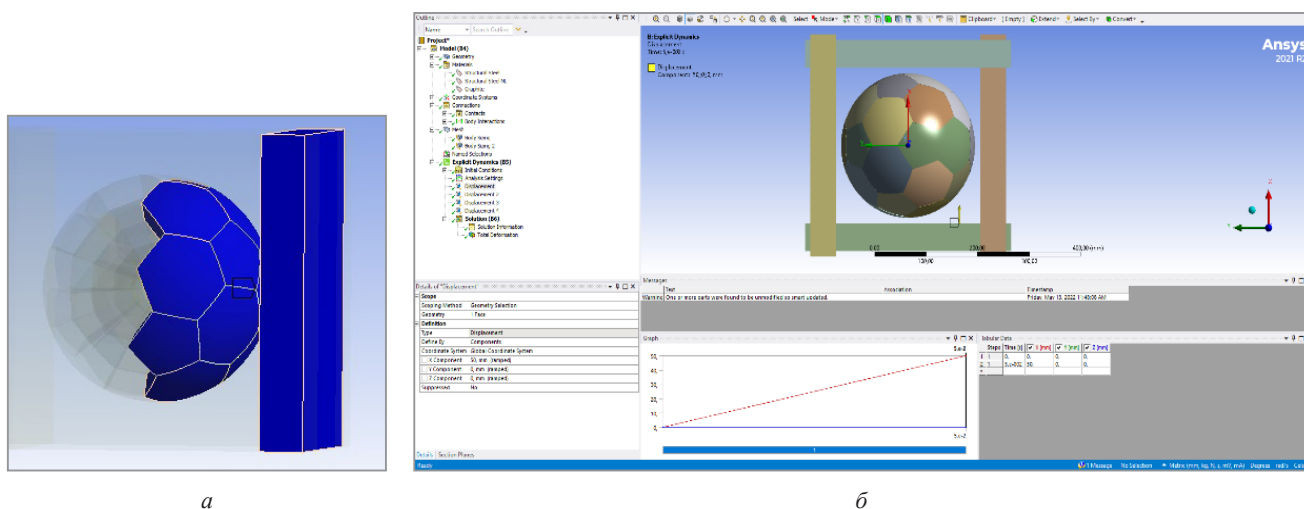


Рис. 7. Схема приложения нагрузки к включению шаровидного графита при двухосной (четырёхсторонней) деформации:
 a – схема контакта включения с пластиной; b – назначение параметров контакта и перемещения сдвигающих пластин

В качестве центра шаровидного включения графита рассматривали частицу кремнистого феррита. Пластины, сжимающие модель, считались абсолютно жесткими. Используемые теплофизические и механические параметры графита и кремнистого феррита приведены на рис. 8, а, б.

Outline of Schematic A2, B2: Engineering Data

	A	B	C	D	E
1	Contents of Engineering Data			Source	Description
2	Material				
3	Graphite		Thermal_Materials.xml		

Properties of Outline Row 3: Graphite

	A	B	C	D	E
1	Property	Value	Unit		
2	Material Field Variables	Table			
3	Density	2266	kg m ⁻³		
4	Isotropic Elasticity				
5	Derive from	Young's Modulus and Poisson...			
6	Young's Modulus	1,6E+06	psi		
7	Poisson's Ratio	0,312			
8	Bulk Modulus	9,7798E+09	Pa		
9	Shear Modulus	4,2041E+09	Pa		
10	Isotropic Thermal Conductivity	24	W m ⁻¹ C ⁻¹		
11	Specific Heat Constant Pressure, C _p	709	J kg ⁻¹ C ⁻¹		

5

Structural Steel NL

General Materials Non-linear.xml

Fatigue Data at zero mean stress comes from 1998 ASME BPV Code, Section 8, Div 2, Table 5 -110.1

Properties of Outline Row 5: Structural Steel NL

	A	B	C	D	E
1	Property	Value	Unit		
2	Material Field Variables	Table			
3	Density	7850	kg m ⁻³		
4	Isotropic Elasticity				
5	Derive from	Young's Modulus and Poisson...			
6	Young's Modulus	2E+11	Pa		
7	Poisson's Ratio	0,3			
8	Bulk Modulus	1,6667E+11	Pa		
9	Shear Modulus	7,6923E+10	Pa		
10	Bilinear Isotropic Hardening				
13	Specific Heat Constant Pressure, C _p	434	J kg ⁻¹ C ⁻¹		

Рис. 8. Задание теплофизических и механических параметров графита (а) и кремнистого феррита (б) (скриншоты рабочего окна программы)

Между собой каждый элемент графитной пирамиды взаимодействует с трением, коэффициент которого принят равным 0,1. Также учитывали контакт между элементами соседних пирамид и внутренним шаровидным включением кремнистого феррита (рис. 9).

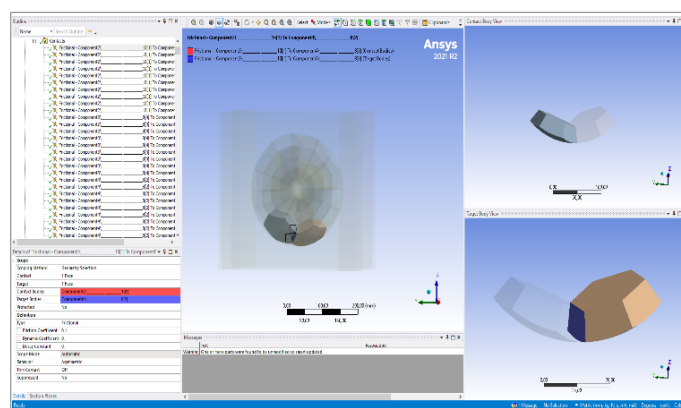


Рис. 9. Назначение параметров контакта между элементами (графитными секторами) моделируемой системы (скриншоты программы)

В результате численного моделирования получены данные о направлении перемещений и деформации элементов мезофрагмента графитного включения ВЧ, а также напряжений внутри пластин графита и в ядре (кремнистый феррит) при упругой двухосевой четырехсторонней деформации (рис. 10). Заметно, что разрушение происходит по границам сегментов (рис. 10, а). В продольном сечении заметно также смещение графитных плоскостей внутри пирамид (рис. 10, б). Напряжения в центральном ядре не превышают 53 МПа, причем оно практически не деформируется. Напряжения в различных частях пирамид различаются на порядок и варьируются от 14 МПа (в основном в центральной части) до 192 МПа (на краях включения).

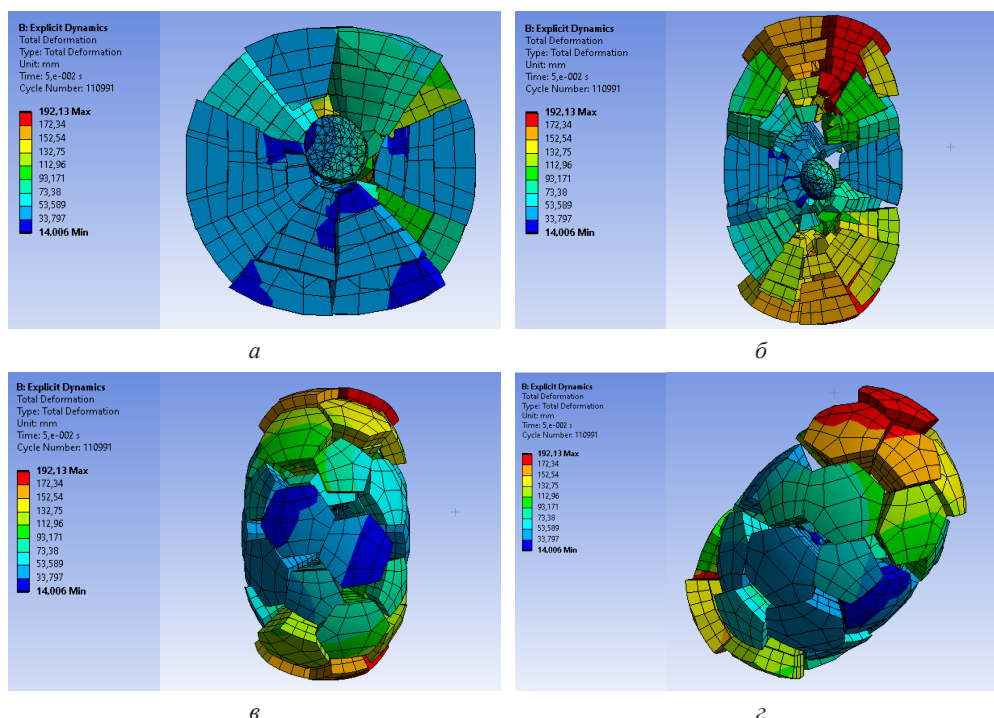


Рис. 10. Визуализация смещений элементов, составляющих мезофрагмент шаровидного графитного включения ВЧ при двухосном сжатии: *а* – поперечное сечение включения; *б* – продольное сечение включения; *в, г* – аксонометрия

На рис. 11 приведены значения напряжений по Мизесу в мезофрагменте графитного включения высокопрочного чугуна. Из рисунка видно, что шаровидный зародыш кремнистого феррита внутри графита при разрушении включения не повреждается.

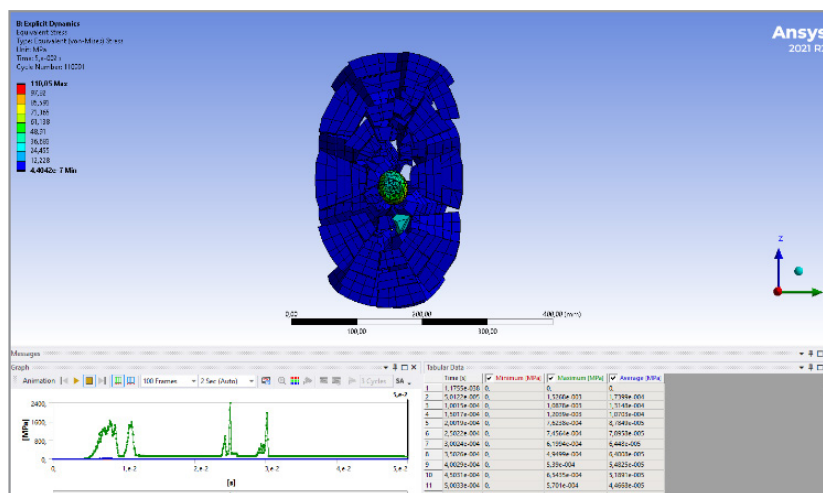


Рис. 11. Значения напряжений по Мизесу в мезофрагменте графитного включения высокопрочного чугуна (продольное сечение)

Для верификации компьютерных моделей были проведены эксперименты по сжатию образцов высокопрочного чугуна на стандартной разрывной машине. РЭМ-изображения разрушенных графитных включений приведены на рис. 12.

Из рис. 12, *а, б* видно, что на определенных этапах нагружения наблюдаются фрагменты разрушенных графитных пирамид с отчетливо выраженным слоистым (пакетным) строением (отмечены красными кружками), состоящим из стопки параллельных пластин. На рис. 12, *в, г* показано, что, начиная с определенной нагрузки, происходит полное разрушение составляющих призму пакетов из графитных плоскостей и разрушение самих пирамид на множество пластин.

Таким образом, упругая модель четырехстороннего сжатия достаточно хорошо описывает поведение элементов системы. В дальнейшем полученные результаты будут использованы для анализа поведения графита при высокотемпературной (900–1000 °С) деформации чугуна.

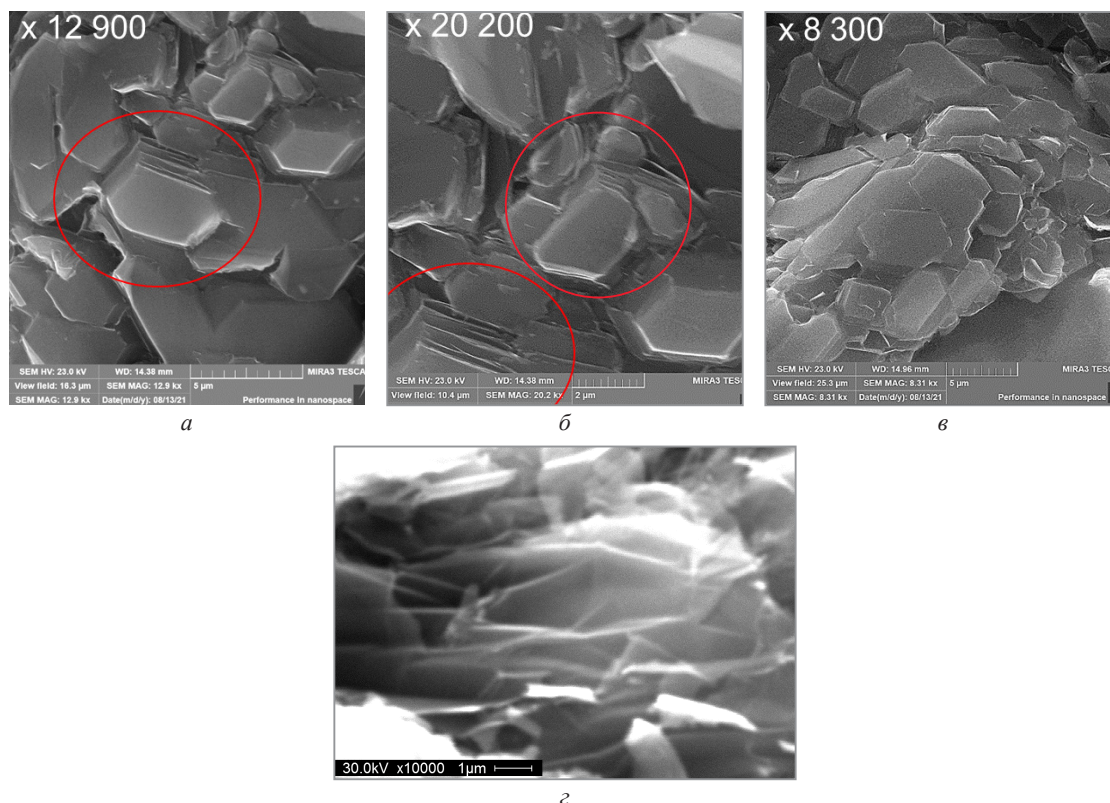


Рис. 12. РЭМ-изображения разрушенных двухосным сжатием графитных включений в высокопрочном чугунае:
а – $\times 12\,900$; б – $\times 20\,200$; в – $\times 8\,300$; г – $\times 10\,000$

Выводы

1. Построены трехмерная модель шаровидного включения графита в высокопрочном чугунае, а также конечно-элементная модель, которая включает в себя более миллиона конечных элементов. При ее построении основывались на предположении, что в центре включения графита находится микроскопическая инородная шарообразная частица. По одной из версий она представляет собой сложную комбинацию оксидов, сульфидов и оксисульфидов, причем наружный слой частицы когерентен с решеткой графита; по другой версии – это частица кремнистого феррита. Частица обрамлена графитом, имеющим поликристаллическое секторальное строение в виде пирамид с вершинами, расходящимися от центра частицы; в основании пирамид находятся пяти- и шестиугольники. Каждый сегмент пирамиды включает в себя множество графитных пластин, расположенных параллельно и наслаивающихся друг на друга.

2. Проведено численное моделирование двухосной (четырёхсторонней) деформации шаровидного включения графита в программе Ansys. Показано, что центральный зародыш при этом не деформируется и не разрушается; напряжения в нем не превышают 53 МПа. Показано, что разрушение вначале происходит по границам графитовых пирамидальных структур, а на определенных этапах они разрушаются. В продольном сечении заметно также смещение графитных плоскостей внутри пирамид. Напряжения в различных частях пирамидальных структур различаются на порядок и варьируются от 14 МПа (в основном в центральной части) до 192 МПа (на краях графитного включения).

3. Для верификации компьютерных моделей были проведены эксперименты на сжатие при комнатной температуре образцов высокопрочного чугуна на разрывной машине. Исследования с помощью РЭМ подтвердили секторально-пирамидальное строение включения графита с наличием внутри пирамид параллельных плоскостей. Экспериментально показано, что, начиная с определенной нагрузки, происходит полное разрушение составляющих пирамиду пакетов из графитных плоскостей.

4. Показано, что результаты моделирования четырехстороннего сжатия адекватно описывает поведение шаровидного включения графита. В дальнейшем полученные результаты будут использованы для сравнения поведения шаровидного графита при высокотемпературной (900–1000 °С) деформации чугуна методом выдавливания.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Верховлюк, А.М.** Особенности роста шаровидных включений графита в чугунах / А.М. Верховлюк, В.С. Шумихин, А.В. Назаренко // *Процессы литья*. – 2007. – № 5. – С. 11–18.
2. **Skaland, T.** A model for the graphite formation in ductile cast iron. Part I. Inoculation mechanisms // *Metallurgical Transactions A*. – 1993. – Vol. 24. – P. 2321–2345.
3. **Покровский, А.И.** Анализ химического состава и морфологии графитных включений в высокопрочном чугунах / А.И. Покровский // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. в 2 кн. Кн. 1. Новые технологии и материалы* / ред. колл.: В.Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2021. – С. 224–234.
4. **Stefanescu D.M.** Solidification and modeling of cast iron – a short history of the defining moments / D.M. Stefanescu // *Materials Science and Engineering A*. – 2005. – Vol. 413–414. – P. 322–333.
5. **Stefanescu D.M.** Modeling of cast iron solidification – the defining moments / D.M. Stefanescu // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2005. – Vol. 38, No. 7. – P. 1433–1447.
6. **Stefanescu, D.M.** State of the art in solidification modeling of cast iron / D.M. Stefanescu // *Science and Processing of Cast Iron VIII*. – 2006. – P. 32–41.
7. Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron / G. Alonso [et al.] // *International Journal of Metalcasting*. – 2017. – Vol. 11. – P. 14–26.
8. Revisiting the graphite nodule in ductile iron / E. Ghassemali [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2019. – Vol. 161. – P. 66–69.
9. **Stefanescu, D.M.** The meritocratic ascendance of cast iron: from magic to virtual cast iron / D.M. Stefanescu // *International Journal of Metalcasting*. – 2019. – Vol. 13, iss. 4. – P. 726–752.
10. Graphite nucleation in compacted graphite cast iron / G. Alonso [et al.] // *International Journal of Metalcasting*. – 2020. – Vol. 14. – P. 1162–1171.
11. **Stefanescu, D.M.** Numerical micro-modeling of solidification / D.M. Stefanescu // *Science and Engineering of Casting Solidification*. Edited by D.M. Stefanescu. – Springer, Boston, MA, 2009, pp. 1–44.
12. **Catalina, A.V.** A new analytical approach to predict spacing selection in lamellar and rod eutectic systems / A.V. Catalina, S. Sen, D.M. Stefanescu // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2003. – Vol. 34, No. 2. – P. 383–394.
13. **Beltran-Sanchez, L.** A quantitative dendrite growth model and analysis of stability concepts / L. Beltran-Sanchez, D.M. Stefanescu // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2004. – Vol. 35, No. 8. – P. 2471–2486.
14. **Catalina, A.V.** Prediction of room temperature microstructure and mechanical properties in lamellar iron castings / A.V. Catalina, X. Guo, D.M. Stefanescu, L. Chuzhoy, M.A. Pershing // *AFS Transactions*. – 2000. – Vol. 94. – P. 889–912.
15. **Соценко, О.В.** Компьютерная DLA-модель формирования шаровидного графита в высокопрочном чугунах / О.В. Соценко // *Металл и литье Украины*. – 2009. – № 9. – С. 3–9.
16. **Соценко, О.В.** Особенности агрегативного механизма формирования структуры шаровидного и вермикулярного графита в модифицированных чугунах / О.В. Соценко // *Металл и литье Украины*. – 2012. – № 12. – С. 3–9.
17. **Остроумова, Г.М.** Моделирование процесса нуклеации углеродных наноструктур: дис. ... канд. физ.-мат. наук / Г.М. Остроумова. – Долгопрудный, 2020.

REFERENCES

1. **Verkhovlyuk A.M., Shumikhin V.S., Nazarenko A.V.** Osobennosti rosta sharovidnykh vkluyuchenij grafitu v chugune [Features of the growth of spherical graphite inclusions in cast iron]. *Processy lit'ya = Casting processes*, 2007, no. 5, pp. 11–18.
2. **Skaland T., Grong F., Grong T.** A model for the graphite formation in ductile cast iron. Part I. Inoculation mechanisms. *Metallurgical Transactions A*, 1993, vol. 24, pp. 2321–2345.
3. **Pokrovsky A.I.** Analiz himicheskogo sostava i morfologii grafitnykh vkluyuchenij v vysokoprochnom chugune [Analysis of the chemical composition and morphology of graphite inclusions in high-strength cast iron]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sb. nauch. tr. v 2 kn. Kn. 1. Novye tekhnologii i materialy = Modern methods and technologies for creating and processing materials: collection. scientific tr. in 2 books. Book 1. New technologies and materials*. Minsk: FTI NAN Belarusi Publ., 2021, pp. 224–234.
4. **Stefanescu D.M.** Solidification and modeling of cast iron – a short history of the defining moments. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 413–414, pp. 322–333.
5. **Stefanescu D.M.** Modeling of cast iron solidification – the defining moments. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, vol. 38, no. 7, pp. 1433–1447.
6. **Stefanescu D.M.** State of the art in solidification modeling of cast iron. *Science and Processing of Cast Iron VIII*, 2006, pp. 32–41.
7. **Alonso G., Larrañaga P., Stefanescu D.M., De la Fuente E., Natxiondo A., Suarez R.** Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron. *International Journal of Metalcasting*, 2017, vol. 11, pp. 14–26.
8. **Ghassemali E., Hernando J.C., Stefanescu D.M. [et al.]** Revisiting the graphite nodule in ductile iron. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 161, pp. 66–69.
9. **Stefanescu D.M.** The meritocratic ascendance of cast iron: from magic to virtual cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 2019, vol. 13, iss. 4, pp. 726–752.
10. **Alonso G., Stefanescu D.M., Larranaga P., Suarez R.** Graphite nucleation in compacted graphite cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 2020, vol. 14, pp. 1162–1171.
11. **Stefanescu, D.M.** Numerical micro-modeling of solidification / D.M. Stefanescu // *Science and Engineering of Casting Solidification*. Edited by D.M. Stefanescu. – Springer, Boston, MA, 2009, pp. 1–44.
12. **Catalina, A.V.** A new analytical approach to predict spacing selection in lamellar and rod eutectic systems / A.V. Catalina, S. Sen, D.M. Stefanescu // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2003. – Vol. 34, No. 2. – P. 383–394.
13. **Beltran-Sanchez, L.** A quantitative dendrite growth model and analysis of stability concepts / L. Beltran-Sanchez, D.M. Stefanescu // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2004. – Vol. 35, No. 8. – P. 2471–2486.

14. **Catalina, A. V.** Prediction of room temperature microstructure and mechanical properties in lamellar iron castings / A. V. Catalina, X. Guo, D. M. Stefanescu, L. Chuzhoy, M. A. Pershing // AFS Transactions.— 2000.— Vol. 94.— P. 889–912.
15. **Sotsenko O. V.** Komp'yuternaya DLA-model' formirovaniya sharovidnogo grafita v vysokoprochnom chugune [Computer DLA model of the formation of spheroidal graphite in high-strength cast iron]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2009, no. 9, pp. 3–9.
16. **Sotsenko O. V.** Osobennosti agregativnogo mekhanizma formirovaniya struktury sharovidnogo i vermikulyarnogo grafita v modificirovannyh chugunah [Features of the aggregative mechanism of formation of the structure of spherical and vermicular graphite in modified cast irons]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2012, no. 12, pp. 3–9.
17. **Ostroumova G. M.** Modelirovanie processa nukleacii uglerodnyh nanostruktur: dis. ... kand. fiz.-mat. nauk [Modeling the nucleation process of carbon nanostructures: dis. ... cand. physics and mathematics sciences]. Dolgoprudny, 2020.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-109-115>
УДК 621.762.2

Поступила 09.09.2024
Received 09.09.2024

ПОРИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ ИЗ ГУБЧАТЫХ ПОРОШКОВ ТИТАНА С ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ

В. В. САВИЧ, Институт порошковой металлургии НАН Беларуси,

г. Минск, Беларусь, ул. Платонова, 41. E-mail: savich@pminstitute.by

М. В. ТУМИЛОВИЧ, Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,

г. Минск, Беларусь, ул. П. Бровки, 6. E-mail: tumilovich@bsuir.by

Л. П. ПИЛИНЕВИЧ, Институт порошковой металлургии НАН Беларуси,

г. Минск, Беларусь, ул. Платонова, 41

А. М. ТАРАЙКОВИЧ, Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,

г. Минск, Беларусь, ул. П. Бровки, 6

Исследована возможность повышения механической прочности пористых материалов из порошков губчатого титана двумя методами. В первом случае проводили активацию спекания с помощью легирующих добавок на основе Al, ZnO и TiH₂. Установлено, что максимальное (в 1,8–1,9 раза) увеличение прочности по сравнению с образцами, изготовленными только из титанового порошка, достигается за счет добавления до 0,5 % TiH₂. При введении других легирующих добавок (Al, ZnO) механическая прочность увеличивается не более чем на 16–20 %. Изучено влияние режимов спекания и атмосферы на механическую прочность пористого титана. Показано, что образцы, спеченные в вакууме, имеют в 1,85–1,90 раза более высокую механическую прочность по сравнению с теми же образцами, спеченными в атмосфере аргона. Во втором случае для повышения механической прочности пористого титана предложено использовать бидисперсные смеси, состоящие из мелких и крупных порошков титана. Для этого в титановый губчатый порошок с размером частиц 630–1000 мкм добавляли до 20 мас.% мелкодисперсного титанового порошка с размером частиц 100–160, 40–100 или <40 мкм. Установлено, что введение 10–12 мас.% самого мелкодисперсного (<40 мкм) титанового порошка приводит к увеличению прочности на разрыв пористого материала в 4 раза по сравнению с пористыми материалами, изготовленными только из грубого (630–1000 мкм) титанового порошка того же химического состава.

Ключевые слова. Пористые порошковые материалы, порошок титана, механическая прочность, спекание, пористость.

Для цитирования. Савич, В. В. Пористые материалы из губчатых порошков титана с повышенной прочностью / В. В. Савич, М. В. Тумилович, Л. П. Пилиневич, А. М. Тарайкович // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 109–115.
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-109-115>.

POROUS MATERIALS FROM SPONGE TITANIUM POWDERS WITH INCREASED STRENGTH

V. V. SAVICH, SSI "Powder Metallurgy Institute", Minsk, Belarus, 41, Platonova str.

E-mail: savich@pminstitute.by

M. V. TUMILOVICH, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics,

Minsk, Belarus, 6, P. Broyka str. E-mail: tumilovich@bsuir.by

L. P. PILINEVICH, SSI "Powder Metallurgy Institute", Minsk, Belarus, 41, Platonova str.

A. M. TARAYKOVICH, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics,

Minsk, Belarus, 6, P. Broyka str.

The possibility of increasing the mechanical strength of porous materials from sponge titanium powders by two methods has been investigated. In the first case, sintering activation was carried out using alloying additives based on Al, ZnO and TiH₂. It was found that the maximum (1.8–1.9 times) increase in strength compared to samples made only from titanium powder is achieved by adding up to 0.5 % TiH₂. With the introduction of other alloying additives (Al, ZnO), the mechanical strength increases by no more than 16–20 %. The influence of sintering regimes and atmosphere on the mechanical strength of porous titanium has been studied. It is shown that samples sintered in a vacuum have 1.85–1.90 times higher mechanical strength compared to the same samples sintered in an argon atmosphere. In the second case, to increase the mechanical strength of porous titanium, it was proposed to use bidisperse mixtures consisting of fine and coarse titanium powders. For this purpose, up to 20 wt.% of a fine titanium powder with a particle size of 100–160, 40–100 or <40 μm was added to the titanium sponge powder with a particle size of 630–1000 μm. It was found that the introduction of 10–12 wt.% of the finest (<40 μm) titanium powder leads to a 4-fold increase

in the tensile strength of the porous material compared to porous materials made only from coarse (630–1000 μm) titanium powder of the same chemical composition.

Keywords. Porous powder materials, titanium powder, mechanical strength, sintering, porosity.

For citation. Savich V. V., Tumilovich M. V., Pilinevich L. P., Taraykovich A. M. Porous materials from sponge titanium powders with increased strength. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 4, pp. 109–115. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-109-115>.

Введение

Технический титан и его сплавы относятся к числу наиболее совершенных и перспективных материалов современной техники, так как обладают отличным сочетанием высокой коррозионной стойкости в большинстве жидкостей и газов (в том числе стойкости при повышенных температурах), малой плотности (примерно в 2 раза ниже по сравнению со сталями), высокой механической прочности и пластичности. Полуфабрикат титанового производства – губка – все чаще используется для производства губчатых порошков вместо обычных коммерческих изделий (прутков, листов или более сложных конструктивных форм), которые изготавливаются методами плавления или пластического деформирования металла. Губчатые порошки, полученные путем механического измельчения титановой губки с последующим просеиванием до необходимых фракций и магнитным обезжелезиванием, обеспечивают более высокую экономическую эффективность по сравнению с обычными порошками, полученными методом распыления расплава или электролиза.

Пористые проницаемые материалы (ППМ), изготовленные из титановых порошков в виде плоских или трубных элементов, широко используются в системах аэрации, фильтрации, производства носителей для микро- и нанофильтров, что обусловлено их бактерицидным действием, сходным с действием ионов серебра. Этот эффект был обнаружен японскими исследователями.

Всемирная организация здравоохранения изучала бактерицидное и дезинфицирующее действие титановых сплавов, используемых для изготовления различных компонентов титановых биоимплантатов [1]. Было установлено, что данный эффект усиливается пропорционально толщине оксидной пленки на поверхности частицы и величине удельной поверхности, которая в случае губчатых титановых порошков во много раз выше по сравнению с порошками сферической формы [2].

Имеется ряд публикаций, посвященных упрочнению конструкционных материалов высокой плотности, изготовленных из титанового порошка различной формы и происхождения с использованием традиционного алюминия, ванадия, молибдена, олова, других элементов и соединений, гидрирования-дегидрирования, пластического деформирования и т.д. [3, 4]. Однако в литературе отсутствуют сведения об упрочнении ППМ из титанового порошка, которое не сопровождалось бы одновременным уменьшением пористости, проницаемости и размера пор. Следует отметить, что повышение прочности ППМ позволит увеличить рабочее давление в фильтрах из таких ППМ и, как следствие, их производительность. Кроме того, в этом случае толщина ППМ может быть уменьшена при том же значении рабочего давления, что позволяет снизить расход порошкового сырья и общие производственные затраты.

Цель настоящей работы – исследование возможности повышения механической прочности ППМ, изготовленных из титановых губчатых порошков, без заметного снижения их пористости, размеров пор и проницаемости по сравнению с обычными ППМ, изготовленными из порошка с тем же распределением частиц по размерам и технологического происхождения.

Материалы и методы исследований

Для проведения исследований был выбран губчатый порошок титана технического качества марки ТПП. Порошок изготавливали путем измельчения титановой губки, которая является продуктом кальциевого-гидридного или магниевого термического восстановления оксида титана. В качестве основного компонента смеси использовали титановый порошок марки ТПП-5 с размером частиц в пределах 630–1000 мкм. В качестве легирующих добавок на первом этапе были выбраны порошки Al, ZnO, TiH_2 . Размер их частиц составлял менее 63 мкм, а их содержание в смеси варьировалось в пределах 0,1–3,0 мас. %. В качестве второй добавки к смеси на втором этапе добавляли титановые порошки с меньшими размерами частиц. Исследованы титановые порошки ТПП-8 (100–160 мкм), ПТМ (40–100 мкм) и ПТОМ (<40 мкм). Порошки титана марки ТПП-5, ТПП-8, ПТМ и ПТОМ полностью идентичны по химическому составу, фазовому составу и микроструктуре и отличаются только по гранулометрическому составу, так как изготавливаются из губчатого титана одного происхождения путем механического

измельчения и просеивания на ситах соответствующего размера. Содержание второй добавки составляло 5, 10, 15 и 20 мас. % в смеси. Смеси готовили путем механического перемешивания в барабанном смесителе в течение 2 ч в среде этанола (10 об. %) на обеих стадиях. Образцы для исследований изготавливали методом одноосного прессования в металлической пресс-форме при давлении 80–90 МПа. Образцы представляли собой прямоугольные пластины размерами 54×10 мм и толщиной 4 мм. Спекание проводили в вакуумной печи, а также в атмосфере аргона в течение 1 ч при температурных режимах, которые при более ранних исследованиях были определены как оптимальные для данных порошков (1150 °С).

Свойства исходных порошков и изготовленных из них ППМ изучали методами, описанными в [5]. Состояние поверхности образцов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ), микроструктуру исследовали стандартными процедурами металлографии. Прочность на разрыв исследовали с помощью универсальной разрывной машины марки Instron 1196 (Великобритания). Погрешность измерения не превышала 1 %.

Результаты и их обсуждение

СЭМ-изображения морфологии поверхности губчатых частиц порошка марки ТПП-5 представлены на рис. 1–3. Из рис. 1 *а, б* видно, что поверхность частиц губчатого порошка титана марки ТПП покрыта хаотичной сетью микротрещин шириной 2–5 мкм; в то же время трещины содержат микронеровности в виде чешуечных отложений размером менее 1 мкм (рис. 1, *б*). Такая развитая структура поверхности частиц обеспечивает их высокие технологические свойства: прессуемость, формуемость без связующего и в конечном итоге повышенную пористость без использования порообразователя при относительно низких давлениях. Вместе с тем губчатые порошки позволяют вводить в смесь удаляемые гранулы порообразователя и получать ППМ с достаточной прочностью при пористости до 0,6–0,8, что невозможно в случае ППМ, получаемых из сферических порошков. Титановые губчатые порошки позволяют изготавливать ППМ с более высокими механическими свойствами по сравнению с ППМ, изготовленными из гладких сферических порошков титана с нативным (природным) оксидным слоем за счет более развитой микро-, макроструктуры поверхности частиц. Следует также отметить, что ППМ из титановых губчатых порошков толщиной до 1–2 мм достаточно пластичны, что дает возможность изготавливать методом пластического деформирования достаточно сложные изделия из образцов относительно простой формы, собирать с компактными компонентами и т. д.

В порошках, полученных магнитотермическим методом восстановления, на поверхности губчатой частицы титана можно наблюдать плотный и достаточно толстый (до 100 нм) слой оксида титана (рис. 2). Этот слой оксида титана в десятки раз превышает толщину нативного оксидного слоя (0,3–3,0 нм).

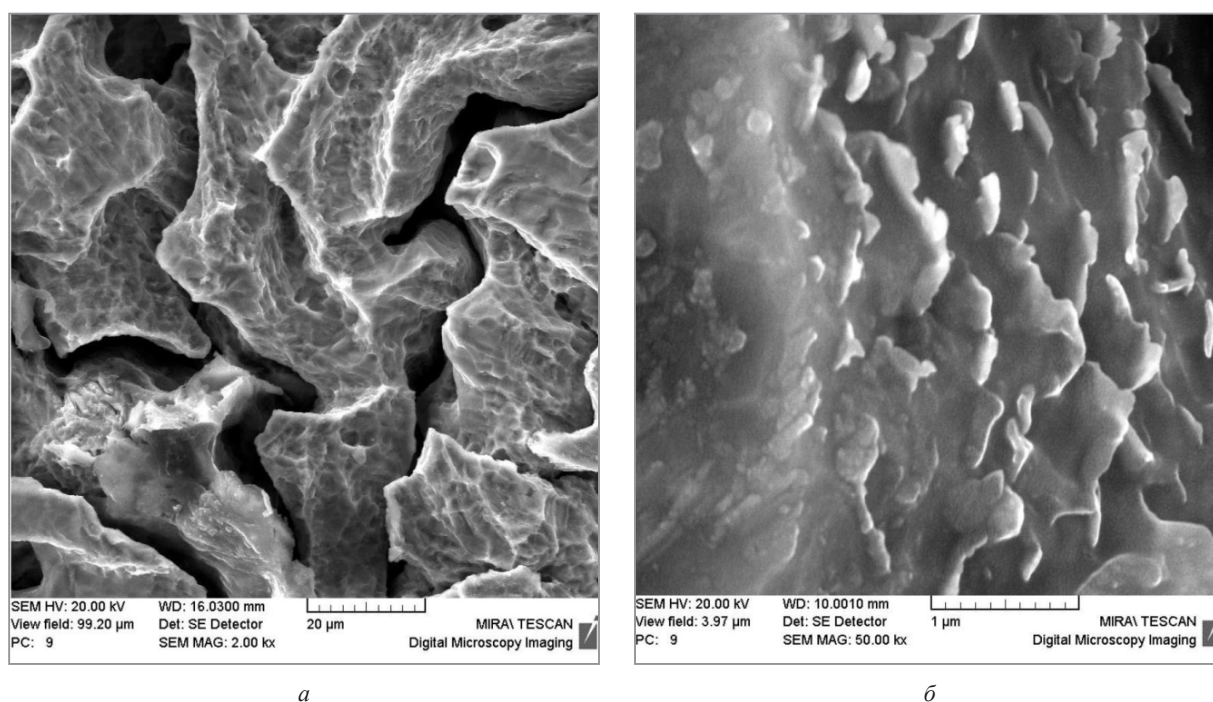


Рис. 1. Морфология поверхности губчатых частиц титана марки ТПП-5, полученных на СЭМ: *а* – ×200; *б* – ×5000

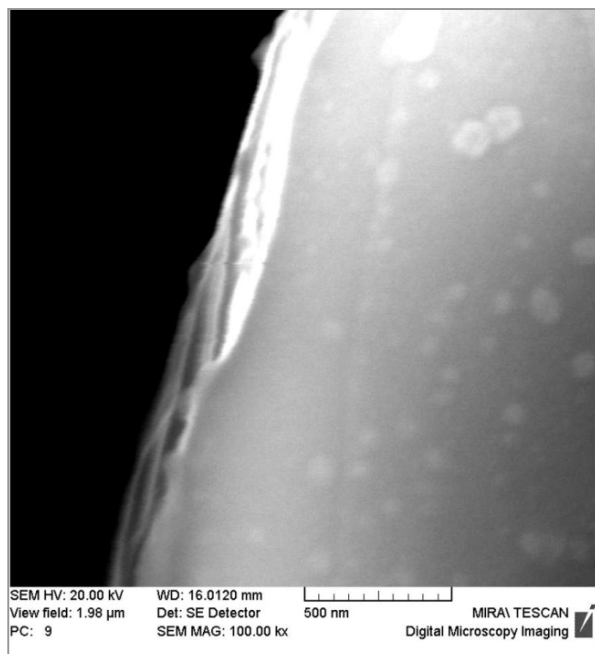


Рис. 2. СЭМ-изображение поверхности скола частицы губчатого порошка марки ТПП-5. $\times 100\,000$

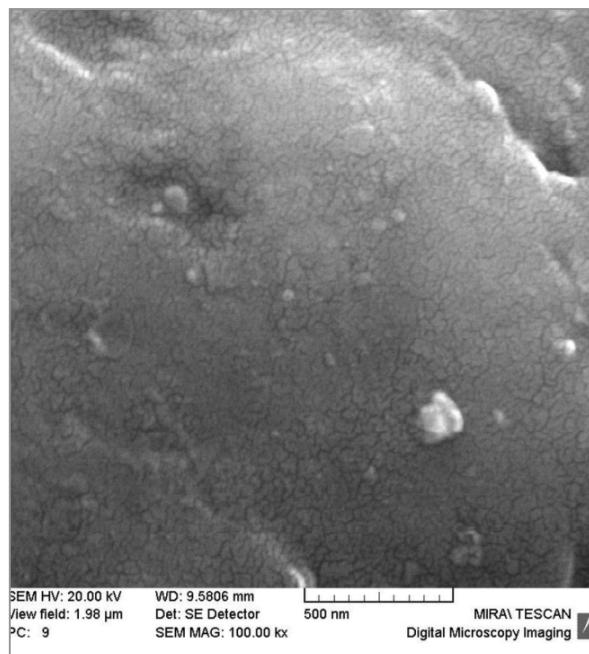


Рис.3. СЭМ-изображение поверхности частиц губчатого порошка марки ТПП-5. $\times 100\,000$

Обычно он образуется на поверхности сферических частиц, распыляемых в вакууме или защитной атмосфере. В оксидном слое наблюдается плотная сеть неглубоких нанотрещин, каналов (рис. 3). Эта сетка образует специфическую текстуру на поверхности частиц и, как следствие, на поверхности пор ППМ, сделанных из таких частиц. Последующие исследования показали, что эти две обнаруженные особенности поверхности титановых ППМ, изготовленных из губчатых частиц, определяют их взаимодействие с газами, жидкостями и биологическими средами.

Пористость всех исследованных образцов, изготовленных из порошка марки ТПП-5 как без легирующих добавок, так и с легирующими добавками, а также с мелкодисперсными добавками титанового порошка, была примерно одинаковой и варьировалась в пределах 0,48–0,53. Средние размеры пор составляли 100–120 мкм, а максимальные – 130–150 мкм.

Таким образом, все методы повышения прочности ППМ, использованные в работе, можно в полной мере рассматривать как не приводящие к видимому ухудшению их структурных характеристик и, как следствие, фильтрующих характеристик (эффективности фильтрации, производительности фильтрации).

Результаты исследований влияния содержания легирующих добавок Al, ZnO и TiH_2 на механическую прочность ППМ, изготовленных из титанового губчатого порошка, представлены на рис. 4.

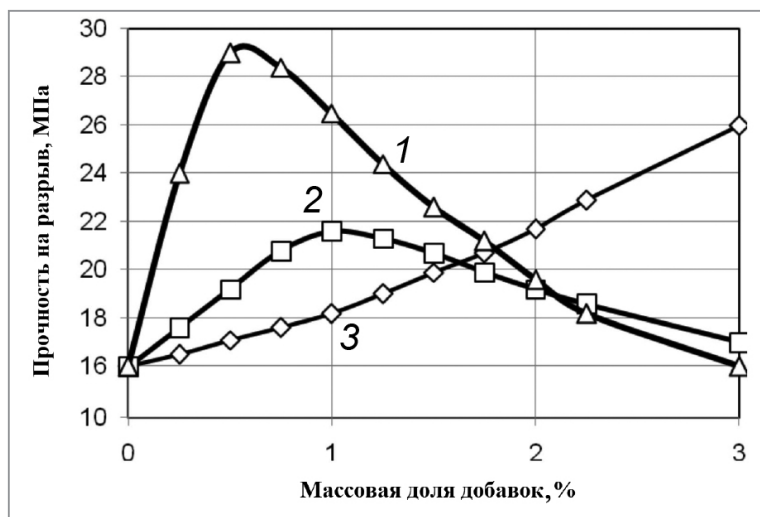


Рис 4. Влияние легирующих добавок на прочность на разрыв ППМ, изготовленных из титанового губчатого порошка марки ТПП-5 (размер частиц 630–1000 мкм): 1 – TiH_2 ; 2 – ZnO; 3 – Al

Из рисунка видно, что введение добавки TiH_2 в количестве 0,5 % в смесь обеспечивает увеличение механической прочности в 1,8–1,9 раза по сравнению с ППМ, изготовленными только из титанового порошка. В этом случае происходит пиковая релаксация концентраторов напряжений при их образовании в области пластического сдвига. Кроме того, уменьшение толщины оксидной пленки происходит на поверхности частиц при спекании за счет взаимодействия водорода, присутствующего в гидриде титана, с кислородом, что обеспечивает снижение скорости диффузии кислорода в металл в зоне контакта между спекаемыми частицами титана. Это также обеспечивает повышение пластичности и, следовательно, механической прочности.

Введение порошка Al в смесь на основе порошка титана на этом этапе исследований (известное как мера по повышению прочности плотных титановых компонентов) привело к некоторому увеличению прочности ППМ из-за вероятного образования промежуточных частиц в контактах между частицами. Однако полученные результаты неоднозначны, поэтому, на наш взгляд, исследования в этом направлении необходимо продолжить и увеличить содержание порошка алюминия в смеси до 5–6 мас. %. Внешение порошка оксида цинка в смесь было вызвано предположением о стимулировании восстановления оксидной пленки на поверхности частицы титана. Однако влияние этого компонента на упрочнение ППМ оказалось незначительным.

Результаты исследования влияния содержания мелкодисперсного порошка на механическую прочность титана ППМ приведены на рис. 5.

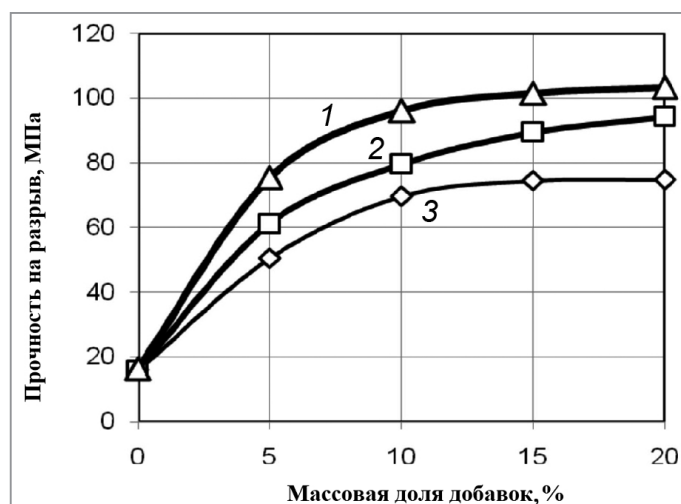


Рис. 5. Влияние мелкодисперсного порошка на прочность на разрыв ППМ, изготовленных из титанового губчатого порошка марки ТПП-5 с размером частиц 630–1000 мкм: 1 – ПТОМ; 2 – ПТМ; 3 – ТПП-8

Из рисунка видно, что введение мелкодисперсных порошков в количестве более 5 мас. % обеспечивает увеличение прочности ППМ на разрыв более чем в 2,5–3,8 раза. Если содержание мелких частиц составляет 10 мас. %, то прочность увеличивается уже в 3,4–4,9 раза по сравнению с ППМ, изготовленным только из крупного титанового порошка. Это следует из того, что в процессе перемешивания мелкие частицы порошка как бы обволакивают и фактически плакируют (при содержании выше 10 %) частицы порошка ТПП-5, образуя скелет пористой структуры ППМ. Значительное количество мелких частиц перемещается в зону контакта между крупными в процессе прессования образцов ППМ. Известно [6], что температура спекания порошкового материала зависит от размера исходных частиц: чем они мельче, тем ниже температура спекания для порошковых материалов того же химического состава.

Мелкие частицы порошка активизируют процесс спекания, способствуют разрушению оксидной пленки в титановом порошке в местах контакта крупных частиц и тем самым повышают прочность ППМ. Таким образом, этот упрочняющий эффект наиболее заметен в ППМ, изготовленных с добавками порошка наименьшего размера – марки ПТОМ (менее 40 мкм).

На рис. 6 представлены СЭМ-изображения микроструктуры образца после разрыва ППМ на основе порошка ТПП-5 с порошковыми добавками порошка ПТОМ и без них, полученные при одинаковых увеличениях.

СЭМ-изображения подтверждают ранее сделанную гипотезу. Мелкие частицы титанового порошка ПТОМ равномерно покрывают всю поверхность крупных частиц титанового порошка ТПП-5 (рис. 6 в, г).

Частицы порошка ТПП выглядят как сплавленные после спекания, но размеры пор между частицами титанового порошка ТПП-5 визуально не сильно отличаются от размеров пор между теми же частицами титанового порошка ТПП-5 в ППМ без добавок (рис. 6 *а, б*).

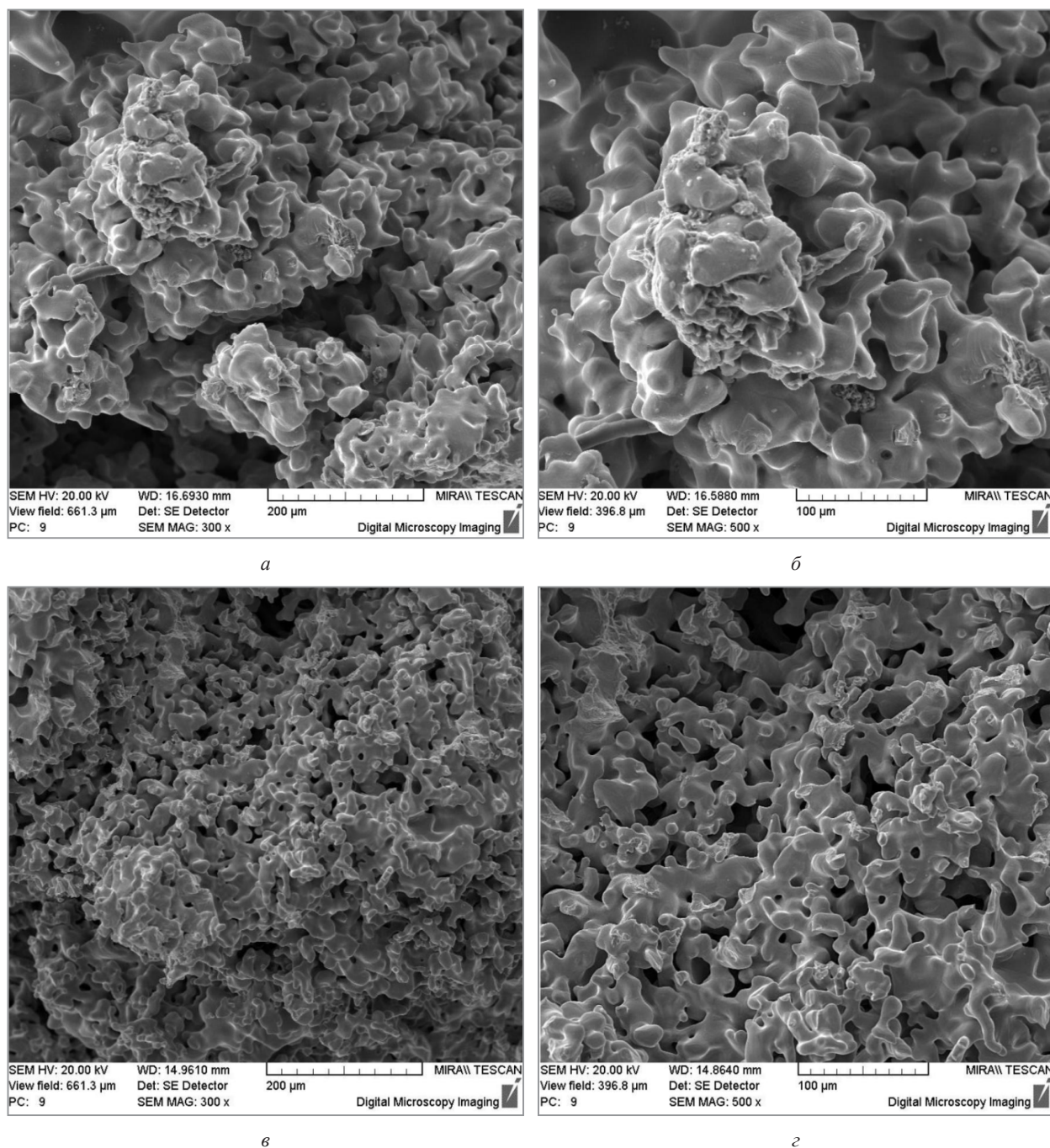


Рис 6. СЭМ-изображения микроструктуры после испытания на разрыв для образцов ППМ на основе порошка ТПП-5 (*а, б*) и ТПП-5 с 20 мас.% порошка марки ПТОМ (*в, г*). *а, в* – $\times 300$; *б, г* – $\times 500$

Изучено влияние режимов спекания и атмосферы спекания на прочность на разрыв образцов ППМ, изготовленных из титанового губчатого порошка ТПП-5 при прессовании при том же давлении (80–90 МПа). Результаты исследований приведены в таблице (средние значения по результатам трех экспериментов).

Влияние режимов спекания на прочность на разрыв ППМ, изготовленных из титанового порошка ТПП-5

Режим спекания	Атмосфера спекания	Временное сопротивление σ_b , МПа
1150 °С, 2 ч	Вакуум	16,5
1050 °С, 2 ч	Аргон	8,9

Из таблицы видно, что образцы ППМ, спеченные в вакууме, имеют механическую прочность в среднем в 1,85 раза выше, чем образцы, спеченные в атмосфере аргона. Данный эффект объясняется тем, что при спекании в вакууме высокотемпературная ползучесть и дегазация прессованных образцов (газов, поглощаемых на поверхности титанового порошка, особенно водорода) происходят с более высокой полнотой и скоростью. Этого невозможно достичь путем спекания в аргоне.

Выводы

В результате проведенных экспериментальных исследований установлено, что введение 10–12 мас. % мелкодисперсного (менее 40 мкм) титанового порошка марки ПТОМ в шихту из титановых губчатых порошков марки ТПП является перспективным методом упрочнения ППМ. Показано, что данный метод позволяет увеличить прочность ППМ на разрыв в 2,5–3,8 раза по сравнению с ППМ, изготовленным из титанового порошка марки ТПП-5 без добавок.

Введение добавки TiH_2 в смесь на основе титановых губчатых порошков марки ТПП-5 в количестве 0,5 % обеспечивает увеличение механической прочности в 1,8–1,9 раза по сравнению с ППМ, изготовленными только из титановых порошков марки ТПП-5.

Изучение влияния легирующих добавок Al, ZnO на механические свойства ППМ, изготовленных из титановых губчатых порошков ТПП, также является перспективным для дальнейших исследований.

Механическая прочность ППМ, изготовленных из титановых губчатых порошков марки ТПП, спеченных в аргоне ниже; вакуумное спекание обеспечивает в 1,85 раза более высокую механическую прочность при аналогичных условиях подготовки порошковых смесей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Антибактериальные и дезодорирующие свойства фотокаталитического титанового сплава / А. Кушибе, Т. Огава, Т. Хасегава [и др.] // Титановый материал XXI века. Реферативный буклет 9-й Всемирной конференции по титану: 7–11 июня 1999 г. – Санкт-Петербург, 1999. – С. 4–5.
2. Savich, V.V. Porous materials from sponge and spherical titan powders: production technologies and main properties / V.V. Savich // Proceeding of Euro PM 2009 Powder Metallurgy Congress & Exhibition. 12–14 October 2009. Copenhagen, 2009. – Vol. 2. – P. 281–286.
3. Титановая порошковая металлургия / В. С. Устинов [и др.]. – М.: Металлургия, 1973. – 243 с.
4. Глазунов, С. Г. Порошковая металлургия титановых сплавов / С. Г. Глазунов, К. М. Белоцерковская. – М.: Металлургия, 1989. – 136 с.
5. Савич, В. В. Спеченные порошковые материалы: методы и устройства контроля свойств оригинальных порошков, исследование структуры и эксплуатационных характеристик изделий из них / В. В. Савич, Л. Н. Дьячкова, Н. А. Шипица. – Минск: Тонпик, 2008. – 320 с.
6. Schatt, W. Powder Metallurgy. Processing and Materials / W. Schatt, K.-P. Wieters. – Shtewsbury: Liveseys Ltd, 1997. – 492 p.

REFERENCES

1. Kushibe A., Ogava T., Hasjegava T. Antibakterial'nye i dezodorirujushhie svoystva fotokataliticheskogo titanovogo splava [Antibacterial and deodorizing properties of photocatalytic titanium alloy]. *Titanovyy material XXI veka. Referativnyy buklet 9-j Vsemirnoj konferencii po titanu: 7–11 iyunja 1999 g. Sankt-Peterburg, Rossiya [Titanium material of the XXI century. Abstract booklet of the 9th World Conference on Titanium. 7–11 June 1999 – St. Petersburg, 1999, pp. 4–5.*
2. Savich, V.V. Porous materials from sponge and spherical titan powders: production technologies and main properties. *Proceeding of Euro PM 2009 Powder Metallurgy Congress & Exhibition, 12–14 October 2009. Copenhagen. vol. 2, pp. 281–286.*
3. Ustinov V.S., Olesov Yu.G., Antilin L.N., Drozdenko V.A. *Titanovaya poroshkovaya metallurgiya* [Titanium Powder Metallurgy]. Moscow, Metallurgy Publ., 1973. 243 p.
4. Glazunov S.G., Belotserkovskaya K.M. *Poroshkovaya metallurgiya titanovykh splavov* [Powder metallurgy of titanium alloys]. Moscow, Metallurgiya. 1989, 136 p.
5. Savich V.V., D'yachkova L.N., Shipitsa N.A. *Spechennyye poroshkovyye materialy: metody i ustroystva kontrolya svoystv original'nykh poroshkov, issledovaniye struktury i ekspluatatsionnykh kharakteristik izdeliy iz nikh* [Sintered powder materials: methods and devices for monitoring the properties of original powders, studying the structure and performance characteristics of products made from them]. Minsk, Tonpik Publ., 2008, 320 p.
6. Schatt W., Wieters K.-P. Powder Metallurgy. Processing and Materials, Shtewsbury, Liveseys Ltd, 1997, 492 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-116-120>
УДК 620.178

Поступила 24.09.2024
Received 24.09.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ НА БАЗЕ ЦИНКСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ – ЦИНКОВОЙ ПЫЛИ НА СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЯХ, В ТОМ ЧИСЛЕ С РЕЗЬБОВОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

Н. И. УРБАНОВИЧ, К. Э. БАРАНОВСКИЙ, Т. И. БЕНДИК, В. В. МЕЛЬНИЧЕНКО,
В. Г. ДАШКЕВИЧ, Г. Ф. ЛИВШИЦ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: pmstm@bntu.by

В статье представлены результаты исследований термодиффузионного цинкового покрытия, полученного по технологии, где в качестве цинкового компонента используются отходы, образовавшиеся при обдувке труб после их горячего цинкования, – цинковая пыль, на стальных изделиях, в том числе с резьбовой поверхностью. Цинковые покрытия наносят методом термодиффузионного насыщения в стационарном контейнере в порошковой смеси, состоящей из 40 % $Zn_{отх}$ + 59 % Al_2O_3 + 1 % NH_4Cl . В результате формируются покрытия хорошего внешнего вида, а необходимая толщина, позволяющая обеспечить свинчиваемость парной резьбы, достигается при регулировании времени выдержки.

Ключевые слова. Цинковое покрытие, отходы горячего цинкования, цинковая пыль, резьбовое соединение.

Для цитирования. Урбанович, Н. И. Исследование структуры и свойств цинкового покрытия на базе цинксодержащих отходов – цинковой пыли на стальных изделиях, в том числе с резьбовой поверхностью / Н. И. Урбанович, К. Э. Барановский, Т. И. Бендик, В. В. Мельниченко, В. Г. Дашкевич, Г. Ф. Лившиц // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 116–120. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-116-120>.

STUDY OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF ZINC COATING BASED ON ZINC-CONTAINING WASTE – ZINC DUST ON STEEL PRODUCTS, INCLUDING THREADED SURFACES

N. I. URBANOVICH, K. E. BARANOVSKI, T. I. BENDIK, V. V. MELNICHENKO,
V. G. DASHKEVICH, G. F. LIUSHYTS, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: pmstm@bntu.by

This paper presents the results of a study on thermodiffusion zinc coatings obtained using a technology where zinc dust – waste from hot-dip galvanizing created during the air blowing of pipes post-galvanization – is used as the zinc component on steel products, including those with threaded surfaces. The technology involves applying zinc coatings to steel products, including threaded surfaces, through thermodiffusion saturation in a stationary container with a powder mixture consisting of 40 % Zn_{waste} , 59 % Al_2O_3 , and 1 % NH_4Cl . This method yields coatings with good appearance, and the desired coating thickness, ensuring compatibility for threading, can be controlled by adjusting the exposure time.

Keywords. Zinc coating, hot-dip galvanizing waste, zinc dust, threaded connection.

For citation. Urbanovich N. I., Baranovski K. E., Bendik T. I., Melnichenko V. V., Dashkevich V. G., Liushyts G. F. Study of the structure and properties of zinc coating based on zinc-containing waste – zinc dust on steel products, including threaded surfaces. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 116–120. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-116-120>.

Существуют различные методы нанесения цинкового покрытия на стальные изделия, например гальваническое, горячее, термодиффузионное цинкование. У каждого метода есть свои плюсы и минусы.

Гальваническим цинкованием называется нанесения тонкого слоя цинка на поверхность металлических изделий в растворе электролита. В процессе электролиза цинк растворяется, и его ионы с положительным потенциалом оседают на поверхности основного металла с формированием слоя толщиной от 4 до 20 мкм, с высокой точностью повторяющего контуры изделия. Гальваническим цинкованием покрывают небольшие крепежные детали, чтобы получить гладкие, блестящие на вид изделия. Но их желательно использовать внутри помещений или в мягкой внешней среде, так как данный метод обеспечивает низкий уровень сцепления с металлом, что с течением времени ослабляет антикоррозийный эффект.

Процесс горячего цинкования заключается в том, что металлоизделие предварительно очищают и обезжиривают, а затем помещают в резервуар с расплавленным цинком при температуре 460–480 °С. Продолжительность операции составляет от нескольких десятков секунд до десятков минут. Излишки и сгустки цинка снимают после охлаждения. Горячая обработка сложных конструкций, в том числе резьбовых, расплавленным цинком не обеспечивает равномерности распределения слоя по всей поверхности. При обработке болтов, гаек следует учитывать изменение размеров изделий. Увеличение толщины за счет антикоррозионного слоя сделает невозможным применение элементов крепежа, поэтому может потребоваться дополнительная механическая обработка, например протачивание внутренней резьбы.

Термодиффузионное цинкование – один из методов химико-термической обработки. Заключается в нагреве металлических изделий, упакованных в контейнер вместе с порошковой смесью, до заданной температуры и выдержке при этой температуре до получения требуемой толщины диффузионного слоя. Содержимое контейнера предохраняют от окисления герметизирующим затвором. При термодиффузионной обработке осуществляется насыщение поверхности металлических изделий одним или несколькими элементами. Формирование диффузионного слоя происходит в результате непосредственного контакта поверхности изделий как с частицами порошковой среды, так и с образующейся в контейнере в процессе нагрева и выдержки активной газовой фазой. Термодиффузионный метод обработки металла в отличие от других технологий имеет ряд преимуществ: цинковое покрытие ложится равномерно, а поверхность приобретает хорошую адгезию и стабильные защитные качества; есть возможность регулировать толщину цинкового покрытия, причем в широком диапазоне в зависимости от установленных требований, и таким образом наносить цинковые слои на крепежные изделия.

В настоящее время существует широкий выбор технологий нанесения цинкового покрытия на стальные изделия. Исходя из анализа способов цинкования, следует отметить, что для изделий с резьбовым соединением наиболее приемлемой является технология термодиффузионного цинкования в порошковых средах. Ее особенность и новизна заключается в использовании в составе порошковой смеси в качестве цинкосодержащего компонента отходов производства – цинковой пыли, образованной в результате продувки труб после горячего цинкования [1].



Рис. 1. Внешний вид стационарного контейнера

Цинкование можно осуществлять как в стационарном контейнере, так и во вращающемся. В ходе исследований использовали стационарный контейнер, внешний вид которого представлен на рис. 1. Размер и форму контейнера выбирали в соответствии с габаритными размерами и формой обрабатываемых изделий, изготавливали из низкоуглеродистой стали с толщиной стенок не менее 3 мм. Технологический процесс термодиффузионного цинкования стальных изделий (болтов, гаек и шайб) состоял из следующих операций:

- подготовка поверхности изделий, в данном случае удаление смазки и эмульсии после механической обработки с помощью растворителя;
- приготовление насыщающей (порошковой) смеси следующего состава: 40 % цинковой пыли, 59 % инертного наполнителя в виде оксида алюминия и 1 % активатора;
- перемешивание смеси в лабораторной барабанной шаровой мельнице;
- загрузка изделий в контейнер и засыпка порошковой смеси.

Так как термодиффузионное цинкование осуществляли с применением стационарного контейнера с плавким затвором, то загрузку и засыпку порошковой смеси проводили с соблюдением следующих требований:

- расстояние между дном контейнера и изделием не менее 30 мм, между стенкой и изделием не менее 15 мм;
- порошковую смесь в контейнере уплотняли путем постукивания молотком по его стенкам;
- слой насыщающей смеси над изделием не менее 30 мм.

Термодиффузионное цинкование проводили в печи шахтного типа с карборундовыми нагревателями.

Регистрацию и регулирование температуры осуществляли с помощью измерительно-регистрационного прибора «Сосна-002». Продолжительность выдержки, составляющей 1 ч, исчисляли с момента прогрева контейнера до температуры насыщения 450 °С. Контейнер выгружали из печи после установленной выдержки, а охлаждение осуществляли до комнатной температуры. Содержимое контейнера выгружали на поддон и извлекали оцинкованные изделия, которые затем очищали от порошковой смеси. На рис. 2 представлен внешний вид полученных изделий.

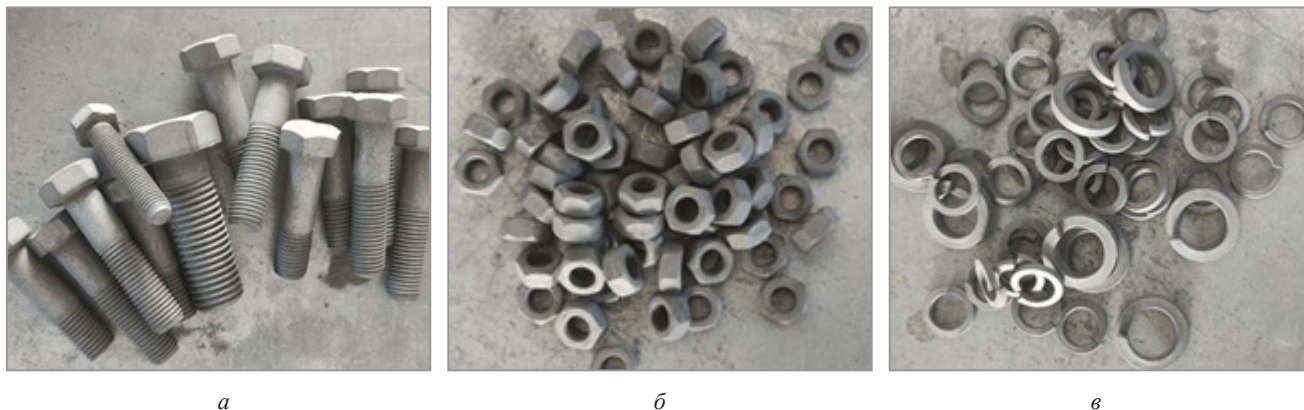


Рис. 2. Внешний вид стальных изделий, оцинкованных методом термодиффузионного насыщения:
а – болты; б – гайки; в – шайбы

Следует отметить, что соединение деталей с помощью резьбы широко применяют в машиностроении. Основным типом является метрическая резьба. У большинства типов резьбы по наружному и внутреннему диаметрам предусматриваются зазоры, поля допусков расположены так, что погрешность этих диаметров не препятствует свинчиваемости. Последняя зависит только от точности средних диаметров, шага и угла профиля резьбы. Поля допусков установлены в трех классах точности: точный, средний и грубый, при этом средний предназначен для общего применения. Обозначение поля допуска диаметра резьбы состоит из цифры, определяющей степень точности, и буквы, показывающей основное отклонение, например: 6g, 6H, 4h, 6G. На обычный распространенный крепеж (болты, гайки, шпильки, винты и тому подобное) назначают следующие допуски: 6g – для болта, 6H – для гайки. Посадка с резьбовым соединением обозначается дробью, в числителе которой указывают поле допуска внутренней резьбы, в знаменателе – наружной. Например: M12–6H/6g. Также необходимо отметить, что если в маркировке крепежных изделий не указан размер шага, то данное изделие имеет крупный шаг в соответствии с ГОСТ 8724–2002. Например: M16 – резьба метрическая (буква М) с номинальным диаметром 16 мм и крупным шагом (крупный шаг резьбы болта, гайки, шпильки, винта – 2,0 мм).

Контроль оцинкованных изделий по внешнему виду осуществляли визуально, а по толщине – металлографическим методом и магнитным с помощью магнитного толщиномера. На рис. 3 представлены оцинкованные экспериментальные образцы болта и гайки М12. Это значит, что резьба метрическая с номинальным диаметром 12 мм и крупным шагом (крупный шаг резьбы болта, гайки, шпильки, винта – 2,5 мм). Согласно ГОСТ 16093–81 «Основные нормы взаимозаменяемости. Резьба метрическая. Допуски. Посадки с зазором», для данного резьбового соединения минимальный посадочный зазор по внутреннему, наружному и среднему диаметрам составляет 42 мкм, а это значит, что покрытие не должно выходить по толщине за рамки посадочного зазора и иметь толщину ≤ 20 мкм.



Рис. 3. Внешний вид болта и гайки, оцинкованных методом термодиффузионного насыщения

Анализ качества внешнего вида показал, что полученные покрытия не имеют несплошности, а их поверхность выглядит матовой светло-серой. Требования надлежащего соответствия резьбы болта и гайки приводят к ограничению толщины покрытия, поэтому проводили процедуру свинчивания-развинчивания, которая позволила убедиться, что полученное цинковое покрытие на резьбовых деталях размером М12 не выходит за рамки посадочного зазора. На рис. 4 показаны оцинкованные болт и гайка в сборе.

С целью исследования микроструктуры и толщины цинковых покрытий вырезали фрагменты резьбы болта и гайки (рис. 5) и изготавливали шлифы в заливке на шлифоизготовительном оборудовании Metkon FORCIPOL 1V.



Рис. 4. Оцинкованные болт и гайка в сборе



Рис. 5. Вырезанные фрагменты болта и гайки

Для выявления структуры и толщины цинкового покрытия использовали реактив $5 \text{ г CrO}_3 + \text{Na}_2\text{SO}_4 + 100 \text{ H}_2\text{O}$.

Работу выполняли с применением поста микроконтроля МК-1 на базе микроскопа МИ-1 и программы обеспечения SIAMS 800 при увеличении 50 на поперечных шлифах после их травления. Микрофотография цинкового покрытия на профиле резьбы болта представлена на рис. 6. Полученное покрытие равномерное, сплошное, имеет в среднем одинаковую толщину по всему контуру резьбы.

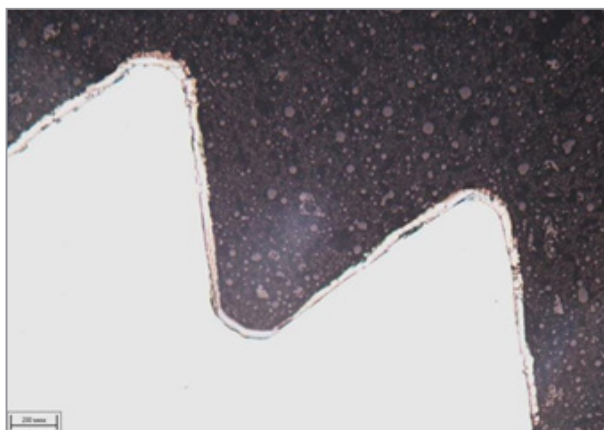


Рис. 6. Микрофотография цинкового покрытия на резьбе болта

Также проведен металлографический анализ толщины и структуры на образце-свидетеле (рис. 7, 8). Покрытие состоит из трех слоев, соответствующих Γ -, δ_1 -, ζ -фазам. Основной является δ_1 -фаза с равноосной структурой, ее интерметаллические соединения имеют стехиометрический состав, отвечающий формулам: FeZn_{10} , FeZn_7 . Верхний слой покрытия представляет ζ -фазу, соответствующую интерметаллическому соединению FeZn_{13} . Γ -фаза, прилегающая к основному металлу, характеризуется интерметаллическим соединением, имеющим стехиометрический состав и отвечающий формулам: $\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$, $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$, FeZn_3 . В слое основного металла, контактирующего с Γ -фазой, область α -фазы, т.е. твердого раствора цинка в железе, не проявилась.

Следует отметить, что полученные результаты контроля толщины покрытий на резьбе соответствуют результатам на образцах-свидетелях. При этом толщина покрытия составляет 17–20 мкм. Такая толщина позволяет осуществить процедуру свинчивания-развинчивания гайки с болтом размером М12, т.е. меньше посадочного зазора, соответствующего ГОСТ.

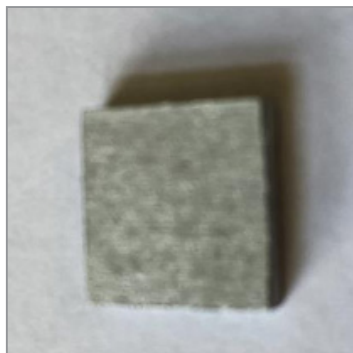
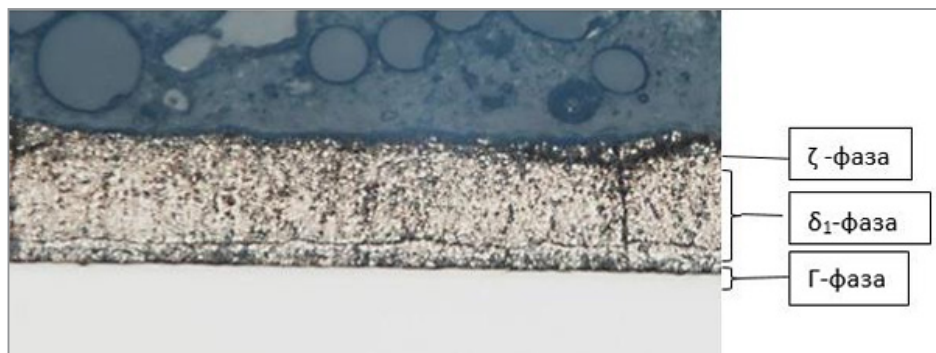


Рис. 7. Образец-свидетель

Рис. 8. Микроструктура цинкового слоя на образце-свидетеле. $\times 500$

Выводы

1. Установлено, что покрытия, полученные в порошковой смеси, состоящей из 40 % цинковой пыли, 59 % инертного наполнителя Al_2O_3 и 1 % активатора NH_4Cl , методом термодиффузионного насыщения в стационарном контейнере, не имеют несплошности, а их поверхность выглядит матовой светло-серой.
2. Для получения цинкового покрытия толщиной 17–20 мкм, которая обеспечивает свинчиваемость парной резьбы с номинальным диаметром свыше 11,2 мм, и крупным шагом необходима выдержка 1 ч.
3. Технология нанесения цинковых покрытий на стальные изделия, в том числе с резьбовой поверхностью, методом термодиффузионного насыщения в стационарном контейнере в порошковой смеси вышеуказанного состава формирует покрытия хорошего внешнего вида. Необходимую толщину, обеспечивающую свинчиваемость парной резьбы, можно получить при регулировании времени выдержки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Состав порошковой смеси для термодиффузионного цинкования стальных изделий: патент BY 24325 C1 / Н.И. Урбанович, К.Э. Барановский. – Минск, 2024.07.05.

REFERENCES

1. Urbanovich N.I., Baranovsky K.E. *Sostav poroshkovoj smesi dlya termodiffuzionnogo cinkovaniya stal'nyh izdelij* [Composition of powder mixture for thermal diffusion galvanizing of steel products]: patent BY 24325 C1. Minsk, 2024.07.05.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-121-129>
УДК 669.13.017:620.18

Поступила 09.10.2024
Received 09.10.2024

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ, ВНУТРЕННЕЕ СТРОЕНИЕ И МЕХАНИЗМ ЗАРОЖДЕНИЯ ГРАФИТНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ

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

Исследованы морфология поверхности и внутреннее строение графитных включений в высокопрочном чугуна. На основании этого подтверждена теория зарождения графита на твердых включениях в расплаве. Показано, что морфология наружной поверхности шаровидных графитных включений может варьироваться от почти гладкой до состоящей из последовательно перекрывающихся чешуек графита. Высказано предположение, что в зависимости от теплофизических условий кристаллизации превалирует рост включения графита по одной из кристаллографических плоскостей: $[1010]$ – при замедленном охлаждении (чешуйчатая морфология поверхности типа «капустный кочан») и $[0001]$ – при более быстром охлаждении (гладкая поверхность).

Металлографические исследования внутреннего строения шаровидного графитного включения выявили его сегментарно-слоистую структуру с характерными концентрическими волнистыми линиями. Внутри включения выделяются характерные зоны: центр, секторы с выделенными стыками, расходящимися из центра, иногда встречаются включения кремнистого феррита. Подтверждена поликристаллическая структура включения с отчетливыми границами между графитными пирамидами. Методом МРСА установлены аномалии в распределении концентраций углерода, магния, кремния, серы и кислорода внутри включения графита. В центре содержание магния, серы и кислорода существенно повышено. Это подтверждает теорию зарождения графита на сульфидов и оксидах. В некоторых случаях зафиксировано повышение содержания кислорода на наружной части включения, что может быть связано с оттеснением оксидов на периферию при росте графитного включения в расплаве. Полученные результаты вносят уточнения и дополнения в теорию гетерогенного зародышеобразования частиц сфероидального графита в высокопрочном чугуна, при котором центральной частью сфероидов является комплекс сложных сульфидов и оксидов.

Ключевые слова. Высокопрочный чугун, литье, микроструктура, включения графита, внутреннее строение и морфология поверхности включений.

Для цитирования. Покровский, А. И. Морфология поверхности, внутреннее строение и механизм зарождения графитных включений в высокопрочном чугуна / А. И. Покровский // Литие и металлургия. 2024. № 4. С. 121–129. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-121-129>.

SURFACE MORPHOLOGY, INTERNAL STRUCTURE AND NUCLEATION MECHANISM OF GRAPHITE INCLUSIONS IN DUCTILE CAST IRON

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

The surface morphology and internal structure of graphite inclusions in ductile cast iron are investigated. Based on this, the theory of graphite nucleation on solid inclusions in the melt is confirmed. It is shown that the morphology of the outer surface of spherical graphite inclusions can vary from almost smooth to consisting of successively overlapping graphite flakes. It is suggested that, depending on the thermophysical conditions of crystallization, the growth of inclusions along one of the crystallographic planes prevails: $[1010]$ for slow cooling (scaly surface morphology of the “cabbage head” type) and $[0001]$ for faster cooling (smooth surface).

Metallographic studies of the internal structure of the spherical graphite inclusion has revealed its segmental-layered structure with characteristic concentric wavy lines. Inside the inclusion, characteristic zones are distinguished: the center, sectors with characteristic junctions diverging from the center, and sometimes inclusions of siliceous ferrite are found. The polycrystalline structure of the inclusion with characteristic boundaries between graphite pyramids has been confirmed. The EPMA method revealed anomalies in the distribution of carbon, magnesium, silicon, sulfur, and oxygen concentrations in the graphite inclusion. In the center, content of the magnesium, sulfur, and oxygen is significantly increased. This confirms the theory of graphite nucleation on sulfides and oxides. In some cases, an increase in the oxygen content was observed on the outer part of the inclusion, which may be due to the displacement of oxides to the periphery during the growth of the graphite inclusion in the melt. The obtained results provide clarifications and supplementations to the theory of heterogeneous nucleation of spheroidal graphite particles in ductile cast iron, where the central part of the spheroid is a conglomeration of complex sulfides and oxides.

Keywords. Ductile cast iron, casting, microstructure, graphite inclusions, internal structure and surface morphology of inclusions.

For citation. Pokrovsky A. I. Surface morphology, internal structure and nucleation mechanism of graphite inclusions in ductile cast iron. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 121–129. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-121-129>.

Введение

В последнее десятилетие объем производства всех видов литья в мире достиг 110 млн т [1]. Доля чугунов в их числе превышает 70 % (80 млн т). Четвертую часть из них (20 млн т) составляют высокопрочные чугуны (ВЧ) [2], причем их выпуск постоянно растет. Началом эпохи высокопрочных чугунов послужил разработанный Keith Dwight Millis способ модифицирования чугуна путем введения небольших добавок магния на стадии разливки в ковш [3]. Перспективность ВЧ подтверждают работы [4, 5].

Современные представления о зарождении сферических графитных включений в высокопрочном чугуне

Графитные включения в микроструктуре чугуна формируются при кристаллизации. Их наличие, количество, форма и морфология в большой мере ответственны за высокие антифрикционные характеристики этого материала, способность быстро гасить вибрации, меньший, чем у стали, удельный вес, повышенную теплопроводность [6]. Включения графита пластинчатой формы большинством исследователей трактуются как «надрезы» в теле металлической матрицы, ослабляющие ее живое сечение, снижающие прочность. Включения графита сферической формы, напротив, обеспечивают значительное повышение прочности [7].

Однако причины зарождения и последующего роста графитных включений сферической формы до сих пор окончательно не ясны и по ним ведутся активные споры. Исследованиями структурообразования высокопрочного чугуна в мире занимаются множество научных школ. К настоящему времени таких гипотез возникновения графита насчитывается несколько десятков [8] и их можно разделить на две большие группы: теории «газовых пузырьков» и «микровзрывов» [9, 10] и теории «неметаллических включений» (зарождение графита на микровключениях оксидов и сульфидов и подобных соединений) [11–13]. По данным [14], зарождение графита происходит на частицах сульфида марганца MnS , кристаллическая решетка которого по плоскостям $\{110\}$ хорошо сопрягается с гексагональной кристаллической решеткой графита по плоскостям $\{1100\}$.

Главный вопрос зарождения включений состоит в том, как и на чем начинает выделяться графит и что является его центром. Т. Skaland [15] впервые высказал мысль о слоистой структуре зародыша. Центральной частью зародыша является сложный сульфид кальция-магния-стронция (рис. 1, а). На нем в виде оболочки располагается сложный оксид магния-кремния. Наружный слой зародыша представляет собой сложный металлооксид с гексагональной решеткой ($MeO \cdot SiO_2$, рис. 1, а), с которой может впоследствии когерентно связываться решетка графита. Эта гипотеза подтверждена экспериментально [16–20].

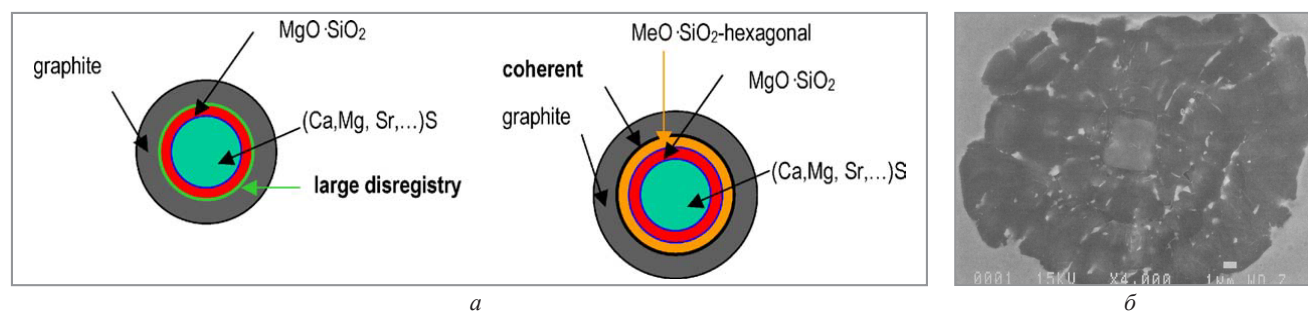


Рис. 1. Схематическое представление о зарождении графитного включения на сульфидах и оксидах (а) и РЭМ-изображение включения графита с частицей внутри (б) [15]

Внутреннее строение графитного включения в высокопрочном чугуне

Вопрос о внутреннем строении шаровидного включения на сегодняшний день также не имеет окончательного решения. Являющаяся доминирующей гипотеза о поликристаллическом строении сферокристаллов впервые была высказана Н. Morrogh и W. J. Williams [21]. Она предполагает, что графитное включение в виде шара (иногда называют «сферолита») состоит из нескольких идентичных составляющих – пирамид, обращенных своими вершинами к центру шара и постепенно увеличивающих свое сечение по мере увеличения диаметра (рис. 2, а). Наружная сфера графита ограничена базисными плоскостями. Внутри этих пирамид базисные плоскости графита расположены параллельно основанию. Рост

графитного включения происходит за счет одновременного послойного роста оснований пирамид по направлению от центра наружу, перпендикулярно базисным плоскостям (рис. 2, б–г) [11].

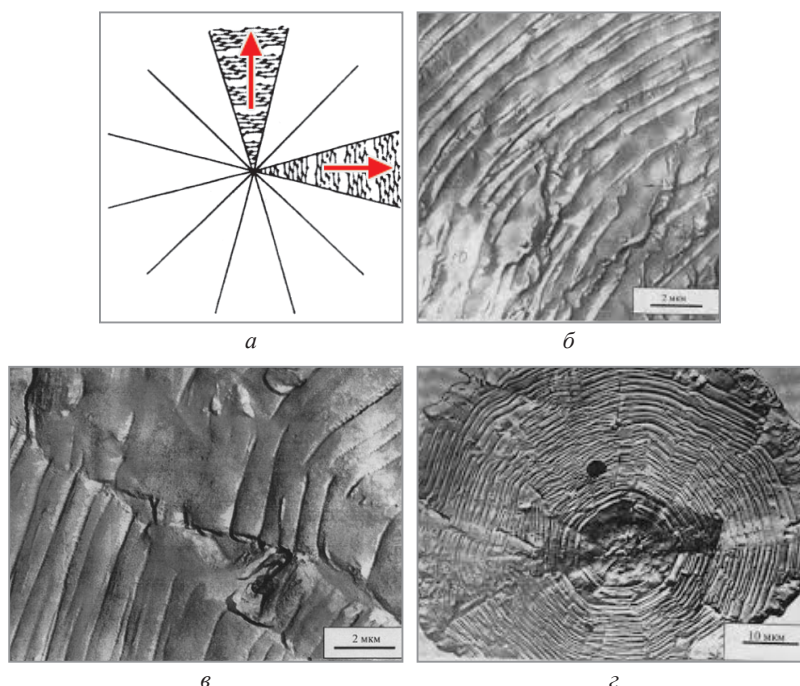


Рис. 2. Внутреннее строение шаровидного графитного включения [11]:

а – схема строения включения из пирамид с нанесенными слоями графита; б – concentricкие слои графита, формируемые из базисных граней; в – граница между пакетами слоев по призматическим граням; г – слоисто-секторальная морфология графитного включения с центром в виде сферы

Однако ряд исследователей доказали рентгеновскими методами, что не всегда во включении графита присутствует закономерная параллельная ориентация слоев углерода относительно гексагональной оси, а зачастую они располагаются неупорядоченно. Тогда появилась так называемая «турбостратная теория» [22], объясняющая формирование графитного включения не только ростом по базисным плоскостям, но и закручиванием составляющих его кристаллитов. В [23] показано, что графит в ВЧ является слоисто-спиралевидной системой микро- и нанообразований, неоднородной по фазовому составу. Особая морфология границы раздела «графит-матрица» после термической обработки ВЧ изучена в [24]. Версия о спиралевидном строении графита подтверждена в [16, 25] (рис. 3). В некоторых случаях преобладает рост включений по плоскости [1010] и в меньшей степени по плоскости [0001]. При этом формируется характерная морфология поверхности типа «капустный лист» (рис. 3, а).

Таким образом, до сих пор нет общего мнения о внутреннем строении графита. В нашем представлении процесс кристаллизации достаточно сложен и в зависимости от множества факторов, в первую очередь от химического состава и степени переохлаждения, может преобладать тот или иной механизм роста включения.

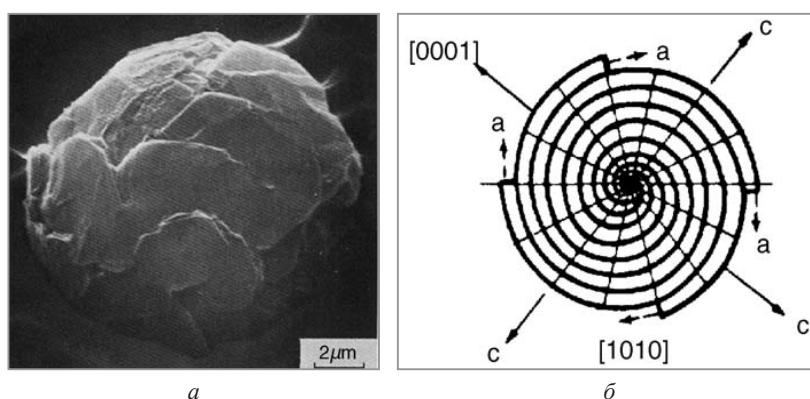


Рис. 3. Изображение сферического графитного включения [25]:

а – электронно-растровое изображение; б – схема роста пластин по различным кристаллографическим направлениям

Объект и методология исследований, используемое оборудование

Исследовали ВЧ следующего химического состава: углерода – 3,52 %; кремния – 2,0; марганца – 0,5; никеля – 0,3; магния – 0,05; фосфора – 0,08; серы – 0,01 %. Чугун выплавляли в индукционной печи объемом тигля, рассчитанном на 150 кг по известной технологии, модифицировали известными модификаторами: сфероидизирующим – ФСМГ7К03 и графитизирующим – ферросилицием ФС75. Заготовки отливали в песчаные формы.

Изготовление и травление шлифов проводили по стандартным методикам, в качестве травителя использовали 5%-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте (ниталь). Электрохимическое травление проводили по авторским методикам [27–29].

Для предварительного анализа микроструктуры использовали металлографический комплекс МКИ-2М. Исследования изломов и микрорентгеноспектральные исследования выполняли на сканирующем электронном микроскопе VEGA II LMU с микроанализатором INKA Energy 350, сканирующем зондовом микроскопе «Solver PRO-M».

Результаты исследований и их обсуждение

Исследование морфологии наружной поверхности шаровидного графитного включения

На рис. 4 приведены РЭМ-изображения шаровидного включения графита в металлической матрице чугуна.

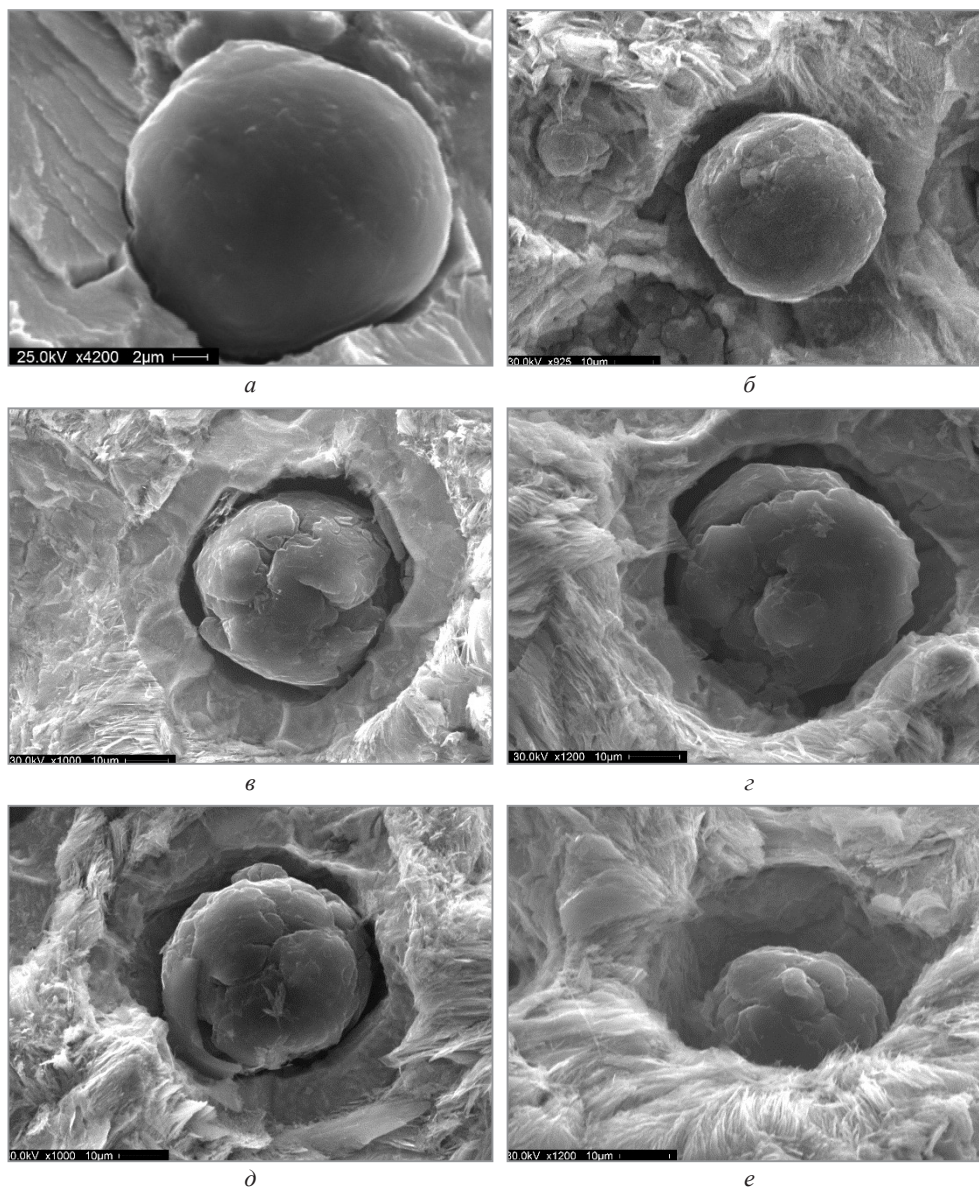


Рис. 4. РЭМ-изображения шаровидного включения графита в металлической матрице ВЧ. Поверхности излома образцов на растяжение: а – не травлено; б–е – электрохимическое травление

Из рисунка видно, что морфология наружной поверхности включений существенно различается. На рис. 4, *a* поверхность графита выглядит гладкой даже при увеличении 4200. Для более информативного выявления морфологии поверхности графита использованы авторские методики электрохимического травления чугуна [26–29]. Их особенность в том, что в основном вытравливается металлическая матрица, позволяя в большей мере «обнажить» и соответственно лучше выявить морфологию графитных включений. Изображения графита на рис. 4, *b–e* представляют собой накладываются друг на друга пластины графита, напоминающие строение капустного кочана [25] (см. рис. 3) и может свидетельствовать о превалирующем росте пластин графита по плоскости [1010]. Также более четко идентифицируется ферритная оторочка вокруг графита (рис. 4, *b, d*) или перлитная основа в виде нерастворившихся в травителе тонких пластин цементита (рис. 4, *d, e*).

Можно предположить, что в зависимости от теплофизических условий кристаллизации превалирует рост включения по одной из кристаллографических плоскостей: [1010] – при замедленном охлаждении (чешуйчатая морфология поверхности типа «капустный кочан») и [0001] – при более быстром охлаждении (гладкая поверхность).

Исследование внутреннего строения шаровидного графитного включения в высокопрочном чугуне

На рис. 5 представлено SEM-изображение включения шаровидного графита на металлографическом шлифе. Оно неоднородно по своей фактуре и состоит из характерных концентрических чередующихся светлых и темных волнистых линий.

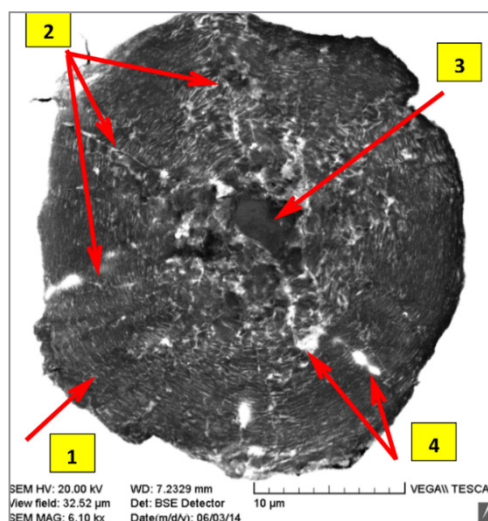


Рис. 5. SEM-изображение шаровидного графитного включения: 1 – края слоев графита; 2 – граница сегментов, составляющих сфероид; 3 – центральная часть включения; 4 – включения кремнистого феррита внутри графита

Внутри включения можно выделить четыре характерные зоны:

1. Слои, имеющие характерное чешуйчатое строение (стрелка 1), представляющие собой края базисных плоскостей графита, образовавших своеобразные «ступеньки» в результате рассечения наклонных базисных слоев графита поверхностью металлографического шлифа.

2. Границы стыков между составляющими (пирамидами) графитного сфероидита (стрелка 2).

3. Однотонное темно-серое пятно в центре включения (стрелка 3). Это включение оксидов или сульфидов либо кремнистого феррита, на которых происходило зарождение графитного включения. По другой версии, основанной на поликристаллической теории строения графита, можно предположить, что в данном случае с плоскостью шлифа идеально совпала базисная плоскость кристаллической решетки графита. Это плоскость основания одной из пирамид, составляющих сфероидит, на которую при росте включения последовательно наслаиваются последующие слои графита.

4. Светлые зоны внутри графита (стрелка 4). Белый цвет зоны позволяет предположить, что это участок аустенита, который был поглощен растущим графитным включением, а далее при охлаждении аустенит распался на феррит (белого цвета) и графит. Доказательством этой гипотезы служит неравномерное распределение железа внутри графитного включения с наличием максимумов (рис. 6), подтверждающее возможность существования частиц кремнистого феррита.

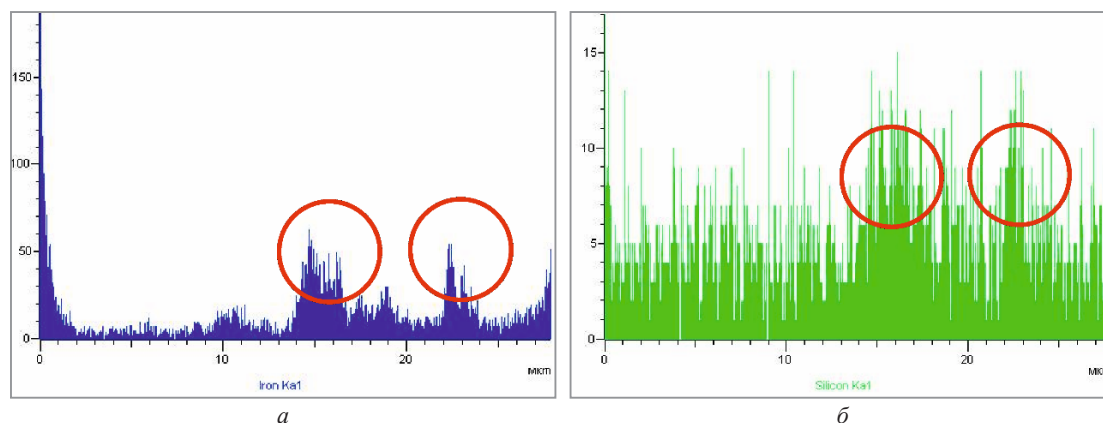


Рис. 6. Неравномерное распределение железа (а) и кремния (б) внутри графитного включения с наличием максимумов, подтверждающее возможность существования частиц кремнистого феррита

Исследование распределения химических элементов внутри включения графита

Для уточнения химического состава центрального ядра графита выполнено МРСА-исследование по наибольшему диаметру сечения графитного включения непосредственно через его геометрический центр (рис. 7).

Распределение углерода по сечению включения непостоянно и в центре его концентрация резко снижается (рис. 7, а, б), в то время как магний, сера, кислород показывают концентрационные пики в центре включения (рис. 7, в–д).

Таким образом, графитное включение в высокопрочном чугуна не является однородным по содержанию углерода, а в его центре обнаружены максимумы других элементов (S, O), что подтверждает теорию гетерогенного формирования зародыша на сульфидах и оксидах.

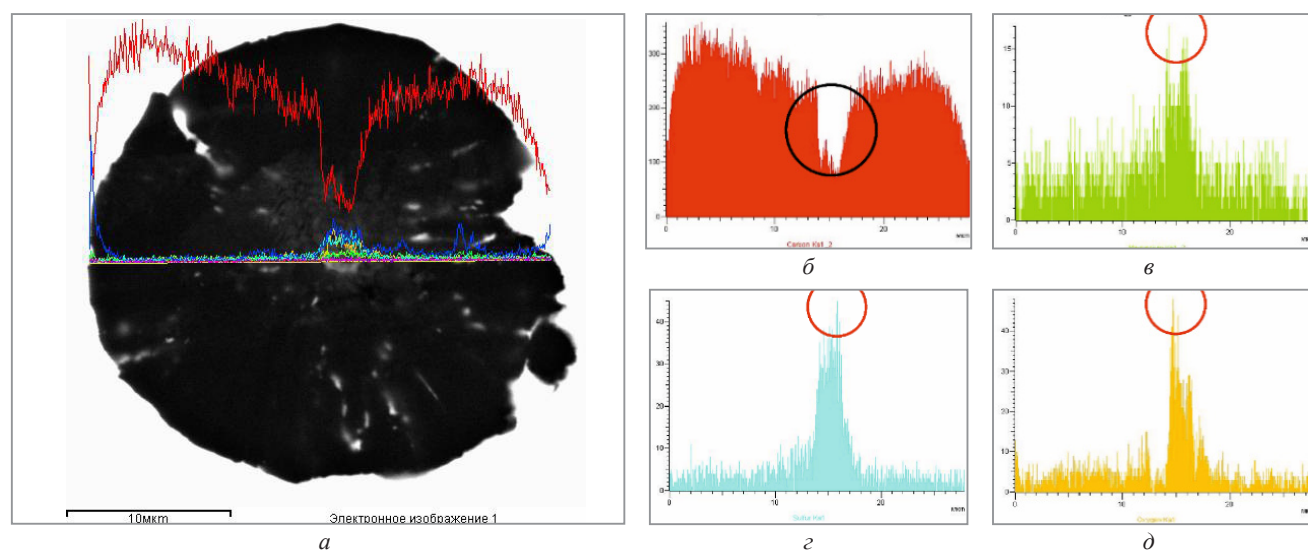


Рис. 7. Результаты микрорентгеноспектрального анализа по сечению шаровидного графитного включения в ВЧ: а – микроструктура шаровидного включения в высокопрочном чугуна (не травлено) с нанесенными кривыми распределения концентраций химических элементов и спектрограммы каждого элемента; б – углерод; в – магний; г – сера; д – кислород

В ряде случаев на наружной поверхности включения встречается аномальное увеличение содержания кислорода (рис. 8). Вероятно, это связано с оттеснением части оксидов на периферию по мере роста графитного включения в расплаве.

Можно предположить, что оксидная пленка на поверхности графита препятствует объединению и смыканию нескольких близко расположенных включений графита. Как видно из рис. 9, при смыкании краев включений они продолжают расти изолированно, не объединяясь и не прорастая друг в друга. Это отчетливо заметно на рис. 9, а, особенно при увеличении 1000 (рис. 9, б). Следует отметить, что после проведения горячей пластической деформации чугуна по методике, описанной [30], близко расположенные включения хотя и существенно вытягиваются, но также не смыкаются между собой (рис. 9, з).

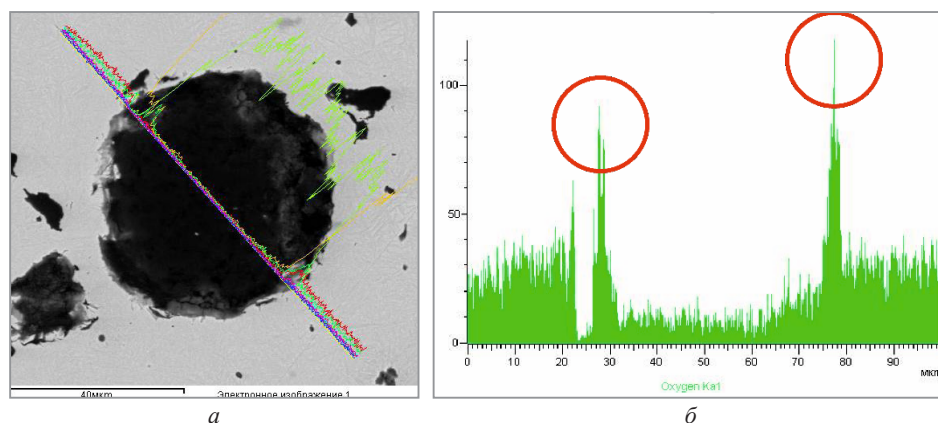


Рис. 8. Результаты МРСА сечения графитного включения. Шлиф изготовлен выше оси симметрии включения: *а* – спектры всех элементов; *б* – спектрограмма распределения кислорода

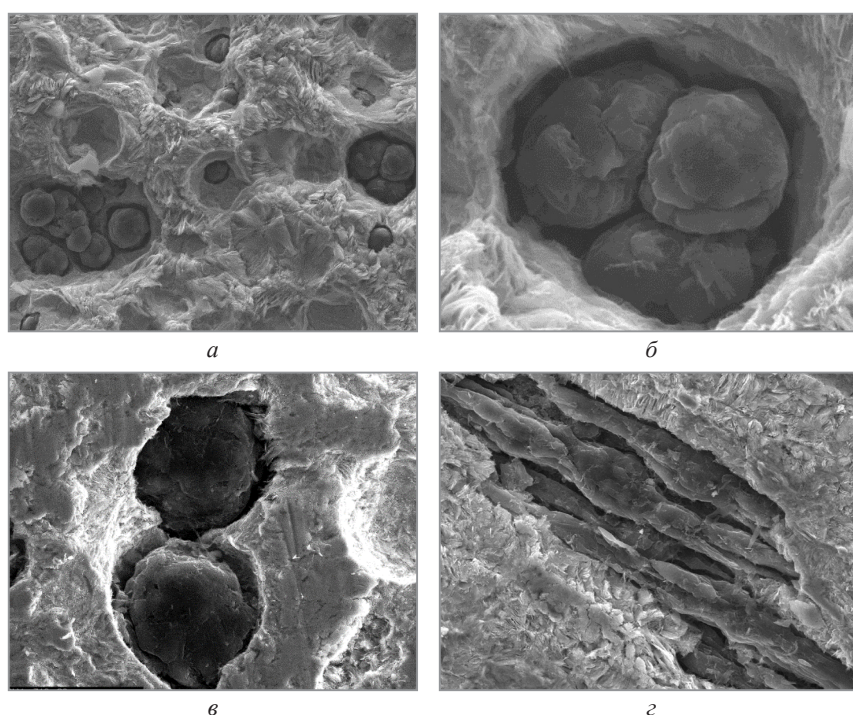


Рис. 9. Одновременный рост близко расположенных включений графита без прорастания друг в друга. Поверхности изломов образцов ВЧ: *а* – *в* – литое состояние; *г* – деформированное (горячее выдавливание) состояние. Электролитическое вытравливание матрицы, РЭМ. *а* – $\times 250$; *б* – $\times 1000$; *в* – $\times 710$; *г* – $\times 462$

Выводы

1. Морфология наружной поверхности шаровидных графитных включений, исследованная с помощью специального травления и РЭМ, может варьироваться от почти гладкой поверхности до чешуек графита, выступающих на поверхности и последовательно перекрывающихся (аналогично по строению «капустного кочана»). Можно предположить, что в зависимости от теплофизических условий кристаллизации превалирует рост включения по одной из кристаллографических плоскостей: $[1010]$ – при замедленном охлаждении (чешуйчатая морфология поверхности типа «капустный кочан») и $[0001]$ – при более быстром охлаждении (гладкая поверхность).

2. Металлографические исследования внутреннего строения шаровидного графитного включения выявили его сегментарно-слоистую структуру с характерными концентрическими волнистыми линиями. Внутри включения выделяются характерные зоны: центр, сектора с выраженными стыками, расходящимися из центра, иногда встречаются белые включения кремнистого феррита. Подтверждена поликристаллическая структура включения с отчетливыми границами между графитными пирамидами.

3. При исследовании методом МРСА распределения химических элементов по сечению графитного включения в высокопрочном чугуна установлены аномалии в распределении концентраций углерода,

магния, кремния, серы и кислорода. В центре включения содержание магния, серы и кислорода существенно повышено. Это подтверждает теорию зарождения графита на сульфидах и оксидах.

4. В некоторых случаях зафиксировано повышение содержания кислорода в наружной части включения графита, что может быть связано с оттеснением оксидов на периферию по мере роста графитного включения в расплаве.

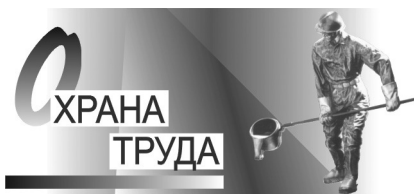
5. Полученные результаты вносят уточнения и дополнения в наиболее достоверную теорию гетерогенного зародышеобразования графита в высокопрочном чугуна, при котором центральной частью сфероида является комплекс сложных сульфидов и оксидов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Total Casting Tons Dip in 2019 // *Modern Casting*. – 2021. – P. 28–30.
2. Total Casting Tons Hits 112 Million // *Modern Casting*. – 2019. – P. 22.
3. Cast ferrous alloy: Patent US 2485760 / K. D. Millis [et al.]. – 25.10.1949.
4. **Леушин, И. О.** Современные тренды производства чугунного литья / И. О. Леушин, А. Г. Панов // *Черные металлы*. – 2021. – № 7.
5. **Александров, Н. Н.** Возможности высокопрочного чугуна с шаровидным графитом неисчерпаемы. Ч. 1. / Н. Н. Александров, Н. И. Бех, М. В. Зубков // *Литейное производство*. – 2013. – № 11. – С. 7–11.
6. **Бунин, К. П.** Основы металлографии чугуна / К. П. Бунин, Ю. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран. – М.: Металлургия, 1969. – 416 с.
7. **Callister, W. D.** Fundamentals of materials science and engineering: an integrated approach / W. D. Callister, D. G. Rethwisch. – 4th ed. – New York: John Wiley, 2012. – 910 p.
8. **Роговский, А. Н.** О современных теориях и гипотезах формирования шаровидного графита в литой структуре чугунов / А. Н. Роговский, А. А. Шипельников // *Литейное производство*. – 2014. – № 4. – С. 5–7.
9. **Иванов, В. Г.** Исследование строения и формирования шаровидных включений в высокопрочном чугуна / В. Г. Иванов, В. П. Пирожкова, В. В. Лунев // *Восточно-европейский журнал передовых технологий*. – 2016. – № 3/5. – С. 31–36.
10. **Баранов, А. А.** К теории образования в чугуна шаровидного графита / А. А. Баранов, Д. А. Баранов // *Металл и литье Украины*. – 2003. – № 9–10. – С. 42–45.
11. **Верховлюк, А. М.** Особенности роста шаровидных включений графита в чугуна / А. М. Верховлюк, В. С. Шумихин, А. В. Назаренко // *Процессы литья*. – 2007. – № 5. – С. 11–18.
12. **Найдек, В. Л.** Шаровидный графит в чугунах / В. Л. Найдек, И. Г. Неижко, В. П. Гаврилюк // *Процессы литья*. – 2012. – № 5. – С. 33–42.
13. **Найдек, В. Л.** Некоторые размышления о механизме образования шаровидного графита в чугунах / В. Л. Найдек, А. М. Верховлюк // *Процессы литья*. – 2014. – № 1. – С. 49–54.
14. **Баженов, В. Е.** О механизме возникновения графита при кристаллизации чугунов / В. Е. Баженов, М. В. Пикунов // *Известия ВУЗов. Черная металлургия*. – 2012. – № 5. – С. 50–56.
15. **Skaland, T.** A model for the graphite formation in ductile cast iron. Part I. Inoculation mechanisms // *Metallurgical Transactions A*. – 1993. – Vol. 24. – P. 2321–2345.
16. **Stefanescu, D. M.** Solidification and modeling of cast iron – a short history of the defining moments / D. M. Stefanescu // *Materials Science and Engineering A*. – 2005. – Vol. 413–414. – P. 322–333.
17. Revisiting the graphite nodule in ductile iron / E. Ghassemali [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2019. – Vol. 161. – P. 66–69.
18. Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron / G. Alonso [et al.] // *International Journal of Metalcasting*. – 2017. – Vol. 11. – P. 14–26.
19. **Stefanescu, D. M.** The meritocratic ascendance of cast iron: from magic to virtual cast iron / D. M. Stefanescu // *International Journal of Metalcasting*. – 2019. – Vol. 13, iss. 4. – P. 726–752.
20. Graphite nucleation in compacted graphite cast iron / G. Alonso [et al.] // *International Journal of Metalcasting*. – 2020. – Vol. 14. – P. 1162–1171.
21. **Morrogh, H.** Graphite formation in cast irons and in nickel-carbon and cobalt-carbon alloys / H. Morrogh, W. J. Williams // *Journal of Iron and Steel Inst.* – 1947. – Vol. 155, no. 3. – P. 321–371.
22. Шаровидный графит – уникальное морфологическое образование углерода / А. А. Аникин [и др.] // *Известия Саратовского университета. Новая серия. Сер. Физика*. – 2012. – Т. 12, вып. 2. – С. 18–20.
23. Morphological changes of graphite spheroids during heat treatment of ductile cast irons / J. P. Monchoux [et al.] // *Acta Mater.* – 2001. – Vol. 49, № 20. – P. 4355–4362.
24. **Lux, B.** Branching of graphite crystals growing from metallic solution / B. Lux, I. Minkoff, F. Mollard, E. Thury // *The Metallurgy of Cast Iron*. Edited by B. Lux, I. Minkoff, F. Mollard. – Georgi Publishing Co., St. Saphorin, Switzerland, 1974, pp. 495–508.
25. **Покровский, А. И.** Особенности структурообразования графитных включений в высокопрочном чугуна при литье и горячей пластической деформации / А. И. Покровский // *Черные металлы*. – 2023. – № 4. – С. 8–15.
26. Устройство для выявления формы графитных включений в структуре чугуна: патент (полезная модель) 10652 Респ. Беларусь / А. И. Покровский; № u20140426; заявл. 20.11.2014; опубл. 30.04.2015 // *Афіц. бюлл. / НЦІУ*. – 2015. – № 2. – С. 124–125.
27. Способ контроля формы графитных включений в структуре чугуна: патент (изобретение) 21186 Респ. Беларусь / А. И. Покровский; № a20140348, заявл. 20.06.2014, опубл. 30.08.2017 // *Афіц. бюлл. / НЦІУ*. – 2017. – № 4. – С. 102.
28. Способ контроля формы графитных включений в структуре чугуна: патент (изобретение) 21187 Респ. Беларусь. А. И. Покровский; № a 20140352, заявл. 25.06.2014, опубл. 30.08.2017 // *Афіц. бюлл. / НЦІУ*. – 2017. – № 4. – С. 102.
29. **Покровский, А. И.** Механизм пластической деформации графитных включений в высокопрочном чугуна при обработке давлением / А. И. Покровский // *Черные металлы*. – 2023. – № 6. – С. 52–60.

REFERENCES

1. Total Casting Tons Dip in 2019. *Modern Casting*, 2021, pp. 28–30.
2. Total Casting Tons Hits 112 Million. *Modern Casting*, 2019, pp. 22.
3. **Millis K.D.** [et al.]. *Cast ferrous alloy*. Patent US 2485760, 25.10.1949.
4. **Leushin I.O., Panov A.G.** Sovremennye trendy proizvodstva chugunного lit'ya [Modern trends in the production of cast iron]. *Chernye metally = Ferrous metals*, 2021, no. 7.
5. **Alexandrov N.N., Bekh N.I., Zubkov M.V.** Vozmozhnosti vysokoprochnogo chuguna s sharovidnym grafitom neischerpaemy. Ch. 1 [The possibilities of high-strength cast iron with nodular graphite are inexhaustible. Part 1]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2013, no. 11, pp. 7–11.
6. **Bunin K.P., Malinochka Yu. N., Taran Yu. N.** *Osnovy metallografii chuguna* [Fundamentals of metallography of cast iron]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969, 416 p.
7. **Callister W.D., Rethwisch D.G.** *Fundamentals of materials science and engineering: an integrated approach*. 4th ed. New York, John Wiley Publ., 2012, 910 p.
8. **Rogotovskiy A.N., Shipelnikov A.A.** O sovremennykh teoriyakh i gipotezakh formirovaniya sharovidnogo grafita v litoj strukture chugunov [On modern theories and hypotheses of the formation of spherical graphite in the cast structure of cast iron]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2014, no. 4, pp. 5–7.
9. **Ivanov V.G., Pirozhkova V.P., Lunev V.V.** Issledovanie stroeniya i formirovaniya sharovidnykh vkluyuchenij v vysokoprochnom chugune [Study of the structure and formation of spherical inclusions in high-strength cast iron]. *Vostochno-evropejskij zhurnal peredovykh tekhnologij = East European Journal of Advanced Technologies*, 2016, no. 3/5, pp. 31–36.
10. **Baranov A.A., Baranov D.A.** K teorii obrazovaniya v chugune sharovidnogo grafita [On the theory of formation of nodular graphite in cast iron]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2003, no. 9–10, pp. 42–45.
11. **Verkhovlyuk A.M., Shumikhin V.S., Nazarenko A.V.** Osobennosti rosta sharovidnykh vkluyuchenij grafita v chugune [Features of the growth of spherical graphite inclusions in cast iron]. *Processy lit'ya = Casting processes*, 2007, no. 5, pp. 11–18.
12. **Naydek V.L., Neizhko I.G., Gavriluk V.P.** Sharovidnyj grafit v chugunah [Nodular graphite in cast iron]. *Processy lit'ya = Casting processes*, 2012, no. 5, pp. 33–42.
13. **Naydek V.L., Verkhovlyuk A.M.** Nekotorye razmyshleniya o mekhanizme obrazovaniya sharovidnogo grafita v chugune [Some thoughts on the mechanism of formation of spherical graphite in cast iron]. *Processy lit'ya = Casting processes*, 2014, no. 1, pp. 49–54.
14. **Bazhenov V.E., Pikunov M.V.** O mekhanizme vozniknoveniya grafita pri kristallizacii chugunov [On the mechanism of formation of graphite during the crystallization of cast iron]. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestia of Universities. Ferrous metallurgy*, 2012, no. 5, pp. 50–56.
15. **Skaland T., Grong F., Grong T.** A model for the graphite formation in ductile cast iron. Part I. Inoculation mechanisms. *Metallurgical Transactions A*, 1993, vol. 24, pp. 2321–2345.
16. **Stefanescu D.M.** Solidification and modeling of cast iron – a short history of the defining moments. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 413–414, pp. 322–333.
17. **Ghassemali E., Hernando J.C., Stefanescu D.M.** [et al.] Revisiting the graphite nodule in ductile iron. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 161, pp. 66–69.
18. **Alonso G., Larrañaga P., Stefanescu D.M., De la Fuente E., Natxiondo A., Suarez R.** Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron. *International Journal of Metalcasting*, 2017, vol. 11, pp. 14–26.
19. **Stefanescu D.M.** The meritocratic ascendance of cast iron: from magic to virtual cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 2019, vol. 13, iss. 4, pp. 726–752.
20. **Alonso G., Stefanescu D.M., Larranaga P., Suarez R.** Graphite nucleation in compacted graphite cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 2020, vol. 14, pp. 1162–1171.
21. **Morrogh H., Williams W.J.** Graphite formation in cast irons and in nickel-carbon and cobalt-carbon alloys, *Iron and Steel Inst.*, 1947, vol. 155, no. 3, pp. 321.
22. **Anikin A.A., Venig S.B., Bilenko D.I., Gribov A.N.** Sharovidnyj grafit – unikal'noe morfologicheskoe obrazovanie ugleroda [Spherical graphite is a unique morphological formation of carbon]. *Izvestiya Saratovskogo universiteta. Novaya seriya. Ser. Fizika = News of Saratov University. New series. Ser. Physics*, 2012, vol. 12, iss. 2, pp. 18–20.
23. **Monchoux J.P., Verdu C., Thollet G., Fougeres R., Reynaud A.** Morphological changes of graphite spheroids during heat treatment of ductile cast irons. *Acta Mater.*, 2001, vol. 49, no. 20, pp. 4355–4362.
24. **Lux B., Minkoff I., Mollard F., Thury E.** Branching of graphite crystals growing from metallic solution. in: B. Lux, I. Minkoff, F. Mollard (Eds.), *The Metallurgy of Cast Iron*. – Georgi Publishing Co., St. Saphorin, Switzerland, 1974, pp. 495–508.
25. **Pokrovsky A.I.** Osobennosti strukturoobrazovaniya grafitnykh vkluyuchenij v vysokoprochnom chugune pri lit'e i goryachej plasticheskoj deformacii [Features of the structure formation of graphite inclusions in high-strength cast iron during casting and hot plastic deformation]. *Chernye metally = Ferrous Metals*, 2023, no. 4, pp. 8–15.
26. **Pokrovsky A.I.** Ustrojstvo dlya vyyavleniya formy grafitnykh vkluyuchenij v strukture chuguna: patent (poleznaya model') 10652 Resp. Belarus' [Device for identifying the shape of graphite inclusions in the structure of cast iron: patent (utility model) 10652 Rep. Belarus]. No. u20140426; application November 20, 2014; publ. 04.30.2015. Afic. bulletin / NCIU = Officer Bull. / NSIU, 2015, no. 2, pp. 124–125.
27. **Pokrovsky A.I.** Sposob kontrolya formy grafitnykh vkluyuchenij v strukture chuguna: patent (izobretenie) 21186 Resp. Belarus' [Method for controlling the shape of graphite inclusions in the structure of cast iron: patent (invention) 21186 Rep. Belarus]. No. a20140348, application. 06.20.2014, publ. 08.30.2017. Afic. bulletin / NCIU = Officer Bull. / NSIU, 2017, no. 4, p. 102.
28. **Pokrovsky A.I.** Sposob kontrolya formy grafitnykh vkluyuchenij v strukture chuguna: patent (izobretenie) 21187 Resp. Belarus' [Method for controlling the shape of graphite inclusions in the structure of cast iron: patent (invention) 21187 Rep. Belarus]. No. a20140352, application. 06.25.2014, publ. 08.30.2017. Afic. bulletin / NCIU = Officer Bull. / NSIU, 2017, no. 4, p. 102.
29. **Pokrovsky A.I.** Mekhanizm plasticheskoj deformacii grafitnykh vkluyuchenij v vysokoprochnom chugune pri obrabotke davleniem [The mechanism of plastic deformation of graphite inclusions in high-strength cast iron during pressure treatment]. *Chernye metally = Ferrous Metals*, 2023, no. 6, pp. 52–60.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-130-134>
УДК 621.74:628.517

Поступила 24.09.2024
Received 24.09.2024

АНАЛИЗ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ТРУДА НА ПРОФЕССИОНАЛЬНУЮ ЗАБОЛЕВАЕМОСТЬ РАБОТАЮЩИХ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, И. А. ИВАНОВ, М. А. САДОХА, А. А. НОВИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: cadoxa@rambler.ru

Рассмотрено влияние условий труда на работающих в литейном производстве. Приведены результаты анализа профессиональных заболеваний в литейных цехах с разным характером производства. Отмечено, что наибольшее количество профессиональных заболеваний по месту их происхождения приходится на обрубочно-очистной, формовочный и плавно-заливочный участки литейных цехов, а наибольшее количество случаев в цехах с различным характером производства – на профессии обрубщика, формовщика, плавильщика, заливщика и слесаря-ремонтника.

Ключевые слова. Литейный цех, профессиональное заболевание, прогнозирование, условия труда, характер производства, профессии, работающий.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Анализ и прогнозирование влияния условий труда на профессиональную заболеваемость работающих в литейных цехах / А. М. Лазаренков, И. А. Иванов, М. А. Садоха, А. А. Новик // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 130–134. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-130-134>.

ANALYSIS AND FORECASTING OF THE IMPACT OF WORKING CONDITIONS ON OCCUPATIONAL DISEASES IN FOUNDRY WORKERS

A. M. LAZARENKOV, I. A. IVANOV, M. A. SADOKHA, A. A. NOVIK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: cadoxa@rambler.ru

The article examines the impact of working conditions on employees in foundry production. The analysis of occupational diseases in foundries with different production profiles is presented. It is noted that the highest number of occupational diseases occurs in the cleaning and grinding, molding, and melting-pouring sections of the foundry. The highest number of cases across various types of production is found among grinding operators, molders, furnace operators, pourers, and repair mechanics.

Keywords. Foundry, occupational disease, forecasting, working conditions, production profile, professions, worker.

For citation. Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadokha M. A., Novik A. A. Analysis and forecasting of the impact of working conditions on occupational diseases in foundry workers. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 130–134. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-130-134>.

Для выявления последствий и установления закономерностей влияния условий труда на профессиональную заболеваемость литейщиков были проведены исследования работающих в литейных цехах (сталелитейных, чугунолитейных и цветного литья). Воздействие отдельных производственных факторов на организм литейщиков находит отражение в случаях профессиональной заболеваемости, анализ которых проводили по данным карт учета профзаболеваний и результатам периодических медицинских осмотров (ежегодных) за период с 2014 по 2023 год, так как этот период позволяет выявить заболевания, специфичные для каждого производства.

При исследованиях использовали два основных критерия определения степени неблагоприятности воздействия производственных факторов на работающих. Первый характеризует распространенность заболевания или его частоту и выражается количеством случаев, приходящихся на одну или десять тысяч работающих, второй – средние сроки развития заболевания, выраженные в годах работы по профессии до появления первых признаков заболевания.

Изучение состояния профессиональной заболеваемости в литейных цехах показало, что в них регистрируются наиболее распространенные среди литейщиков заболевания от воздействия пыли (силикоз и пылевой бронхит), вибрации (вибрационная болезнь), шума (кохлеарный неврит слухового органа).

Анализ распределения профессиональных заболеваний в литейных цехах показывает, что на работающих приходится 68,3 % заболеваний вибрационной болезнью, 59,4 % – невритом слухового органа,

86,8 % – силикозом и 79,1 % – пылевым бронхитом от общего количества аналогичных профессиональных заболеваний на машиностроительных предприятиях.

В табл. 1 приведено распределение профессиональных заболеваний в литейных цехах по виду выплавляемого металла. Более высокий процент случаев заболеваний силикозом и пылевым бронхитом в сталелитейных и чугунолитейных цехах объясняется высокими концентрациями кварцсодержащей пыли, в среднем порядка $12\text{--}23 \text{ мг/м}^3$, а содержанием в пыли кремнезема, определяющего ее силикоопасность, порядка 58–79 %. Более напряженная тепловая обстановка в цехах способствует большей степени воздействия пыли на организм человека.

Таблица 1. Распределение профессиональных заболеваний по литейным цехам (по виду выплавляемого металла)

Наименование профессионального заболевания	Количество случаев заболеваемости в литейных цехах, %		
	в том числе по цехам		
	сталелитейным	чугунолитейным	цветного литья
Кохлеарный неврит (тугоухость)	33,9	31,7	57,3
Вибрационная болезнь	15,8	17,3	22,4
Силикоз	32,2	30,1	11,6
Пылевой бронхит	18,1	20,9	8,7

В табл. 2 представлены результаты анализа распределения профессиональных заболеваний в литейных цехах с различным характером производства.

Таблица 2. Распределение профессиональных заболеваний по литейным цехам с различным характером производства

Наименование профессионального заболевания	Количество случаев заболеваемости в литейных цехах с характером производства, %		
	массовым	серийным	мелкосерийным
Кохлеарный неврит (тугоухость)	35,7	34,8	30,8
Вибрационная болезнь	17,8	19,1	20,3
Силикоз	27,4	25,7	27,2
Пылевой бронхит	19,1	20,4	21,7

Отличия в выраженности отдельных профессиональных заболеваний в цехах с различным характером производства обуславливаются степенью тяжести труда и воздействием на организм работающих производственных факторов, которые определяются неодинаковой степенью автоматизации и механизации работ, разной продолжительностью контакта с вредными факторами, обусловленной технологией литья и размерами обрабатываемых отливок.

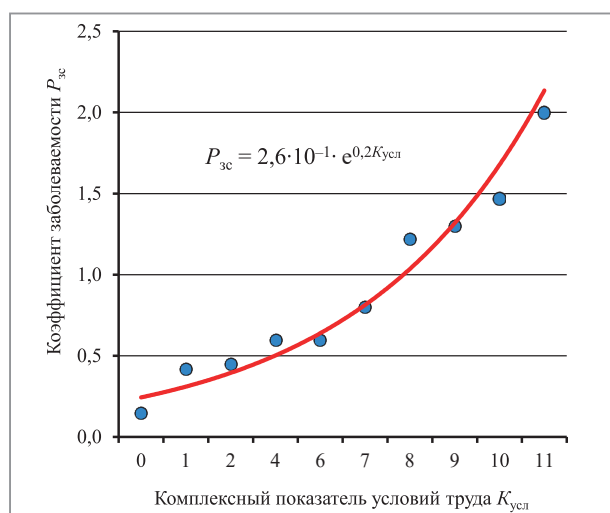
Сравнение распределения заболеваемости силикозом у работающих в цехах чугунного и стального литья показало, что в цехах стального литья силикоз развивается чаще. Причем установлено, что силикоз у работающих в цехах стального литья в среднем развивается через 17 лет, а у работающих в цехах чугунного литья – через 21 год. Различия в показателях для стале- и чугунолитейных цехов объясняются более высокой агрессивностью пыли в цехах стального литья, так как под воздействием высоких температур кремнезем переходит в модификацию кристобалит и тридимит, которые обладают более выраженной фиброгенностью.

Наиболее высокий коэффициент заболеваемости K_z приходится на профессии обрубщиков, формовщиков, выбивальщиков отливок и чистильщиков литья (табл. 3), что достаточно хорошо согласуется со значениями относительного комплексного показателя условий труда $K_{усл}$, имеющими наиболее высокие значения на этих участках.

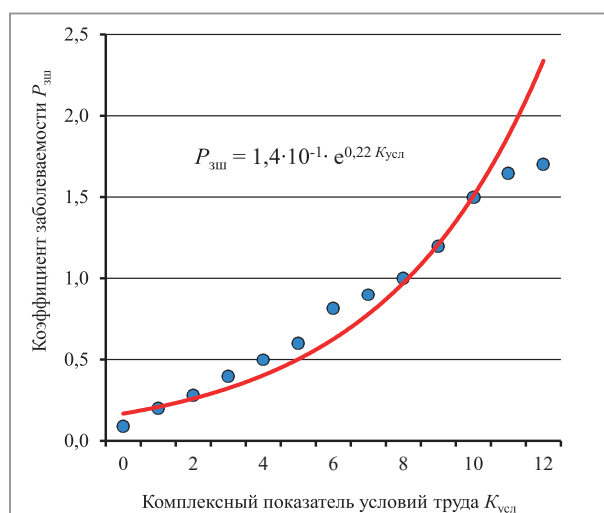
На основании статистической обработки экспериментальных данных по профессиональным заболеваниям с использованием метода наименьших квадратов получены нелинейные модели типа $Y = Ae^{BX}$ для парной корреляции исследуемых величин, в качестве которых приняты коэффициент заболеваемости P_z и относительный комплексный показатель условий труда $K_{усл}$, рассчитанные по разработанной нами методике (рис. 1). Полученные зависимости позволяют прогнозировать коэффициент заболеваемости рассматриваемыми профессиональными заболеваниями литейщиков.

Таблица 3. Распределение профзаболеваний по профессиям работающих в литейных цехах с различным характером производства

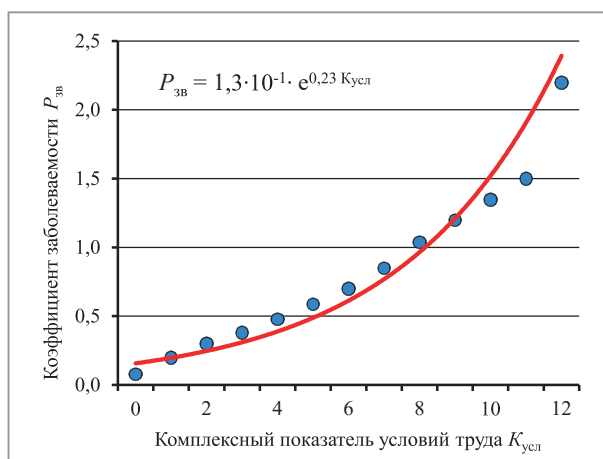
Профессия	Коэффициент заболеваемости (число случаев на 1000 работающих) в литейных цехах с характером производства											
	массовым				серийным				мелкосерийным			
	общий	вибрационная болезнь	неврит	пылевая болезнь	общий	вибрационная болезнь	неврит	пылевая болезнь	общий	вибрационная болезнь	неврит	пылевая болезнь
Обрубщик	6,93	3,28	1,88	1,77	6,38	2,94	1,65	1,79	5,67	2,31	1,50	1,86
Плавильщик-заливщик	1,78		0,80	0,98	1,32		0,62	0,70	0,83		0,29	0,54
Формовщик	2,13	0,63	1,08	0,42	1,48	0,40	0,72	0,36	1,07	0,35	0,52	0,20
Стерженщик	1,61	0,40	0,54	0,67	1,25	0,45	0,28	0,52	1,18	0,40	0,32	0,46
Выбивальщик отливок	3,41	0,78	1,21	1,42	3,08	0,75	1,07	1,26	2,46	0,56	0,88	1,02
Чистильщик литья (наждачник)	4,16	1,21	1,23	1,72	4,48	1,29	1,32	1,87	3,75	1,05	0,94	1,76
Ремонтник	2,19		1,02	1,17	1,84		0,86	0,98	1,15		0,54	0,61
Земледел	0,78		0,18	0,60	0,40			0,40	0,16			0,16



а



б



в

Рис. 1. Зависимость коэффициентов профессиональных заболеваний P_z от значений относительного комплексного показателя условий труда $K_{усл}$ на рабочих местах литейных цехов: а – силикоз; б – неврит; в – виброболезнь

Математическая обработка данных по отдельным профессиональным заболеваниям позволила выявить их тенденцию. На рис. 2 приведены зависимости случаев профессиональных заболеваний за период с 2014 по 2023 г. Из рисунка видно, что заболеваемость литейщиков силикозом, невритом и виброболезнью имеет тенденцию к снижению. Такое положение можно объяснить внедрением в производство

новых технологических процессов получения литья с использованием оборудования с меньшими шумовыми и вибрационными характеристиками и оснащенного эффективными местными отсосами. Однако заболеваемость пылевым бронхитом имеет тенденцию к увеличению, что можно объяснить совершенствованием методики оценки изменений в организме работающих и большим вниманием к этому заболеванию при медицинских обследованиях литейщиков.

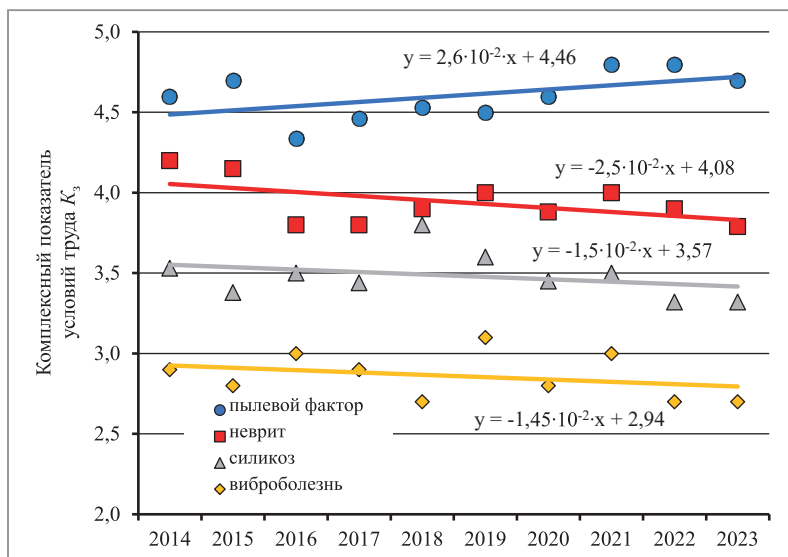


Рис. 2. Зависимость случаев профессиональных заболеваний за период с 2014 по 2023 г.

Проблему сохранения здоровья литейщиков необходимо решать комплексно с учетом всех производственных факторов, определяющих условия труда, на основе модернизации литейного оборудования с учетом выявленных конструктивных недостатков, расширения сферы использования манипуляторов и роботов при выполнении тяжелых и опасных ручных операций, значительного улучшения условий труда работающих особенно на формовочных, плавно-заливочных и обрубочно-очистных участках, постоянного внимания организационным мероприятиям и строгого профессионального отбора работающих для литейного производства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренков, А. М. Воздействие факторов производственной среды на работающих в литейном производстве / А. М. Лазаренков, И. А. Иванов, М. А. Садох // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 129–135.
2. Лазаренков, А. М. Методика комплексной оценки условий труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков, Т. П. Кот // Литье и металлургия. – 2021. – № 3. – С. 112–117.
3. Лазаренков, А. М. О влиянии условий труда на работающих в литейных цехах / А. М. Лазаренков // Литейное производство. – 2020. – № 3. – С. 33–36.
4. Влияние условий труда на профессиональную заболеваемость литейщиков / А. М. Лазаренков [и др.] // Литейное производство. – 2006. – № 3. – С. 23–25.
5. Лазаренков, А. М. Анализ профессиональной заболеваемости работающих в литейном производстве / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева, В. В. Мельниченко // Литье и металлургия. – 2011. – № 2 (60). – С. 186–191.
6. Лазаренков, А. М. Комплексная оценка условий и безопасности труда работающих в литейном производстве / А. М. Лазаренков, Ю. А. Николайчик // Литье и металлургия. – 2021. – № 4. – С. 116–122.
7. Лазаренков, А. М. Исследование влияния условий труда на работающих в литейных цехах / А. М. Лазаренков // Литье и металлургия. – 2019. – № 2. – С. 134–137.
8. Лазаренков, А. М. Оценка условий труда работающих в литейных цехах с массовым характером производства / А. М. Лазаренков // Литье и металлургия. – 2017. – № 4(89). – С. 134–137.

REFERENCES

1. Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadoha M. A. Vozdejstvie faktorov proizvodstvennoj sredy na rabotajushhih v litejnom proizvodstve [Impact of production environment factors on workers in foundry production]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 129–135.
2. Lazarenkov A. M., Kot T. P. Metodika kompleksnoj ocenki uslovij truda v litejnom proizvodstve [Methodology for comprehensive assessment of working conditions in foundry production]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 112–117.
3. Lazarenkov A. M. O vlijanii uslovij truda na rabotajushhih v litejnyh cehah [On the impact of working conditions on workers in foundry shops]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2020, no. 3, pp. 33–36.

4. **Lazarenkov A.M., Horeva S.A., Mel'nichenko V.V., Tavgen' T.A., Karpenko I.V.** Vlijanie uslovij truda na professional'nuju zaboлеваemost' litejshhikov [The impact of working conditions on the occupational morbidity of foundry workers]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2006, no. 3, pp. 23–25.
5. **Lazarenkov A.M., Horeva S.A., Mel'nichenko V.V.** Analiz professional'noj zaboлеваemosti rabotajushhikh v litejnom proizvodstve [Analysis of occupational morbidity of workers in foundry production]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2011, no. 2 (60), pp. 186–191.
6. **Lazarenkov A.M., Nikolajchik Ju.A.** Kompleksnaja ocenka uslovij i bezopasnosti truda rabotajushhikh v litejnom proizvodstve [Comprehensive assessment of working conditions and safety of workers in foundry production]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 116–122.
7. **Lazarenkov A.M.** Issledovanie vlijaniya uslovij truda na rabotajushhikh v litejnyh cehah [Research into the impact of working conditions on workers in foundry shops]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2, pp. 134–137.
8. **Lazarenkov A.M.** Ocenka uslovij truda rabotajushhikh v litejnyh cehah s massovym harakterom proizvodstva [Assessment of working conditions of workers in foundries with mass production]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 4(89), pp. 134–137.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-135-141>
УДК 543.39: 665.081

Поступила 14.11.2024
Received 14.11.2024

СИНТЕЗ И ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ ФИЛЬТРУЮЩИХ ЗАГРУЗОК НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ШЛАКОВ ДЛЯ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ОТ ТЕХНОГЕННЫХ ЗАГРЯЗНЕНИЙ

А. С. ПАНАСЮГИН, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: nilogaz@tut.by
А. Р. ЦЫГАНОВ, Н. П. МАШЕРОВА, Белорусский государственный технологический университет,
г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а. E-mail: Masherova.Nat@mail.ru
Н. Д. ПАВЛОВСКИЙ, Гродненский государственный медицинский университет,
г. Гродно, Беларусь, ул. Горького, 80

В настоящее время широко используются процессы нанесения на поверхность стальных изделий защитных покрытий – бронзирование, латунирование и др. Данные операции выполняются путем термokatалитического нанесения на поверхность стальных изделий соединений свинца с последующей надежной фиксацией на данной подложке слоя бронзы, латуни и др. С учетом последующих технологических операций образуется значительное количество оборотных, промывных и сточных вод, содержащих достаточно большое количество растворенных соединений.

Ключевые слова. Сталеплавильный шлак, ионы Fe^{3+} , Cu^{2+} , Pb^{2+} , Cr^{3+} , Al^{3+} .

Для цитирования. Панасюгин, А. С. Синтез и изучение свойств фильтрующих загрузок на основе модифицированных сталеплавильных шлаков для очистки сточных вод от техногенных загрязнений / А. С. Панасюгин, А. Р. Цыганов, Н. П. Машерова, Н. Д. Павловский // Литье и металлургия. 2024. № 4. С. 135–141. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-135-141>.

SYNTHESIS AND STUDY OF PROPERTIES OF FILTER MEDIA BASED ON MODIFIED STEELMAKING SLAGS FOR WASTEWATER TREATMENT FROM ANTHROPOGENIC POLLUTANTS

A. S. PANASYUGIN, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: nilogaz@tut.by
A. R. TSYGANOV, N. P. MASHEROVA, Belarusian State Technological University,
Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str. E-mail: Masherova.Nat@mail.ru
N. D. PAVLOVSKY, Grodno State Medical University, Grodno, Belarus, 80, Gorkogo str.

Currently, the processes of applying protective coatings to the surface of steel products are widely used – bronzing, latuning, etc. These operations are performed by thermocatalytically applying lead compounds to the surface of steel products, followed by reliable fixation of a layer of bronze, brass, etc. on this substrate.

Taking into account subsequent technological operations, a significant amount of circulating, washing and wastewater containing a sufficiently large number of dissolved compounds is formed.

Keywords. Steelmaking slag, Fe^{3+} , Cu^{2+} , Pb^{2+} , Cr^{3+} , Al^{3+} ions.

For citation. Panasyugin A. S., Tsyganov A. R., Masherova N. P., Pavlovsky N. D. Synthesis and study of properties of filter media based on modified steelmaking slags for wastewater treatment from anthropogenic pollutants. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 4, pp. 135–141. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-4-135-141>.

Интенсивное развитие промышленности привело к значительному росту различных типов отходов, в частности гальванических шламов, формирующих высокий уровень антропогенной нагрузки на окружающую среду, как из-за несовершенства технологических процессов, так и накопления огромного количества данного класса отходов, усложняющих обеспечение экологической безопасности прилегающих территорий. Как известно, гальванические шламы являются лобильными соединениями и в случае незначительного изменения значения pH или контакта с атмосферной влагой очаги загрязнений становятся делокализованными, могут многократно превышать площади их первоначального складирования.

Проблема утилизации гальванических шламов является актуальной для РБ, поскольку ежегодно их накапливается до 6 тыс. т, оводненность составляет 35–60 % в зависимости от аппаратного оформления процесса нейтрализации. Переработке подвергается примерно 50–55 %. На данный момент эффективную нейтрализацию гальванических шламов и сточных вод, образующихся в производственном процессе, могут осуществлять предприятия, имеющие в составе очистных сооружений выпарные и установки обратного осмоса. Таким оборудованием оснащены не более 50 % организаций, у остальных остро стоит вопрос доочистки стоков, поскольку такие очистные сооружения могут позволить только крупные предприятия.

Кроме того, ежегодно в Республике Беларусь образуется более 12 тыс. т сталеплавильных шлаков, переработке подвергается не более 25–30 % от общего количества. Основная масса шлаков лежит в отвалах или же вывозится на полигоны, что требует выделения под их захоронение все новых территорий.

Проведение данного исследования позволит снизить антропогенную нагрузку на окружающую среду за счет вовлечения в оборот сталеплавильных шлаков, снижения количества полигонов и очистки вод различного происхождения.

Широко используемые процессы нанесения на поверхность изделий защитных покрытий (бронзирование, латунирование и др.) выполняются путем термокаталитического нанесения на стальную поверхность соединений свинца с последующей надежной фиксацией на данной подложке слоя бронзы, латуни и др. [1]. Последующие технологические операции приводят к образованию значительных количеств оборотных, промывных и сточных вод, содержащих достаточно большое количество растворенных соединений железа, меди, цинка, хрома, свинца, кобальта и других металлов. Среди сорбционно-активных материалов, применяемых для очистки водных сред и концентрирования ионов многовалентных металлов, наиболее используемыми являются соединения на основе фосфата циркония, силикагель, сополимеры сурьмы-титана, сурьмы-олова, кристаллические оксиды пентавалентной сурьмы, ионообменные смолы Dowex и т.д. [2]. Однако при решении конкретных задач, связанных с концентрированием или извлечением ионов многовалентных металлов из вод различного происхождения, возникает ряд трудностей, обусловленных различным химическим составом очищаемых вод. Следует подчеркнуть, что ценность литературных данных о степени и коэффициенте очистки часто теряется, если не указаны конкретные условия постановки эксперимента [3].

С экономической точки зрения сталеплавильные шлаки могут рассматриваться как потенциальное вторичное сырье и составляющих компонентов при производстве строительных материалов: портландцементного клинкера, керамзита, кирпича, асфальтобетона, а также фильтрующих материалов для очистки сточных вод предприятий машиностроительного профиля при соответствующем технологическом и нормативном обеспечении [2–4].

Внедрение малоотходных технологий стимулирует реализацию мероприятий по охране окружающей среды: выявление ресурсной ценности и полезных свойств металлургических шлаков, обоснование целесообразности их использования в качестве фильтрующих материалов.

Целью исследования является синтез фильтрующих загрузок на основе модифицированных сталеплавильных шлаков и изучение их свойств для очистки сточных вод от ионов многовалентных металлов Fe^{3+} , Cu^{2+} , Pb^{2+} , Cr^{3+} , Al^{3+} , выделяющихся при нанесении гальванических покрытий.

Материалы и методы исследования

Фильтрующий материал был получен из сталеплавильного шлака. Усредненный химический состав полученного фильтрующего материала приведен в табл. 1.

Таблица 1. Усредненный химический состав фильтрующего материала

Соединение	Мас. %
SiO_2	21,1
CaO	39,2
MgO	6,2
Al_2O_3	6,5
FeO	22,6
MnO	2,98
P_2O_5	0,3
Cr_2O_3	0,8
S	0,23
Итого	99,91

Полученный фильтрующий материал перспективен для решения поставленной задачи. Он может выполнять роль как осаждающего реагента для гидроксида железа, являющегося одним из основных коагуляторов, применяемых в практике водоподготовки и водоочистки, так и механического фильтра, способного задерживать частицы образующего осадка между гранулами фильтрующего материала.

Взвешивание реагентов и образцов проводили на электронных весах OHAUS Explorer Pro. ИК-спектры снимали на ИК-спектрометре UR-50 (образцы для исследования готовили с использованием KBr). ИК-спектроскопия подтверждает образование труднорастворимых соединений (по механизму хемосорбции) в процессе извлечения ионов многовалентных металлов. На это указывает наличие характеристических полос поглощения в области 487 см^{-1} , 501 см^{-1} и плеча при 522 см^{-1} , что соответствует колебаниям связей Fe–O–Si, O–Pb–O и Fe–O–Fe [5–7].

Адсорбционно-структурные характеристики фильтрующего материала, содержащего оксиды кальция, железа, кремния, алюминия и магния, изучали методом адсорбции азота на Metrometrics 2200. Полученный материал имеет удельную поверхность ($S_{\text{уд}}$) $5,5\text{ м}^2/\text{г}$ и сорбционный объем (V_s) $0,15\text{ см}^3/\text{г}$.

Фазовый состав образцов определяли на дифрактометре ДРОН-3 (Cu- K_α -излучение). Рентгенофазовый анализ с использованием базы данных JCPDS PDF-1 [8] показал присутствие в образцах фаз диоксида алюминия Ca (Mg, Fe, Al) (Si, Al) $_2\text{O}_6$ (карточка 38–466), диоксида CaMg (SiO $_3$) $_2$ (карточка 11–654), диоксида, обогащенного кальцием CaMgSi $_2\text{O}_6$, (карточка 41–1370), а также незначительные количества кварца SiO $_2$, маргарита Ca $_{0,88}$ Na $_{0,12}$ Al $_2$ (Si $_{2,12}$ Al $_{1,88}$ O $_{10}$)(OH) $_2$, альбита NaAlSi $_3\text{O}_8$, иллита K(Al $_4$ Si $_2\text{O}_9$ (OH) $_3$). Массовое содержание диоксидной фазы составляет 94,7%, кварца – 3,2, маргарита – 0,7, иллита – 1,0, альбита – 0,4%.

Методика проведения эксперимента

Кинетические параметры при концентрировании ионов фильтрующими загрузками определяли следующим образом: к навескам исследуемого материала, помещенного в колбы с притертыми пробками, приливали по 100 мл растворов, содержащих ионы Fe $^{3+}$, Cu $^{2+}$, Pb $^{2+}$, Cr $^{3+}$, Al $^{3+}$ с концентрациями, приведенными в табл. 2. Затем через 5, 10, 20, 60, 120, 180, 360 и 540 мин отбирали аликвоты, в которых определяли остаточное содержание Fe $^{3+}$, Cu $^{2+}$, Pb $^{2+}$, Cr $^{3+}$, Al $^{3+}$ на спектрометре Solar PV 1251C по методикам [9, 10].

Таблица 2. Исходные концентрации ионов Fe $^{3+}$, Cu $^{2+}$, Pb $^{2+}$, Cr $^{3+}$, Al $^{3+}$

Ион	Мг/дм 3	Мг-экв/дм 3
Fe $^{3+}$	20,0	1,07
Cu $^{2+}$	20,0	0,625
Pb $^{2+}$	20,0	0,13
Cr $^{3+}$	20,0	1,16
Al $^{3+}$	20,0	2,22

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены изотермы концентрирования (C) ионов Fe $^{3+}$, Cu $^{2+}$ и Pb $^{2+}$ фильтрующей загрузкой, полученной на основе шлака.

Как видно из рисунка, количество осажденных ионов на фильтрующей загрузке в ряду изменяется следующим образом: Fe $^{3+}$ >> Al $^{3+}$ >> Cr $^{3+}$ >> Cu $^{2+}$ >> Pb $^{2+}$, что составляет 14,4, 10,1, 9,7, 3,8 и 0,14 мг-экв/г соответственно. Различие в сравнении с ионами Fe $^{3+}$ для Cu $^{2+}$ – в 3,8 раза, для Al $^{3+}$ – в 1,4 раза, для Cr $^{3+}$ – в 1,5 раза и для Pb $^{2+}$ – $\approx$ в 10 раз. Данное обстоятельство обусловлено прежде всего коллоидно-химическим состоянием ионов в водных растворах. В более ранних работах, где изучались параметры извлечения Fe $^{3+}$ на фоне общего солесодержания 500 мг/дм^3 и Fe $^{3+}$ до $50\text{--}60\text{ мг/дм}^3$, было показано, что при гидролизе разбавленных растворов солей Fe (III) в составе гидроксокомплексов может находиться от 1 до 50 ионов железа (III). Следовательно, железо (III) находится в предкоагуляционном состоянии и достаточно одного осаждающего иона, чтобы связать сразу несколько ионов железа (III). Поэтому взаимодействие больших количеств кислого раствора Fe $^{3+}$ с силикатом кальция практически не снижает щелочность сорбента.

При описании процесса осаждения (концентрирования), учитывая его сложный характер, необходимо знание механизма и кинетических характеристик отдельных стадий. Описание кинетики осаждения на основе формально-кинетического анализа позволяет учесть вклад диффузии и химических реакций, а также определить кинетические параметры.

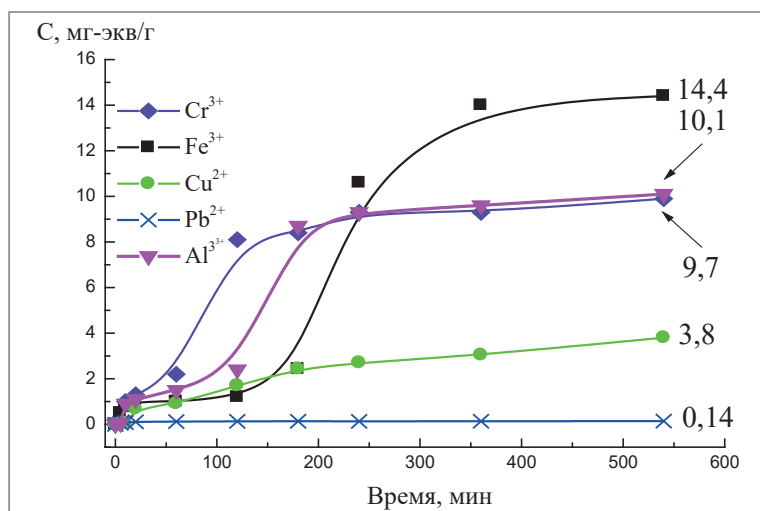


Рис. 1. Изотермы концентрирования (C) растворов ионов Fe³⁺, Cu²⁺, Cr³⁺, Al³⁺ и Pb²⁺ фильтрующей загрузкой, полученной на основе шлака

На рис. 2 показана зависимость F от времени осаждения (концентрирования), где $F = C_R / C_{\max}$, C_R – осаждающая способность материала за определенное время контакта (t); $C_{\max}$ – максимальное концентрирование.

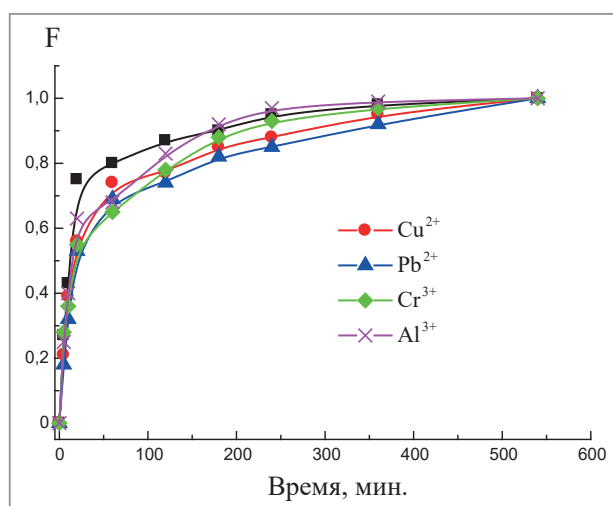


Рис. 2. Кинетическая зависимость степени концентрирования (F) от времени контакта растворов ионов Fe³⁺, Cu²⁺, Cr³⁺, Al³⁺ и Pb²⁺ с фильтрующей загрузкой, полученной на основе шлака

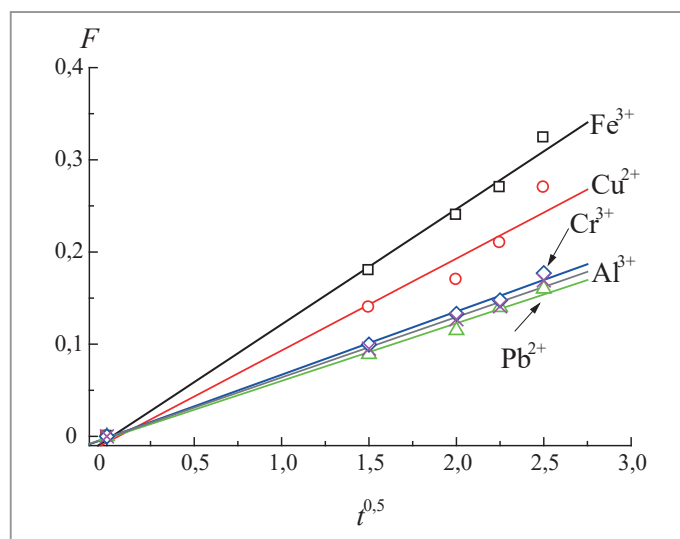
С целью выявления лимитирующей стадии сорбции проанализирована типовая зависимость $F - t^{0,5}$ (рис. 3, табл. 3).

При обработке кинетических кривых использовали упрощенные модели, учитывающие, что скорость процесса может контролироваться диффузией либо протеканием химических реакций. Применение формально-кинетического подхода при выборе модели, описывающей экспериментальные кинетические данные осаждения на основе закономерности $g(\alpha) = f(\tau)$, где $\alpha = 1 - F$, позволило определить механизм осаждения на отдельных стадиях процесса и кинетические характеристики.

Вид функции $g(\alpha)$ зависит от механизма процесса и, как правило, заранее неизвестен. Для каждой установленной стадии, соответствующей определенному интервалу α , выбирали такую функцию $g(\alpha)$, соответствующую определенной кинетической модели, которая представляет идеализированное протекание процесса.

В табл. 4 приведены механизмы с соответствующими видами функции $g(\alpha)$.

Из совокупности уравнений были выбраны те, которые в заданной области степени завершения процесса давали минимальное значение дисперсии, т. е. описывали процесс в системе на данном этапе с максимальной вероятностью. С учетом области применимости были выбраны три модели, которые наиболее соответствуют реальным процессам.

Рис. 3. Зависимость $F - t^{0,5}$ при концентрировании ионов Fe^{3+} , Cu^{2+} , Cr^{3+} , Al^{3+} и Pb^{2+} Таблица 3. Зависимость $F - t^{0,5}$ при концентрировании ионов Fe^{3+} , Cu^{2+} , Cr^{3+} , Al^{3+} и Pb^{2+}

Ион	Формула
Fe^{3+}	$Y = 0,125 \times t^{0,5}$
Cu^{2+}	$Y = 0,0977 \times t^{0,5}$
Pb^{2+}	$Y = 0,078 \times t^{0,5}$
Cr^{3+}	$Y = 0,0685 \times t^{0,5}$
Al^{3+}	$Y = 0,065 \times t^{0,5}$

Таблица 4. Возможные механизмы процесса осаждения

Механизм	Вид функции $g(\alpha)$
Трехмерная диффузия	$[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]^2$
Диффузия по Гинстлингу-Броунштейну	$[1 - 2/3 \alpha - (1 - \alpha)^{2/3}]$
Диффузия по Журавлеву-Темпельману	$[1/(1 - \alpha)^{1/3}]^2$
Реакция на границе раздела фаз	$1 - (1 - \alpha)^{1/3}$
Зародышеобразование по Авраами-Ерофееву	$-\lg(1 - \alpha)^{1/n}$
Зародышеобразование по Прауту-Томпкинсу	$\ln[\alpha(1 - \alpha)]^{1/2}$

Во внимание принята модель формирования осадка (рис. 4), где показана схема развития реакционной зоны на границе раздела фаз. В данном случае, когда реакция протекает в кинетической области, топохимическую реакцию можно представить как последовательность следующих стадий:

- 1) образование отдельных молекул или элементарных ячеек продукта реакции на поверхности раздела фаз;
- 2) возникновение отдельных зародышей (ядер) фазы продукта реакции (рис. 4, t_2);
- 3) рост ядер вплоть до их смыкания (рис. 4, t_3), образование на поверхности исходного вещества сплошного продукта реакции;
- 4) рост сплошного слоя продукта реакции и поверхности еще непрореагировавшего вещества (рис. 4, t_4).

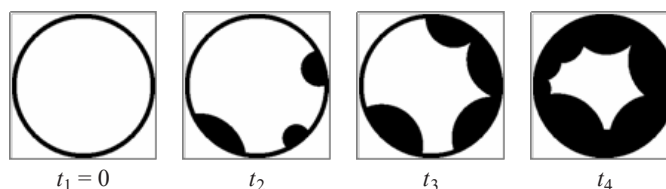


Рис. 4. Схема развития реакционной зоны на разделе фаз

Выявлено, что процесс осаждения на начальном этапе лимитирует химическая стадия зародышеобразования (формирование кристаллического осадка), далее – реакции на границе раздела фаз (образование на поверхности зародышей сплошного слоя продуктов реакции), а на заключительной стадии – рост сплошного слоя продуктов реакции.

Вид кинетических кривых, представленный в координатах $-\lg(\alpha) - \tau$, позволил предположить много-стадийный характер протекания процесса (рис. 5). При обработке кинетических кривых использовали упрощенные модели, учитывающие, что скорость процесса может контролироваться диффузией либо протеканием химических реакций. Применение формально-кинетического подхода при выборе модели, описывающей экспериментальные кинетические данные осаждения на основе закономерности $g(\alpha) = f(\tau)$, позволило определить механизм осаждения на отдельных стадиях процесса и кинетические характеристики.

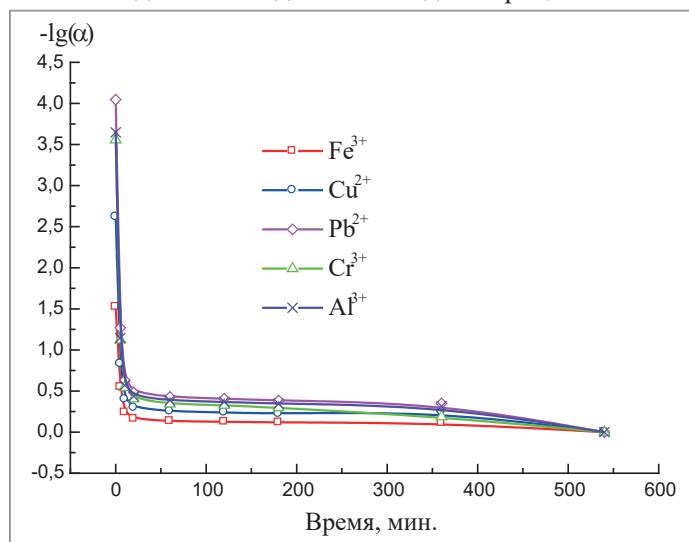


Рис. 5 Зависимость изменения значений функции $-\lg \alpha$ от времени τ

Таким образом, для всех ионов в интервалах α от 0,10 до 0,67 процесс описывается уравнением Авраами–Ерофеева: $g(\alpha) = -\lg(1 - \alpha)^{1/n}$. Значение n , равное 3, позволяет говорить о замедлении кинетической стадии химического процесса.

В интервалах α от 0,54 до 0,94 процесс характеризуется реакциями на границе раздела фаз, соответствует уравнению $1 - (1 - \alpha)^{1/3}$ и, как отмечалось выше, образованию на поверхности зародышей сплошного слоя продуктов реакции.

В интервале α от 0,83 до 0,99 процесс обусловлен реакциями на границе раздела фаз по уравнению $[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]^2$, ростом сплошного слоя продуктов реакции.

Значения кинетических характеристик для конкретных ионов (Fe^{3+} , Cu^{2+} , Cr^{3+} , Al^{3+} и Pb^{2+}) приведены в табл. 5.

Таблица 5. Кинетические параметры процесса осаждения

Ион	Интервал α	Вид функции $g(\alpha)$
Fe^{3+}	0,10–0,67	$-\lg(1 - \alpha)^{1/n}$
	0,67–0,94	$1 - (1 - \alpha)^{1/3}$
	0,94–0,99	$[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]^2$
Cr^{3+}	0,10–0,65	$-\lg(1 - \alpha)^{1/n}$
	0,65–0,94	$1 - (1 - \alpha)^{1/3}$
	0,94–0,99	$[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]^2$
Al^{3+}	0,10–0,66	$-\lg(1 - \alpha)^{1/n}$
	0,66–0,94	$1 - (1 - \alpha)^{1/3}$
	0,94–0,99	$[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]^2$
Cu^{2+}	0,10–0,61	$-\lg(1 - \alpha)^{1/n}$
	0,61–0,88	$1 - (1 - \alpha)^{1/3}$
	0,88–0,99	$[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]^2$
Pb^{2+}	0,10–0,54	$-\lg(1 - \alpha)^{1/n}$
	0,54–0,83	$1 - (1 - \alpha)^{1/3}$
	0,83–0,99	$[1 - (1 - \alpha)^{1/3}]^2$

Таким образом, установлено, что процесс осаждения на начальном этапе лимитирует химическая стадия зародышеобразования (формирование кристаллического осадка), далее – реакции на границе раздела фаз (образование на поверхности зародышей сплошного слоя продуктов реакции), а на заключительной стадии – рост сплошного слоя продуктов реакции.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ляшко, И.И.** Логистические принципы разработки стратегии управления вторичными ресурсами // Сб. науч. ст. XIII Междунар. науч.-практ. конф. «Экология и здоровье человека. Охрана воздушного и водного бассейнов. Утилизация отходов». – Харьков: Райдер, 2005. – С. 188–193.
2. **Амитан, В.Н.** Региональные аспекты управления ресурсосбережением / В.Н. Амитан, Н.Н. Потапова // Менеджер. Вестник ДонГАУ. – 2002. – С. 115–120.
3. Комплексная оценка технологий утилизации осадков сточных вод гальванических производств / С.А. Тимофеева [и др.] // Химия и технология воды. – 1991. – Т. 13. – № 1. – С. 68–71.
4. **Лисицкая, И.Н.** Утилизация отходов гальванического производства / И.Н. Лисицкая // Водоснабжение и санитарная техника. – 1991. – № 10. – С. 6–7.
5. **Розовский, А.Я.** Кинетика топохимических реакций / А.Я. Розовский. – М.: Химия, 1974. – 220 с.
6. **Котова, Д.Л.** Плотность бинарных подвижных фаз / Д.Л. Котова, Т.А. Крысанова, В.Ф. Селеменев // Журнал физической химии. – 1999. – Т. 3. – № 7. – С. 1316–1318.
7. **Ратько, А.И.** Извлечение из водных растворов ионов железа (III) силикатами кальция / А.И. Ратько, А.С. Панасюгин, Е.А. Колос // Журнал прикладной химии. – 1998. – Т. 71. – № 10. – С. 1638–1642.
8. **Третьяков, Ю.Д.** Твердофазные реакции / Ю.Д. Третьяков. – М.: Химия, 1978. – 360 с.
9. **Clearfield, Ab.** Inorganic Ion Exchange Materials / Ab. Clearfield. – Florida: CRC Press, Inc., 1982. – 290 p.
10. **Кузнецов, Ю.В.** Основы очистки воды от радиоактивных загрязнений / Ю.В. Кузнецов, В.Н. Щебетковский, Ф.Г. Трусов. – М.: Атомиздат, 1974. – 360 с.

REFERENCES

1. **Lyashko I.I.** Logisticheskie principy razrabotki strategii upravleniya vtorichnymi resursami [Logistic principles of development of the strategy of secondary resources management]. *Ekologiya i zdorov'e cheloveka. Ohrana vozdušnogo i vdnogo bassejnov. Utilizaciya othodov: sb. nauch. st. XIII Mezhdunar. nauch.-prakt. konf. = Ecology and Human Health. Protection of air and water basins. Waste utilization: Collection of scientific articles of XIII International Scientific and Practical Conference.* Kharkov, Ryder Publ., 2005, pp. 188–193.
2. **Amitan V.N., Potapova N.N.** Regional'nye aspekty upravleniya resursosberezeniem [Regional aspects of resource saving management]. *Menedzher. Vestnik DonGAU = Manager. Bulletin of DonGAU*, 2002, pp. 115–120.
3. **Timofeeva S., Barasov A. [et al.]** Kompleksnaya ocenka tekhnologij utilizacii osadkov stochnyh vod gal'vanicheskikh proizvodstv [Comprehensive evaluation of technologies for utilization of waste water sludge from galvanic industries]. *Himiya i tekhnologiya vody = Chemistry and Water Technology*, 1991, vol. 13, no. 1, pp. 68–71.
4. **Lisitskaya I.N.** Utilizaciya othodov gal'vanicheskogo proizvodstva [Waste utilization of galvanic production]. *Vodosnabzhenie i sanitarnaya tekhnika = Water supply and sanitary engineering*, 1991, no. 10, pp. 6–7.
5. **Rozovsky A. Ya.** Kinetika topohimicheskikh reakcij [Kinetics of topochemical reactions]. Moscow, Khimiya Publ., 1974, 220 p.
6. **Kotova D.L., Krysanova T.A., Selemenov V.F.** Plotnost' binarnykh podviznykh faz [Density of binary mobile phases]. *Zhurnal fizicheskoy himii = Journal of Physical Chemistry*, 1999, vol. 3, no. 7, pp. 1316–1318.
7. **Ratko A.I., Panasyugin A.S., Kolos E.A.** Izvlechenie iz vodnykh rastvorov ionov zheleza (III) silikatami kal'ciya [Extraction of iron (III) ions with calcium silicates from aqueous solutions]. *Zhurnal prikladnoj himii = Journal of Applied Chemistry*, 1998, vol. 71, no. 10, pp. 1638–1642.
8. **Tretyakov Yu.D.** Tverdogaznye reakcii [Solid-phase reactions]. Moscow, Himiya Publ., 1978, 360 p.
9. **Clearfield Ab.** Inorganic Ion Exchange Materials. Florida, CRC Press, Inc., 1982, 290 p.
10. **Kuznetsov Yu. V., Shchetkovsky V.N., Trusov F.G.** Osnovy ochistki vody ot radioaktivnykh zagryaznenij [Fundamentals of water purification from radioactive contamination]. Moscow, Atomizdat Publ., 1974, 360 p.

ПАМЯТИ

Федора Ивановича РУДНИЦКОГО

1955–2024



13 сентября 2024 г. ушел из жизни кандидат технических наук, доцент кафедры «Машины и технология литейного производства» БНТУ, заведующий НИЛ «Материаловедение и технология литейного производства» филиала БНТУ НИПИ Федор Иванович Рудницкий.

Федор Иванович Рудницкий родился 16 сентября 1955 г. в д. Дубровка Ельского района Гомельской области. В 1972 г. после окончания средней школы поступил в БПИ на специальность «Металловедение, оборудование и технологии термообработки металлов», которую успешно закончил в 1977 г. После окончания БПИ по распределению с 1977 по 1980 г. работал мастером Тихвинских производств ПО «Кировский завод» г. Тихвина Ленинградской области.

В 1980 г. Федор Иванович поступил в аспирантуру БПИ. После окончания аспирантуры в 1983 г. работал ассистентом кафедры «Материаловедение в литейном производстве», затем с 1986 г. – научным сотрудником НИИ материаловедения и литейного производства, в 1988 г. защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук.

Ф.И. Рудницкий с 1986 г. работал на кафедре «Машины и технология литейного производства» научным сотрудником, а с 2000 г. – в должности доцента.

В деятельности Федора Ивановича органично сочетались творчество ученого, опыт инженера и мастерство преподавателя. Высокий профессионализм, широта взгляда, способность погружаться в сущность вопроса при решении технических задач содействовали выполнению поставленных перед ним задач на высоком профессиональном уровне. Ученые и работники производства высоко оценивают его вклад в подготовку высококвалифицированных специалистов в области литейного производства. При его непосредственном участии подготовлены сотни инженеров-литейщиков, среди которых руководители производства ведущих предприятий Беларуси.

За время своей работы подготовил ряд курсов по специальным дисциплинам, среди которых «Оборудование литейных цехов», «Эксплуатация и ремонт литейных машин» и др. При его непосредственном участии разработано более 18 новых лабораторных работ, приобретено современное оборудование для научных исследований.

Федор Иванович – автор более 150 научных публикаций, в том числе 1 учебного пособия, 6 учебно-методических пособий для преподавания лабораторных и практических работ, 20 патентов на изобретение.

За разработку технологии изготовления литого инструмента в 1987 г. был награжден Бронзовой медалью ВДНХ СССР, имел звание Изобретатель СССР.

Федор Иванович сочетал в себе характерную обаятельность и чудесное чувство юмора. Его личные качества позволяли ему находить контакт с любым человеком. Это был настоящий профессионал своего дела.

Память о нем навсегда останется в сердцах его родных и близких, друзей, коллег и учеников.

От имени редакции журнала «Литье и металлургия», кафедры «Машины и технология литейного производства» механико-технологического факультета БНТУ, Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь приносим искренние соболезнования родным и близким.

О ЖУРНАЛЕ

Ежеквартальный научно-производственный журнал «Литье и металлургия» – единственный, издаваемый на территории Республики Беларусь, профессиональный журнал для ученых, инженеров и производителей, работающих в области литейного и металлургического производств.

Журнал выпускается на русском с аннотацией на английском языке. Распространяется не только в Беларуси, России, но и более чем в 20 странах мира. В течение последних лет он признается одним из лучших в Европе специализированных изданий.

Журнал выпускается в соответствии с требованиями международной системы SCOPUS, которая предусматривает включение статей авторов в мировые справочно-информационные системы баз данных.

Подписаться на журнал можно через редакцию, а также через подписные каталоги:

*РУП «Белпочта», ООО «Прессинформ», ООО «Кризэтив Сервис Бэнд»,
ООО «Екатеринбург-Опт», ООО «Глобалпресс».*

Подписной индекс журнала «Литье и металлургия»:
Ведомственный – **75034** Индивидуальный – **750342**

Информация о стоимости размещения рекламы в журнале «Литье и металлургия»

Вид рекламного модуля	Для Республики Беларусь Стоимость в бел. руб. с НДС	Для стран СНГ Стоимость в рос. руб.	Для стран дальнего зарубежья Стоимость в ЕВРО
На обложке (стр. 1, 4), полноцветный	619,66	21 350	700
На обложке (стр. 2, 3), полноцветный	557,69	19 825	650
Внутри журнала (формат 1/1), полноцветный	418,26	13 725	450
Внутри журнала (формат 1/2), полноцветный	209,14	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/1), черно-белый	278,84	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/2), черно-белый	139,42	3 965	130

Размещение рекламы в очередном номере осуществляется
после предварительной оплаты Заказчиком.

Адрес и телефоны редакции:

*Республика Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комн. 8М
тел. (+375-17) 292-74-75, тел/факс (+375-17) 331-11-16.
www.alimrb.by E-mail: limrb@bntu.by, alimrb@tut.by*

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок.

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотация на русском и английском языках (150–200 знаков).

Авторы несут ответственность за направление в редакцию статей, ранее опубликованных или принятых к печати другими изданиями.

По решению редколлегии статьи могут направляться на рецензирование.

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Рукопись предоставляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на страницах формата А4 в одну колонку, без абзацного отступа, шрифт *Times New Roman*, 12 пт, интервал одиночный. Поля не менее 1,5 см, страницы пронумерованы. Электронный вариант должен быть набран в *MS Word*. Электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному.

Для набора сложных формул использовать формульный редактор *MS Word* или *Mathtape*. Набор простых формул и вставку отдельных символов выполнять через меню «Вставка/символ». Верхние и нижние индексы (C^2 , C_2) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный». При наборе греческих символов и математических знаков использовать гарнитуру «*Symbol*» прямым начертанием, латинские буквы набирать курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд, в круглых скобках.

Если в статье встречаются символы специфической гарнитуры, она должна быть предоставлена вместе со статьей.

Правильно набирать «10 °C», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» и знак градуса «°» нулем (0).

Таблицы располагаются в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовки. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки []; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ

Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов в форматах *TIF*, *PSD*, *JPEG* (растровые), *AI*, *EPS*, *CDR* (векторные), а также *PDF*. Цветовая модель *RGB* или *CMYK*, разрешение 300 точек на дюйм (dpi). Цветовая модель *Grayscale* или *Bitmap* (серый или черно-белый), разрешение не менее 600 dpi.

Формат иллюстрации при верно заданном разрешении в dpi должен на 100 процентов

соответствовать формату, с которым она будет печататься. Масштабирования и трансформации в программах ведут к ухудшению качества изображения. Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости изображения. Формат журнала 210 × 297 мм до реза. Если рисунок должен полностью заполнять страницу журнала, то его размер должен быть не менее данного формата. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190 × 277 мм.

Текст на рисунках должен быть набран шрифтом *Arial*, светлый курсив. Размер шрифта должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9 пт). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в *MS Word* и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать.

При преобразовании изображений из цветовой модели *RGB* в *CMYK*, не следует использовать общее количество краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр *Total ink*).

Если около краев изображения имеются практически безцветные области (например, яркие светлые облака или солнечные блики), то рекомендуется заключать все изображение в тонкую технологическую рамку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы (например, тонкие линии толщиной 0,1 мм и меньше) или текст размером менее 8 пт с использованием двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (*Illustrator*, *CorelDraw*) желательно преобразовать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

ТРЕБОВАНИЯ К РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Реклама внутри журнала – 205 × 290 мм. Реклама на обложке: 1-я стр. – 205 × 225 мм; 4-я стр. – 205 × 280 мм; внутренние страницы обложки – 205 × 290 мм. К указанным размерам нужно добавить по 5 мм с каждой стороны для обрезки. Значимые элементы макета должны располагаться не ближе 5 мм от края страницы (10 мм с учетом отступа для обрезки). Требования к изображениям в рекламных макетах аналогичны требованиям к иллюстрациям в статьях.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются. Возвращение статьи автору на доработку не означает, что она принята к печати.