



Дорогие женщины!

Поздравляем вас с прекрасным весенним праздником!

Вы, как расплавленный металл в плавильной печи, обладаете силой и красотой. А работа ваша – это настоящее искусство, где каждый день вы творите нечто новое.

Помните: как металл может принимать разные формы и становиться чем-то новым, так и вы можете преодолевать любые трудности и создавать что-то удивительное!

Пусть ваша энергия будет такой же горячей, как расплавленный металл!

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2024 г., № 1

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

УЧРЕДИТЕЛИ

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

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, профессор, г. Могилев, Беларусь

РЕДСОВЕТ

Корчик Д. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь

Хрусталева Б. М., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., Беларусь

Николайчик Ю. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, Беларусь

Самончик В. Г., ОАО «Речицкий метизный завод», Беларусь

Душко С. О., ОАО «Гомельский литейный завод «ЦЕНТРОЛИТ», Беларусь

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В., редактор, БНТУ, Беларусь

Жуцко О. И., редактор, БНТУ, Беларусь

Лебедев М. Н., компьютерная верстка, дизайн, БНТУ, Беларусь

Голосюк Н. В., технический редактор, БНТУ, Беларусь

Высоцкая М. С., перевод, Ассоциация литейщиков и металлургов, Беларусь

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

Кукуй Давыд 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

Садохва М. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь

Стеценко В. Ю., д-р техн. наук, г. Могилев, Беларусь

Терлецкий С. В., канд. техн. наук, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь

Томило В. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Трусова И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь

Хань Юйсинь, Ассоциация литейщиков Китая, Китай

Чандл П., Furtenbach, Австрия

Чой Ки-Йонг, проф., Республика Корея

АДРЕС РЕДАКЦИИ

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

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

2024, no. 1

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 «BELNIIILIT», Minsk
OJSC «Gomel Foundry Plant «TSENTROLIT», Gomel
OJSC «Mogilev Metallurgical Works», Mogilev
OJSC «Rechitsa Metizny Plant», Rechitsa
OJSC «Minsk Tractor Works», Minsk
State scientific institution «Institute of Technology of Metals of
National Academy of Sciences of Belarus», Mogilev

PUBLISHER

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

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

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

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

EDITORIAL COUNCIL

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

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

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

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

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

CHIEF EDITOR

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

EDITORIAL STAFF

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

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

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

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

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

FOUNDER OF THE JOURNAL

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

EDITORIAL BOARD

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Han Yuxin, China Foundry Association, China

Tschandl P., Furtenbach, Austria

Choi Ki-Jong, Professor, Republic of Korea

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

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

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

С ЮБИЛЕЕМ

Белов В. Д. (к 75-летию со дня рождения)	8
Константинов В. М. (к 60-летию со дня рождения)	10

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А. В., Белорусско-Российский университет Механизм перекристаллизации углеродистых сталей	13
Демченко Е. Б., БНТУ, Марукович Е. И., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь Охлаждение горизонтальной отливки за пределами кристаллизатора	16
Гутько Ю. И., Войтенко В. В., Луганский государственный университет им. В. Даля, г. Луганск, Луганская Народная Республика, Россия Экспериментальные исследования влияния мелкодисперсных металлических порошков на физико-технические характеристики песчано-жидкостекольных литейных стержней	20
Чечуха В. И., ОАО «ММЗ им. С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО», Садох М. А., БНТУ Дефекты в отливках при литье под высоким давлением и меры по предотвращению их образования	26
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А. В., Белорусско-Российский университет О центрах кристаллизации металлических расплавов	32
Ушакова И. Н., БНТУ, Свистун Н. А., ООО «ГросверГруп», Свистун А. Л., БНТУ К вопросу применения СОЖ	36

МЕТАЛЛУРГИЯ

Савченко С. А., Волосович С. М., Кучков А. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Астапенко И. В., ГГТУ им. П. О. Сухого, Сычков А. Б., Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова, г. Магнитогорск, Россия Разработка технологии и освоение производства арматуры № 6 класса прочности А500С формы 2ф в бухтах по требованиям ГОСТ 34028–2016	39
Ходосовская О. Ю., Овсяникова Л. В., Гапеенко Т. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Особенности микроструктуры твердосплавных волок-заготовок	47
Фетисов В. П., г. Орел, Россия Контроль пластичности высокопрочного состояния холоднодеформированной перлитной стали	51

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

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

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 16,3. Уч.-изд. л. 11. Тираж 150 экз. Заказ 000000

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

Редакция не несет ответственности за содержание рекламных объявлений.

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

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

Олимжонов Ж. О. , АО «Узметкомбинат», г. Бекабад, Узбекистан, Шербутаев Н. И. , ООО «Ташкентский металлургический завод», г. Ташкент, Узбекистан, Татару А. С. , НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия	
Сравнительный анализ результатов моделирования процесса прокатки горячекатаного листового проката в среде QForm VX с техническими характеристиками ЛПК АО «Узметкомбинат»	55
Фетисов В. П. , г. Орел, Россия	
Структурные аспекты разнонаправленного формирования пластических свойств мелко- и крупнозернистой низкоуглеродистой стали	60

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Анисович А. Г. , ГНУ ФТИ НАН Беларуси	
Артефакты в металлографии: пятна на поверхности шлифов	63
Поздняков Е. П. , Степанкин И. Н. , ГГТУ им. П. О. Сухого	
Влияние длительности цементации на структуру и свойства конструкционных среднеуглеродистых сталей 40X, 35XГСА и 42CrMoS4	69
Урбанович Н. И. , Барановский К. Э. , Дашкевич В. Г. , БНТУ, Жумаев А. А. , Навоийский государственный горно-технологический университет, г. Навои, Узбекистан	
Исследование влияния технологических параметров термодиффузионного цинкования в системе $Zn_{отх} - Al_2O_3$ на свойства и микроструктуру покрытия	78
Волочко А. Т. , Зеленин В. А. , Ковалько М. С. , Федорович Д. С. , ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Чэн Ван , Университет Цзилин, г. Чанчун, Китай	
Сплавы системы Mg–Al–Mn–Ca, дополнительно легированные Zr и La для получения изделий методом скоростной экструзии	83

ДИСКУССИЯ

Стеценко В. Ю. , г. Могилев, Беларусь	
Фотонная и нейтринная материя	93

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Belov V.D. (to the the 75 th birthday anniversary)	8
Konstantinov V.M. (to the 60 th birthday anniversary)	10

FOUNDRY

Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V. , Belarusian-Russian University The mechanism of recrystallization of carbon steels	13
Demchenko E.B. , BNTU, Marukovich E.I. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus Horizontal casting cooling beyond the crystallizer	16
Gutko Yu. I., Voytenko V.V. , Vladimir Dal Lugansk State University, Lugansk, Lugansk People's Republic, Russia Experimental impact study of ultra-fine metal powders on technical characteristics and physical properties of foundry sodium silicate sand cores	20
Chechukha V.I. , OJSC "MMW named after S.I. Vavilov – Management Company of "BelOMO" Holding", Sadokha M.A. , BNTU Defects in castings during high-pressure casting and measures to prevent their formation	26
Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V. , Belarusian-Russian University About the crystallization centers of metal melts	32
Ushakova I.N. , BNTU, Svistun N.A. , "GrosvierGroup", Svistun A.L. , BNTU On the issue of the application of cooling mixtures	36

METALLURGY

Savchenko S.A., Volosovich S.M., Kuchkov A.A. , OJSC "BSW – Management Company of "BMC" Holding, Astapenko I. V. , Sukhoi State Technical University of Gomel, Sychkov A.B. , Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia Development of technology and development of production of reinforcement no. 6 of strength class A500S form 2f in coils according to the requirements of GOST 34028–2016	39
Khodosovskaya O. Yu., Ovsyanikova L. V., Gapeenko T.V. , OJSC "BSW – Management Company of "BMC" Holding" Features of microstructure of carbide blanks	47
Fetisov V.P. , Orel, Russia Control of plasticity of high-strength condition of cold-formed pearlitic steel	51

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 16.3. Account. publ. pages 11.

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

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

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

Olimzhonov J. O. , JSC “Uzmetkombinat”, Bekabad, Uzbekistan, Sherbutayev N. I. , JV LLC “Toshkent Metallurgiya Zavodi”, Tashkent, Uzbekistan, Tataru A. S. , National University of Science and Technology “MISiS”, Moscow, Russia Comparative analysis of hot-rolled sheet rolling process modeling results in “QForm VX” environment with technical characteristics of the hot strip mill of JSC “Uzmetkombinat”	55
---	----

Fetisov V. P. , Orel, Russia Structural aspects of the diverse formation of plastic properties of fine and coarse-grained low-carbon steel	60
--	----

SCIENCE OF MATERIALS

Anisovich A. G. , Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus Artifacts in metallography: Stains on the Surface of Metallographic Samples	63
---	----

Pozdnyakov E. P. , Stepankin I. N. , Sukhoi State Technical University of Gomel Influence of cementation duration on the structure and properties of structural middle carbon steel 40Cr4, 35CrMnSi4 and 42CrMoS4	69
---	----

Urbanovich N. I. , Baranovsky K. E. , Dashkevich V. G. , BNTU, Zhumaev A. A. , Navoi State Mining and Technological University, Navoi, Uzbekistan Research of the influence of technological parameters of thermal diffusion zincaming in the $Zn_{otx} - Al_2O_3$ system on the properties and microstructure of the coating	78
--	----

Volochko A. T. , Zelenin V. A. , Kovalko M. S. , Fedorovich D. S. , Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Cheng Wang , Jilin University, Changchun, China Magnesium alloys based on the Mg–Al–Mn–Ca system, additionally alloyed with Zr and La for high-speed deformation of products and semi-finished products	83
---	----

DISCUSSION

Stetsenko V. Yu. , Mogilev, Belarus Photonic and neutrino matter	93
--	----

С юбилеем!

Владимир Дмитриевич БЕЛОВ

(к 75-летию со дня рождения)



Владимир Дмитриевич Белов родился 16 января 1949 г. в д. Литвиново Кольчугинского района Владимирской области. В 1968 г. с отличием окончил Кольчугинский техникум и поступил в МИСиС на кафедру «Технологии литейных процессов» (ТЛП). После окончания МИСиС (1973 г.) и службы офицером в рядах Вооруженных сил СССР (1975 г.) работал на Подольском электромеханическом заводе – технологом, начальником конструкторско-технологического бюро, а после защиты кандидатской диссертации (1981 г.) – заместителем главного металлурга.

С 1987 г. Владимир Дмитриевич работает в МИСиС – доцентом, профессором, а с 2004 г. по настоящее время – заведующим кафедрой ТЛП, которая с 2015 г. переименована в кафедру литейных технологий и художественной обработки материалов (ЛТиХОМ).

В 1999 г. В. Д. Белов защитил докторскую диссертацию на тему «Теоретические и технологические основы ресурсосберегающих технологий производства высококачественных отливок из алюминиевых сплавов». В 2000 г. получил звание члена-корреспондента Академии проблем качества РФ, в 2009 г. – почетного работника высшего профессионального образования РФ, в 2018 г. – действительного члена РАЕН по горно-металлургической секции и заслуженного работника высшей школы РФ.

В. Д. Белов – председатель секции «Литейные технологии» федерального учебно-методического объединения в сфере высшего образования по УГСН 22.00.00 Технологии материалов, председатель Экспертного совета по специальностям 05.16.02 – Металлургия черных, цветных и редких металлов, 05.16.04 – Литейное производство, 05.16.07 – Металлургия техногенных и вторичных ресурсов, член научно-технического, объединенного диссертационного и ученого советов НИТУ МИСиС, член редсоветов журналов «Известия вузов. Черная металлургия», «Литейщик России» и «Наукоемкие технологии в машиностроении».

Начиная с 2005 г. под руководством и при непосредственном участии В. Д. Белова активно проводится модернизация возглавляемой им кафедры, создана учебно-исследовательская лаборатория, оснащенная современной техникой. В настоящее время на кафедре реализуется весь цикл техпроцесса производства «пилотных» отливок из сплавов на основе черных и цветных металлов на базе цифровых технологий и подготовки их изготовления в серийном производстве.

Владимир Дмитриевич возглавляет ряд крупных инновационных проектов с предприятиями авиастроительного комплекса и другими организациями, хорошо известен широкому кругу специалистов в области металлургии и литейного производства; его разработки освоены на предприятиях в России и за рубежом. В. Д. Белов дал путевку в жизнь нескольким поколениям выпускников, подготовил 13 кандидатов технических наук. Он – автор и соавтор более 160 учебных,

учебно-методических и научных работ, среди которых два учебника, семь учебных пособий, 15 изобретений, защищенных авторскими свидетельствами СССР и патентами РФ. Среди наград – «Заслуженный металлург МИСиС», «Почетный литейщик РАЛ», «За верность профессии» и др.

От имени редакции журнала «Литье и металлургия» и Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь сердечно поздравляем Владимира Дмитриевича с юбилеем и желаем ему крепкого здоровья и больших творческих успехов!

С юбилеем!

Валерий Михайлович КОНСТАНТИНОВ

(к 60-летию со дня рождения)



5 января 2024 г. исполнилось 60 лет со дня рождения заведующего кафедрой «Материаловедение в машиностроении» Белорусского национального технического университета, доктора технических наук, профессора Валерия Михайловича Константинова.

В. М. Константинов родился в древнем Полоцке. После окончания средней школы поступил в Новополоцкий политехнический институт, который закончил в 1986 г., умело совмещая учебу в вузе с занятиями спортом, работой в студенческом научном кружке. Тяга к науке проявилась уже в студенческие годы: технические решения, предложенные в дипломном проекте, были подтверждены тремя заявками на изобретения СССР. Далее была работа на престижном заводе «Измеритель», служба в Вооруженных силах, возвращение на завод. Но научные устремления победили перспективы производственного карьерного роста. Помощь и поддержка доцента Ф. И. Пантелеенко дали возможность сначала по вечерам и в выходные дни, а с 1989 г. официально работать в Новополоцком политехническом институте (Полоцком государственном университете). Активно работая, Валерий Михайлович прошел путь от инженера научно-исследовательского сектора до профессора кафедры. За это время закончил аспирантуру Белорусского политехнического института, докторантуру Белорусской государственной политехнической академии. Кандидатская диссертация была выполнена менее чем за три года (1992 г.) в самое «неподходящее» время: «лихие девяностые», молодая семья, отсутствие собственного жилья... Уже в Полоцком университете под его руководством сформировалась научная группа, ставшая прообразом будущей научной школы. Активная, умелая работа с молодежью приносила свои плоды: в эти годы совместно с профессором Ф. И. Пантелеенко были подготовлены три кандидата технических наук. В этот период много сил было отдано работе ученым секретарем совета К 02 19 03 по защите кандидатских диссертаций при Полоцком государственном университете. Эта деятельность была отмечена Почетной грамотой Высшей аттестационной комиссии Республики Беларусь.

В 2006 г. по инициативе профессора Л. Г. Ворошнина и декана механико-технологического факультета Н. И. Иваницкого Валерий Михайлович был приглашен на кафедру «Материаловедение в машиностроении» БНТУ. С 2007 г. он возглавляет эту кафедру. В 2008 г. им защищена докторская диссертация («Научные и технологические основы синтеза износостойких и антифрикционных покрытий из диффузионно-легированных сплавов», 05.02.01). В 2014 г. присуждено ученое звание профессора.

В. М. Константинов сохранил и развил научную школу кафедры «Материаловедение в машиностроении» в области ресурсо- и энергосбережения при поверхностном и объемном упрочнении деталей машин и механизмов. Он организовал на

кафедре эффективную систему отбора и подготовки перспективной молодежи из числа студентов, включающую организацию и руководство студенческим научным бюро кафедры, магистерскую подготовку, руководство аспирантурой, курирование работы научно-исследовательской лаборатории упрочнения стальных изделий при кафедре, работу в совете по защите диссертаций Д 02.05.14. За эти годы на кафедре защищены четыре кандидатских диссертации.

Им был выполнен комплекс исследований, позволивший впервые создать новый методологический и технологический подход к получению специальных сплавов для защитных покрытий и технологии их производства диффузионным легированием, в основе которого лежат научно обоснованное проектирование и изготовление востребованных высокоэффективных сплавов для конкретных производственных условий из доступного отечественного сырья, включая отходы металлообработки. Это стало базой для широкого промышленного внедрения гаммы новых, отечественных наплавочных сплавов и ресурсосберегающих технологий упрочнения быстроизнашиваемых деталей. В последние годы под его руководством активно развиваются энерго- и ресурсосберегающие направления поверхностного и объемного упрочнения деталей машин и механизмов. Созданы эффективные антикоррозионные термодиффузионные слои на конструкционных сталях и энергосберегающая технология их получения. Проводится совершенствование традиционных боридных слоев в направлении снижения хрупкости и повышения износостойкости за счет изменения морфологии слоя и дополнительного легирования (докторант В.Г. Дашкевич). Создана и запатентована аддитивная технология формирования термодиффузионных боридных слоев с дополнительным нанесением вакуумных нитридных покрытий TiAlN. Ведутся пионерные работы по термодиффузионному легированию медных сплавов. Разработана и запатентована оригинальная технология формирования термодиффузионных жаростойких слоев на медных холодильниках производства стекловолокна.

Профессор В. М. Константинов – признанный ученый в области материаловедения специальных сплавов и функциональных защитных покрытий, термической и химико-термической обработки сталей и сплавов. Им опубликовано более 250 научных статей, 5 монографий, 2 научно-технических справочника, более 40 патентов и свидетельств на изобретения, включая международные. Является заместителем председателя совета по защите диссертаций Д.02.05.14. Делегат I, II съездов ученых Республики Беларусь. Член редколлегии журналов «Литье и металлургия», «Наука и техника», межведомственного сборника «Металлургия», а также ряда экспертных советов. Трудовые заслуги профессора В. М. Константинова отмечены почетными грамотами Министерства промышленности, Министерства образования Республики Беларусь, Президиума Национальной академии наук, Государственного комитета по науке и технологиям, благодарностью Премьер-министра Республики Беларусь. Награжден медалью «За трудовые заслуги» (2021 г.).

Кроме того, Валерий Михайлович – прекрасный семьянин. Его сын Станислав пошел по стопам отца и успешно работает над докторской диссертацией, обучаясь в докторантуре БГУ.

В. М. Константинов доброжелателен, внимателен и требователен в отношениях с подчиненными, умеет мобилизовать к решению поставленных задач. Дисциплинирован, исполнитель. Способен принимать ответственные решения и отстаивать свои взгляды. Тактичен и уравновешен в отношениях, пользуется заслуженным авторитетом и уважением.

Редакция журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь сердечно поздравляют Валерия Михайловича Константинова с юбилеем и желают здоровья, творческой активности, счастья на долгие годы.

Загадчыку кафедры «Матэрыялазнаўства ў машынабудаванні»
механіка-тэхналагічнага факультэта БНТУ, доктару тэхнічных навук,
прафесару Канстанцінаву Валерыю Міхайлавічу – у гонар 60-годдзя

Ад старажытных Полацкіх муроў,
Ад берагоў ракі Дзвіны Заходняй
Хлапчук Валера ў белы свет пайшоў,
Аб ім гаворку мы вядзем сёння.

Рос у працавітай, небагатай сям’і ён,
Бацькі ўвесь час дабру яго вучылі,
Таму праз усе жыццё нясе ён ім паклон,
Малодшых вучыць, каб нікога не забылі.

Цікавіўся будовай механізмаў і машын,
Імкнуўся зазірнуць у сутнасць ведаў,
І ў водным спорце пэўных дасягнуў вышынь,
І холад Дзвінскае вады не раз ён зведаў.

А пасталеўшы, скончыў інстытут
Па накірунку тэхналогіі машынабудавання
І з той пары шчыруе ў навучы тут
Лічы ўвесь час – і ўвечары, і ўранні.

Вядомы доктар і прафесар у Беларусі,
Кіруе кафедрай у галіне матэрыялазнаўства.
Пра ўсе рэгаліі казаць я не бяруся,
Галоўнае, што не хварэе ён зазнайствам.

Дарэчы, часта чуецца ў народзе
Пра тое дрэва, ну з якога робяць клін.
Даволі мудра і дакладна гэта дзеецца ў прыродзе,
А Станіслаў – нашчадак, бацькаў сын.

Яго калегі з МТФа, хочам пажадаць
Здароўя добрага і поспехаў у далейшым,
Як і раней вучоных для краіны рыхтаваць
І быць заўжды ў становішчы найлепшым!

Калегі
05.01.2024, Мінск



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-13-15>
УДК 621.745.35

Поступила 03.01.2024
Received 03.01.2024

МЕХАНИЗМ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

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

Разработан наноструктурный механизм перекристаллизации углеродистых сталей. Сначала из элементарных нанокристаллов железа и графита, свободных атомов железа и углерода образуются структурообразующие нанокристаллы аустенита, феррита и цементита. Из них формируются центры кристаллизации микрокристаллов фаз. Затем из этих центров, структурообразующих нанокристаллов фаз, свободных атомов железа и углерода образуются микрокристаллы аустенита, феррита и цементита углеродистых сталей.

Ключевые слова. Углеродистые стали, перекристаллизация, наноструктурные процессы, центры кристаллизации, микрокристаллы, нанокристаллы.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Механизм перекристаллизации углеродистых сталей / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 13–15. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-13-15>.

THE MECHANISM OF RECRYSTALLIZATION OF CARBON STEELS

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

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

A nanostructural mechanism for recrystallization of carbon steels has been developed. First, structure-forming nanocrystals of austenite, ferrite and cementite are formed from elementary nanocrystals of iron and graphite, free iron and carbon atoms. The crystallization centers of microcrystals of phases are formed from them. From these centers, structure-forming nanocrystals of phases, free iron and carbon atoms, microcrystals of austenite, ferrite and cementite of carbon steels are formed.

Keywords. Carbon steels, recrystallization, nanostructural processes, crystallization centers, microcrystals, nanocrystals.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. The mechanism of recrystallization of carbon steels. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 13–15. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-13-15>.

При температурах выше 727 °С перекристаллизация углеродистых сталей, содержащих до 0,8% углерода, происходит согласно реакции [1]

$$A_{MK1} = \Phi_{MK1} + A_{MK2}, \quad (1)$$

где A_{MK1} , A_{MK2} – микрокристаллы аустенита с различной концентрацией углерода; Φ_{MK1} – микрокристаллы феррита.

Микрокристаллы аустенита A_{MK1} имеют структуру [2]

$$A_{MK1} = Fe_{\text{эН1}} + Fe_{a1} + \Gamma_{\text{эН1}} + C_{a1}, \quad (2)$$

где $Fe_{\text{эН1}}$ и $\Gamma_{\text{эН1}}$ – элементарные нанокристаллы железа и графита; Fe_{a1} и C_{a1} – свободные атомы железа и углерода.

При реакции (1) A_{MK1} распадается согласно (2). Тогда образование Φ_{MK1} является наноструктурным кристаллизационным процессом и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Phi_{\text{сН1}}$)

$$Fe_{\text{эН2}} + Fe_{a2} + \Gamma_{\text{эН2}} + C_{a2} = \Phi_{\text{сН1}}, \quad (3)$$

где $Fe_{\text{эН2}}$ и $\Gamma_{\text{эН2}}$ – элементарные нанокристаллы железа и графита; Fe_{a2} и C_{a2} – свободные атомы железа и углерода.

Затем образуются центры кристаллизации ($\Phi_{\text{цк1}}$)

$$\Phi_{\text{сН1}} + Fe_{a2} + C_{a2} = \Phi_{\text{цк1}}. \quad (4)$$

Заканчивается процесс формирования $\Phi_{\text{МК1}}$ реакцией



Аналогично происходит образование $\text{A}_{\text{МК2}}$. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\text{A}_{\text{СН2}}$)



Затем образуются центры кристаллизации ($\text{A}_{\text{МК2}}$)



Заканчивается процесс формирования $\text{A}_{\text{МК2}}$ реакцией



При этом справедливы следующие уравнения:

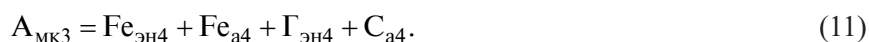


При температуре 727 °С перекристаллизация углеродистой стали, содержащей 0,8 % углерода, происходит при эвтектоидной реакции [1]



где $\text{A}_{\text{МК3}}$, $\Phi_{\text{МК2}}$ и $\Pi_{\text{МК1}}$ – микрокристаллы аустенита, феррита и цементита соответственно.

Микрокристаллы аустенита $\text{A}_{\text{МК3}}$ имеют структуру [2]



При реакции (10) $\text{A}_{\text{МК3}}$ распадаются согласно (11). Тогда образование $\Phi_{\text{МК2}}$ является наноструктурным кристаллизационным процессом и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Phi_{\text{СН2}}$)



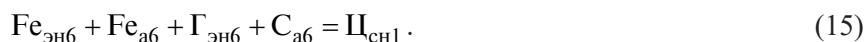
Затем образуются центры кристаллизации ($\Phi_{\text{МК2}}$)



Заканчивается процесс формирования $\Phi_{\text{МК2}}$ реакцией



Аналогично при образовании $\Pi_{\text{МК1}}$ сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Pi_{\text{СН1}}$)



Затем образуются центры кристаллизации ($\Pi_{\text{МК1}}$)



Заканчивается процесс формирования $\Pi_{\text{МК1}}$ реакцией



При этом справедливы уравнения:



При температурах выше 727 °С перекристаллизация углеродистых сталей, содержащих более 0,8 % углерода, происходит согласно реакции [1]



где $\text{A}_{\text{МК4}}$, $\text{A}_{\text{МК5}}$ – микрокристаллы аустенита с различной концентрацией углерода; $\Pi_{\text{МК2}}$ – микрокристаллы цементита.

Микрокристаллы аустенита A_{mk4} имеют структуру [2]

$$A_{mk4} = Fe_{\text{эн}7} + Fe_{a7} + \Gamma_{\text{эн}7} + C_{a7}. \quad (20)$$

При реакции (19) A_{mk4} распадается согласно (20). Тогда образование A_{mk5} является наноструктурным кристаллизационным процессом и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($A_{\text{сн}5}$)

$$Fe_{\text{эн}8} + Fe_{a8} + \Gamma_{\text{эн}8} + C_{a8} = A_{\text{сн}5}. \quad (21)$$

Затем образуются центры кристаллизации ($A_{\text{цк}5}$)

$$A_{\text{сн}5} + Fe_{a8} + C_{a8} = A_{\text{цк}5}. \quad (22)$$

Заканчивается процесс формирования A_{mk5} реакцией

$$A_{\text{цк}5} + A_{\text{сн}5} + Fe_{a8} + C_{a8} = A_{mk5}. \quad (23)$$

Аналогично происходит образование Π_{mk2} . Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\Pi_{\text{сн}2}$)

$$Fe_{\text{эн}9} + Fe_{a9} + \Gamma_{\text{эн}9} + C_{a9} = \Pi_{\text{сн}2}. \quad (24)$$

Затем образуются центры кристаллизации ($\Pi_{\text{цк}2}$)

$$\Pi_{\text{сн}2} + Fe_{a9} + C_{a9} = \Pi_{\text{цк}2}. \quad (25)$$

Заканчивается процесс формирования Π_{mk2} реакцией

$$\Pi_{\text{цк}2} + \Pi_{\text{сн}2} + Fe_{a9} + C_{a9} = \Pi_{mk2}. \quad (26)$$

При этом справедливы уравнения:

$$\begin{aligned} Fe_{\text{эн}7} &= Fe_{\text{эн}8} + Fe_{\text{эн}9}; \\ Fe_{a7} &= Fe_{a8} + Fe_{a9}; \\ \Gamma_{\text{эн}7} &= \Gamma_{\text{эн}8} + \Gamma_{\text{эн}9}; \\ C_{a7} &= C_{a8} + C_{a9}. \end{aligned} \quad (27)$$

Таким образом, механизм перекристаллизации углеродистых сталей является наноструктурным, в котором основную роль играют элементарные нанокристаллы железа и графита, структурообразующие нанокристаллы аустенита, феррита и цементита.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Воздвиженский, В. М.** Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении / В. М. Воздвиженский, В. А. Грачев, В. В. Спасский. – М.: Машиностроение, 1984. – 432 с.
2. **Марукович, Е. И.** Влияние газов на кристаллизацию углеродистых сталей / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литейное производство. – 2023. – № 6. – С. 7–10.
3. **Марукович, Е. И.** Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 13–19.

REFERENCES

1. **Vozdvizhenskij V. M., Grachev V. A., Spasskij V. V.** *Litejnye splavy i tekhnologiya ih plavki v mashinostroenii* [Foundry alloys and their melting technology in mechanical engineering]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984, 432 p.
2. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Vliyanie gazov na kristallizaciyu uglerodistykh stalej [Effect of gases on carbon steels crystallization]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and equipment*, 2023, no. 6, pp. 7–10.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Nanostrukturnaya kristallizatsiya litejnyh splavov [Nanostructural crystallization of casting alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-16-19>
УДК 621.74.047

Поступила 01.12.2023
Received 01.12.2023

ОХЛАЖДЕНИЕ ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ ОТЛИВКИ ЗА ПРЕДЕЛАМИ КРИСТАЛЛИЗАТОРА

Е. Б. ДЕМЧЕНКО, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65
Е. И. МАРУКОВИЧ, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь,
г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: maruko46@mail.ru

Показано, что альтернативой систем вторичного водовоздушного охлаждения при горизонтальном непрерывном литье могут служить устройства, представляющие собой металлическую водоохлаждаемую форму с графитовой накладкой, которая располагается на верхней поверхности отливки вплотную к торцу кристаллизатора. Эффективность охлаждающей способности форм оценили при проведении промышленных испытаний устройств в процессе литья чугуна. Установлено, что применение устройств водоохлаждаемых форм позволяет понизить температуру поверхности в уязвимых местах отливки на 20–70 °С, повысить среднюю скорость литья для отдельных типоразмеров заготовок в пределах 5–8 %, практически полностью исключить случаи прорыва корки, отказаться от необходимости применения традиционных систем вторичного охлаждения.

Ключевые слова. Горизонтальное непрерывное литье, отливка, температура поверхности, прорывы расплава, вторичное охлаждение, разделительное устройство, водоохлаждаемая форма.

Для цитирования. Демченко, Е. Б. Охлаждение горизонтальной отливки за пределами кристаллизатора / Е. Б. Демченко, Е. И. Марукович // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 16–19. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-16-19>.

HORIZONTAL CASTING COOLING BEYOND THE CRYSTALLIZER

E. B. DEMCHENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E. I. MARUKOVICH, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus,
Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolasa str. E-mail: maruko46@mail.ru

It is shown that devices in the form of a water-cooled metal mold with a graphite lining, which is located on the upper surface of the casting close to the end of the crystallizer, can serve as an alternative to secondary water-air cooling systems in horizontal continuous casting. The effectiveness of the cooling capacity of the molds was evaluated during industrial tests of the devices in the process of casting iron. It has been established that the use of water-cooled molds allows reducing the surface temperature at vulnerable points of the casting by 20–70 °C, increasing the average casting speed for individual billet sizes within 5–8 % almost eliminating shell breakout and eliminating the need for traditional secondary cooling systems.

Keywords. Horizontal continuous casting, casting, surface temperature, breakout, secondary cooling, separating device, water-cooled mold.

For citation. Demchenko E. B., Marukovich E. I. Horizontal casting cooling beyond the crystallizer. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 16–19. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-16-19>.

Известно, что одной из причин нарушения стабильности процесса горизонтального непрерывного литья чугуна являются случаи подплавления корки отливки и прорыва расплава в зоне выхода ее из кристаллизатора [1]. Это результат совместного действия на корку термоконвективных потоков в жидкой лунке отливки и металлостатического давления расплава металлоприемника. Термоконвективные потоки возникают при поступлении горячего расплава из металлоприемника в полость кристаллизатора при движении отливки или при доливке свежей порции расплава в металлоприемник. Как правило, прорывы имеют место в верхней области отливки, чаще при литье крупных профилей, высота которых превышает их ширину.

К комплексу мер для предотвращения прорывов расплава следует отнести прежде всего контроль тепловых и технологических параметров литья в процессе вытяжки отливки, а также применение систем вторичного водовоздушного охлаждения. Определяющими параметрами здесь являются разогрев корки

за пределами кристаллизатора (максимальная температура, время и длина участка разогрева) [2] и режим вторичного охлаждения (струйное, спрейерное и др.).

При этом следует отметить, что в процессе литья место максимального разогрева корки меняет свое положение относительно оси вытяжки отливки вследствие изменения характера теплопередачи в кристаллизаторе. Так, например, при литье чугуновой отливки (диаметр – 0,1 м, средняя скорость вытяжки – 0,36 м/мин, толщина корки на выходе из кристаллизатора – 0,011 м), согласно методике работы [2], снижение температуры расплава в металлоприемнике на 80 °С приводит к уменьшению длины участка разогрева корки с 0,173 до 0,125 м, т. е. место максимального разогрева корки не всегда может совпадать с местом действия водовоздушной струи. Применение нескольких, расположенных последовательно по длине отливки, контуров охлаждения для покрытия большей площади усложняет конструкцию системы вторичного охлаждения и приводит к существенному увеличению расхода охладителя, что экономически нецелесообразно.

Наряду с традиционным комплексом мер для предотвращения прорывов расплава при горизонтальном литье используют специальные разделительные устройства [3] (рис. 1). Они изготавливаются из графита и имеют профиль, соответствующий внутреннему профилю графитовой втулки. Каналы предназначены для того, чтобы перенаправить поступающие потоки расплава в нижнюю зону кристаллизатора и таким образом снизить влияние термоконвективных потоков расплава на процесс затвердевания отливки. Устанавливаются в кристаллизатор со стороны металлоприемника. Отличаются высокой эффективностью и позволяют повысить среднюю скорость вытяжки отливки.

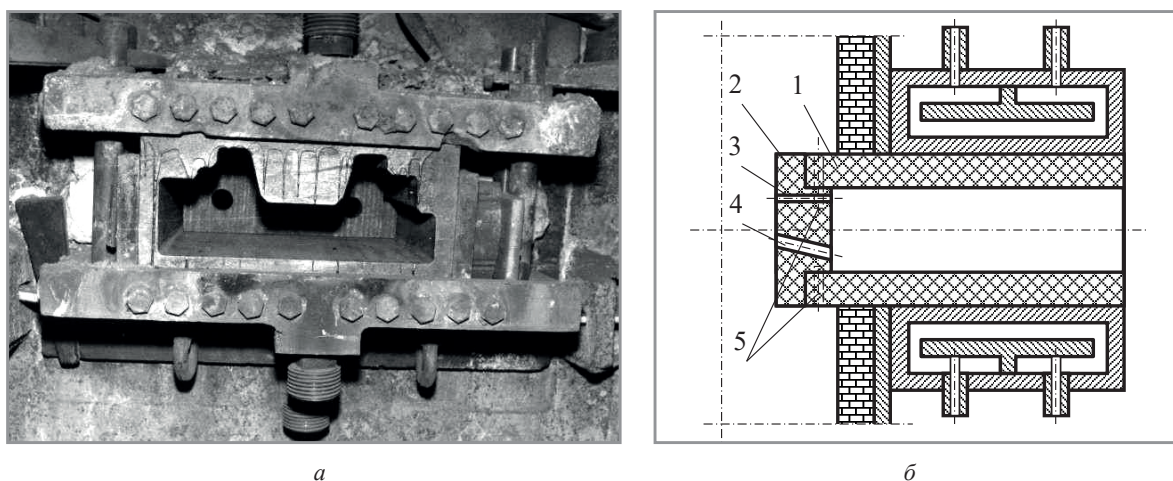


Рис. 1. Кристаллизатор (а) и схема установки разделительного устройства (б):

1 – графитовая втулка; 2 – разделительное устройство; 3 – отверстие; 4 – каналы; 5 – графитовые шпильки

Альтернативой разделительным устройствам могут служить устройства, представляющие собой водоохлаждаемую форму, которая располагается на верхней поверхности отливки вплотную к торцу кристаллизатора. Длина рабочей поверхности формы выбирается не менее чем в 2,0–2,5 раза больше длины участка разогрева. Таким образом, в процессе литья форма охлаждает корку отливки в месте максимального разогрева и препятствует ее прогибу за счет своей массы.

Для горизонтального непрерывного литья разработаны два типа форм.

Первая конструкция (рис. 2) представляет собой металлический водоохлаждаемый кожух, на нижней поверхности которого закреплена сменная графитовая накладка. Рабочая поверхность накладки повторяет конфигурацию верхней наружной поверхности отливки.

Вторая конструкция имеет две скрепленные между собой металлические водоохлаждаемые секции, рабочая поверхность которых соответствует форме наружной поверхности отливки. Между секциями расположены пружины, обеспечивающие плотный контакт секций к поверхности отливки.

Заметим, что, несмотря на дефицитность графита, первая конструкция наиболее предпочтительна для промышленного применения. Графит благодаря хорошей обрабатываемости является материалом, из которого можно изготовить рабочую поверхность графитовой накладки сложной формы, например, для отливок круглого либо трапецидального сечения. В этом случае обеспечивается более надежный контакт между водоохлаждаемой формой и отливкой. В случае износа замена графитовой накладки не представляет особых трудностей.

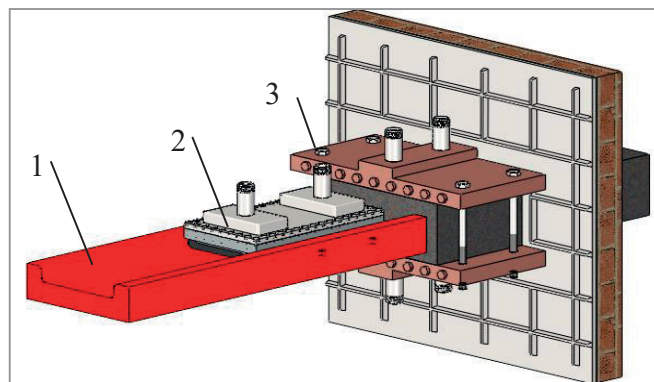


Рис. 2. Положение формы в процессе литья: 1 – отливка; 2 – форма; 3 – кристаллизатор (элементы крепления и трубопроводы не показаны)

Интересное решение, связанное с влиянием конвективного движения (расслоения) расплава на стабильность процесса непрерывного литья заготовок круглого сечения на ГМНЛЗ, приведено в работе [4]. Для повышения производительности процесса литья предложена усовершенствованная конструкция кристаллизатора с удлиненной верхней частью. Суть такого решения заключалась в выравнивании расстояния от фронта затвердевания в верхней и нижней областях кристаллизатора до выходного торца кристаллизатора. Однако при всей простоте решения необходимо отметить сложность изготовления такой конструкции.

Оценку эффективности охлаждающей способности устройств типа водоохлаждаемых форм проводили в промышленных условиях в процессе литья чугунной заготовки типа «стол фрезерного станка». Критерии оценки – температура поверхности отливки перед формой и за ней, статистика прорывов, средняя скорость литья.

Усредненные значения температуры в наиболее уязвимых местах отливки, подверженных прорывам корки в случае использования формы с графитовой накладкой, представлены на рис. 3. Температуре чугуна в металлоприемнике 1340 °С соответствовала средняя скорость вытяжки отливки 0,36 м/мин, температуре 1360 °С – 0,28 м/мин.

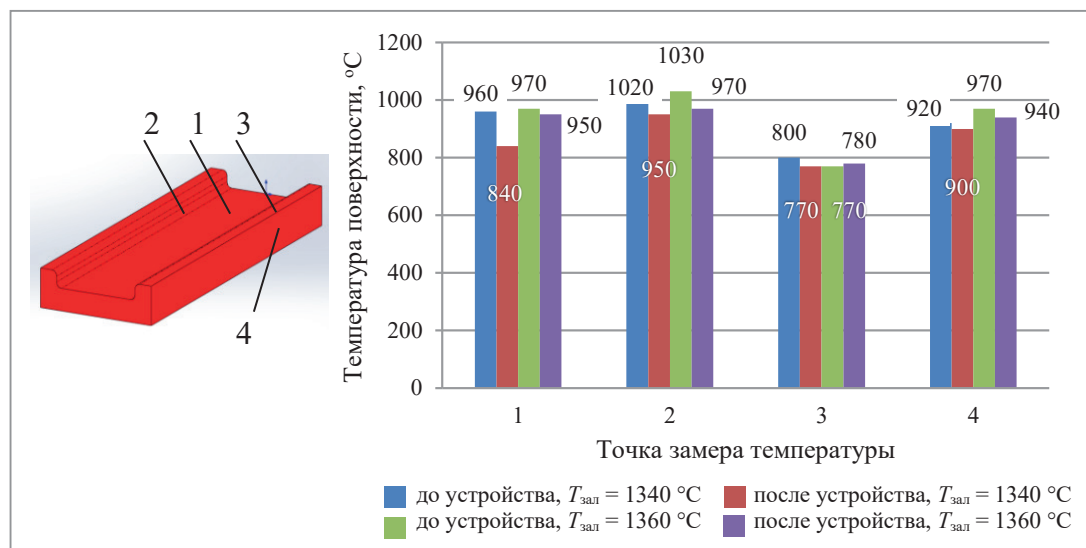


Рис. 3. Температура поверхности в местах отливки до и после устройства

Анализ температурных данных показал, что для отливок такого типа наиболее уязвимым местом являются внутренние углы верхней поверхности отливки (рис. 3, точка 2). При значениях температуры поверхности 1020–1030 °С, близких к температуре кристаллизации чугуна, прочность корки снижается до критических значений и она практически не способна выдержать давление расплава. Повышение температуры здесь, по-видимому, обусловлено разной интенсивностью теплоотвода [5] и усадочными явлениями, протекающими в углах и на плоской поверхности отливки. Не исключается и фактор неравномерного износа графитовой втулки.

Также достаточно высокие значения температуры имели место в средней части верхней поверхности отливки (рис. 3, точка 1).

Как показали результаты промышленного опробования, применение устройств водоохлаждаемых форм обоих типов позволяет понизить температуру поверхности в уязвимых местах отливки в достаточно широком интервале – 20–70 °С. Это дало возможность с учетом толщины и прочности корки на выходе из кристаллизатора повысить среднюю скорость литья для отдельных типоразмеров заготовок в пределах 5–8 %; практически полностью исключить случаи прорыва корки; отказаться от необходимости применения традиционных систем вторичного охлаждения.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Марукович, Е. И.** Тепловые явления при формировании непрерывной отливки / Е. И. Марукович, Е. Б. Демченко. – Минск: БНТУ. – 2012. – 208 с.
2. **Марукович, Е. И.** Формирование непрерывной отливки за пределами кристаллизатора / Е. И. Марукович, Е. Б. Демченко // Вестн. БНТУ. – 2008. – № 4. – С. 31–34.
3. Устройство для горизонтального непрерывного литья заготовок сплошного сечения: пат. BY 13981 / Е. Б. Демченко, Е. И. Марукович. – Опубл. 28.02.2011.
4. **Хорошилов, О. Н.** Исследование конвективного расслоения расплава в горизонтальном кристаллизаторе машины непрерывного литья / О. Н. Хорошилов // Машинобудування. – 2015. – № 15. – С. 167–173.
5. **Bockus, S.** Regulation of heat transfer in the horizontal continuous casting moulds / S. Bockus // Proceedings of the 4th Wseas int. conf. on heat transfer, thermal engineering and environment, Elounda, August 21–23, 2006. – Elounda, 2006. – P. 94–98.

REFERENCES

1. **Marukovich E. I., Demchenko E. B.** *Teplovyje javlenija pri formirovanii nepreryvnoj otlivki* [Thermal phenomena during the formation of a continuous casting]. Minsk, BNTU Publ., 2012, 208 p.
2. **Marukovich E. I., Demchenko E. B.** Formirovanie nepreryvnoj otlivki za predelami kristallizatora [Formation of a continuous casting outside the mold]. *Vestnik BNTU = Bulletin of BNTU*, 2008, no. 4, pp. 31–34.
3. **Marukovich E. I., Demchenko E. B.** *Ustrojstvo dlja gorizontaľnogo nepreryvnogo lit'ja zagotovok sploshnogo sechenija* [Device for horizontal continuous casting of solid blanks]. Patent BY, no. 13981, 2011.
4. **Horoshilov O. N.** Issledovanie konvektivnogo rassloenija rasplava v gorizontaľnom kristallizatore mashiny nepreryvnogo lit'ja [Study of convective stratification of the melt in a horizontal mold of a continuous casting machine]. *Mashinobuduvannja = Machine building*, 2015, no. 15, pp. 167–173.
5. **Bockus S.** Regulation of heat transfer in the horizontal continuous casting moulds. *Proceedings of the 4th Wseas int. conf. on heat transfer, thermal engineering and environment, Elounda, August 21–23, 2006*. Elounda, 2006, pp. 94–98.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-20-25>
УДК 621.743.42

Поступила 15.10.2023
Received 15.10.2023

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ МЕЛКОДИСПЕРСНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ НА ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЕСЧАНО-ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ

Ю. И. ГУТЬКО, В. В. ВОЙТЕНКО, Луганский государственный университет им. В. Даля,
г. Луганск, Луганская Народная Республика, Россия, кв. Молодежный, 20А. E-mail: lguni.lit@yandex.ru

Приведены и обсуждаются результаты экспериментальных исследований влияния массовых долей мелкодисперсных металлических порошков, введенных в рецептуры стержневых смесей, на физико-технические характеристики песчано-жидкостекольных литейных стержней при воздействии высоких температур в процессе изготовления металлических отливок. Установлены зависимости физико-технических характеристик литейных стержней от массовых долей мелкодисперсных порошков алюминия, стали и бронзы. Выявлены значительные резервы улучшения выбиваемости литейных стержней перспективных составов из чугунных отливок за счет введения в стержневые смеси мелкодисперсных порошков алюминия или бронзы. Установлено, что наилучшая выбиваемость литейного стержня в сочетании с малым газовыделением и высокой газопроницаемостью может быть достигнута при комбинировании 15,0 мас. % измельченной морской ракушки и 0,5–1,0 мас. % алюминиевой пудры. Определены границы рационального применения оборотной смеси при приготовлении стержневой смеси.

Ключевые слова. Литейный стержень, стержневая смесь, выбиваемость, физико-технические характеристики, газовыделение, эксперимент, газопроницаемость, испытание на прочность.

Для цитирования. Гутько, Ю.И. Экспериментальные исследования влияния мелкодисперсных металлических порошков на физико-технические характеристики песчано-жидкостекольных литейных стержней / Ю. И. Гутько, В.В. Войтенко // Литье и металлургия. 2024. №1. С. 20–25. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-20-25>.

EXPERIMENTAL IMPACT STUDY OF ULTRA-FINE METAL POWDERS ON TECHNICAL CHARACTERISTICS AND PHYSICAL PROPERTIES OF FOUNDRY SODIUM SILICATE SAND CORES

Yu. I. GUTKO, V. V. VOYTENKO, Vladimir Dal Lugansk State University,
Lugansk, Lugansk People's Republic, Russia, 20A, Molodozhnyy block. E-mail: lguni.lit@yandex.ru

The results of the experimental impact study for the mass fractions of ultra-fine metal powders added into compositions of core mixtures on technical characteristics and physical properties of the foundry sodium silicate sand cores under influence of high temperatures during production of metal castings are presented and discussed. The dependences for technical characteristics and physical properties of the cores on the mass fractions of ultra-fine powders based on aluminum, steel, and bronze are established. The significant reserves for improving a knocking-out ability of the cores based on promising compositions for cast iron by adding ultra-fine powders of aluminum or bronze into core mixtures are revealed. It is established that the best knocking-out ability of the cores in combination with a low outgassing rate and a high gas permeability can be achieved by combining 15.0 wt. % crushed seashell and 0.5–1.0 wt. % aluminum powder. The boundaries for reasonable use of a recycled mixture in preparation of a core mixture are determined.

Keywords. Foundry core, core mixture, knocking-out ability, technical characteristics and physical properties, outgassing rate, experiment, gas permeability, structural robustness test.

For citation. Gutko Yu. I., Voytenko V. V. Experimental impact study of ultra-fine metal powders on technical characteristics and physical properties of foundry sodium silicate sand cores. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 20–25. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-20-25>.

Введение

Песчано-жидкостекольный стержневой процесс применяется в промышленном и художественном чугунном литье [1–3]. Простота реализации, доступность, дешевизна, безопасность для здоровья человека и окружающей среды способствуют возобновлению интереса к песчано-жидкостекольному

стержневому процессу, несмотря на широкое распространение стержневых процессов, использующих в качестве связующих веществ синтетические смолы [4–7]. К недостаткам песчано-жидкостекольного стержневого процесса можно отнести плохую выбиваемость литейного стержня из металлической отливки, высокое газовыделение из объема литейного стержня при заполнении литейной полости чугуном и малую живучесть стержневой смеси. Улучшить физико-технические характеристики песчано-жидкостекольных литейных стержней можно за счет совершенствования рецептуры, например, путем введения таких компонентов, как стальной порошок, поверхностно-активные вещества, оборотная смесь и измельченная морская ракушка [8–10]. Такие компоненты способны существенно улучшить выбиваемость литейного стержня и снизить газовыделение из его объема при заполнении литейной полости расплавленным чугуном. Дальнейшие перспективы улучшения физико-технических характеристик песчано-жидкостекольных литейных стержней, применяемых в чугунном литье, по мнению авторов, могут быть связаны с введением в стержневую смесь мелкодисперсных металлических порошков, которые будут выгорать при заполнении литейной полости расплавленным чугуном, улучшая выбиваемость и газопроницаемость литейного стержня, а также химически связывая выделяющиеся в его объеме углекислый газ и водяной пар.

Цель работы – исследование влияния мелкодисперсных металлических порошков на физико-технические характеристики песчано-жидкостекольных литейных стержней.

Методика проведения исследований

Для проведения экспериментальных исследований использовали оборудование для испытания литейных стержней на прочность при растяжении, сжатии и изгибе, выбиваемость из металлических отливок, а также оборудование для измерения теплопроводности, теплоемкости, газовыделения и коэффициента газопроницаемости. В качестве заполнителя в стержневой смеси применяли формовочный кварцевый песок марки 2К04А с модулем крупности 315–630 мкм, а в качестве связующего вещества – жидкое натриевое стекло с силикатным модулем 2,31–2,60 и плотностью 1,47–1,52 г/см³. При обработке результатов экспериментальных исследований применяли методы планирования эксперимента, статистическую обработку данных, теорию погрешностей, линейную и квадратичную аппроксимацию данных. Для сравнения выбиваемости песчано-жидкостекольных литейных стержней разных составов использовали десятибалльную шкалу выбиваемости, согласно которой наихудшей выбиваемости соответствовало 10 баллов, а наилучшей – 0.

Результаты исследований и их обсуждение

В табл. 1 приведены результаты испытаний песчано-жидкостекольных литейных стержней разных составов на выбиваемость из металлических отливок, показывающие влияние мелкодисперсных металлических порошков алюминия и бронзы, в том числе в сочетании с измельченной морской ракушкой, на выбиваемость. В табл. 2 приведены результаты испытаний литейных стержней аналогичных составов на прочность при растяжении, которые вместе с данными о выбиваемости из металлических отливок (табл. 1) позволяют оценить пригодность разных рецептур стержневых смесей для практического применения в литейном производстве.

Согласно полученным данным (табл. 1), введение в стержневую смесь 0,5–5,0 мас. % алюминиевой пудры улучшает выбиваемость песчано-жидкостекольных литейных стержней из металлических отливок на 6–8 баллов, а введение более 5,0 мас. % алюминиевой пудры ухудшает их выбиваемость. Наилучшей выбиваемостью (1–2 балла) обладают литейные стержни, содержащие 0,5–1,0 мас. % алюминиевой пудры.

Введение в стержневую смесь 1,0–15,0 мас. % бронзовой пудры также улучшает выбиваемость песчано-жидкостекольных литейных стержней из металлических отливок. Наилучшей выбиваемостью (на несколько баллов лучше, чем при введении 0,5–1,0 мас. % алюминиевой пудры) обладают литейные стержни, содержащие не менее 1,0 мас. % бронзовой пудры.

Введение в стержневую смесь 5,0–15,0 мас. % измельченной морской ракушки значительно улучшает выбиваемость песчано-жидкостекольных литейных стержней из металлических отливок (на 4 балла), а при дополнительном введении 0,5–1,0 мас. % алюминиевой пудры выбиваемость еще улучшается на 3–4 балла, достигая наилучшего значения при следующем составе стержневой смеси: формовочный кварцевый песок – 69,5 мас. %; жидкое натриевое стекло – 15,0; измельченная морская ракушка – 15,0; алюминиевая пудра – 0,5 мас. %.

Таблица 1. Результаты испытаний песчано-жидкостекольных литейных стержней на выбиваемость из металлических отливок

Состав стержневой смеси, мас. %						Выбиваемость, балл
формовочный кварцевый песок	портланд-цемент	жидкое натриевое стекло	измельченная морская ракушка	алюминиевая пудра	бронзовая пудра	
84,5	0	15,0	0	0,5	0	1
84,0	0	15,0	0	1,0	0	2
83,5	0	15,0	0	1,5	0	4
83,0	0	15,0	0	2,0	0	5
75,0	5,0	15,0	0	5,0	0	8
70,0	5,0	15,0	0	10,0	0	8
65,0	5,0	15,0	0	15,0	0	9
84,0	0	15,0	0	0	1,0	1
75,0	5,0	15,0	0	0	5,0	4
70,0	5,0	15,0	0	0	10,0	5
65,0	5,0	15,0	0	0	15,0	6
75,0	0	15,0	5,0	5,0	0	3
70,0	0	15,0	10,0	5,0	0	2
65,0	0	15,0	15,0	5,0	0	1
85,0	0	15,0	0	0	0	7
70,0	0	15,0	15,0	0	0	3

Таблица 2. Результаты испытаний песчано-жидкостекольных литейных стержней на прочность при растяжении

Состав стержневой смеси, мас. %						Предел прочности при растяжении, МПа
формовочный кварцевый песок	портланд-цемент	жидкое натриевое стекло	измельченная морская ракушка	алюминиевая пудра	бронзовая пудра	
84,5	0	15,0	0	0,5	0	0,386
84,0	0	15,0	0	1,0	0	0,143
83,5	0	15,0	0	1,5	0	0,291
83,0	0	15,0	0	2,0	0	0,176
75,0	5,0	15,0	0	5,0	0	0,224
70,0	5,0	15,0	0	10,0	0	0,274
65,0	5,0	15,0	0	15,0	0	0,311
84,0	0	15,0	0	0	1,0	0,053
75,0	5,0	15,0	0	0	5,0	0,301
70,0	5,0	15,0	0	0	10,0	0,201
65,0	5,0	15,0	0	0	15,0	0,278
70,0	0	15,0	5,0	5,0	5,0	0,377
74,5	0	15,0	10,0	0,5	0	0,346
69,0	0	15,0	15,0	1,0	0	0,126
83,0	0	15,0	0	2,0	0	0,270
70,0	0	15,0	15,0	0	0	0,402

Необходимо отметить, что выбиваемость песчано-жидкостекольных литейных стержней из металлических отливок может быть еще улучшена путем снижения массовой доли жидкого натриевого стекла до 12,0 мас. % и менее, но при этом снижаются манипуляторная прочность и пределы прочности литейных стержней при растяжении, сжатии и изгибе, что может привести к повышению доли производственного брака при изготовлении литейных стержней и отливок.

При введении в песчано-жидкостекольную стержневую смесь более 1,0–2,0 мас. % алюминиевой пудры следует учитывать, что образующийся в результате химической реакции водород способствует вспениванию стержневой смеси, что приводит к увеличению ее объема в стержневом ящике и выдавливанию некоторой ее части наружу. Введение измельченной морской ракушки в стержневую смесь существенно повышает газопроницаемость литейного стержня, что способствует улучшению выхода водорода из его

объема, в результате чего объем стержневой смеси в стержневом ящике не изменяется. Таким образом, комбинирование таких добавок, как алюминиевая пудра и измельченная морская ракушка, позволяет существенно улучшить выбиваемость литейных стержней из металлических отливок, сохраняя на достаточном уровне их манипуляторную и максимальную прочности (табл. 2).

По результатам экспериментов установлены зависимости физико-технических характеристик песчано-жидкостеклольных литейных стержней от массовых долей измельченной морской ракушки (0–25,0 мас. %) и алюминиевой пудры (0–2,0 мас. %).

Коэффициент теплопроводности песчано-жидкостеклольного литейного стержня (состав, мас. %: формовочный кварцевый песок – 84,5– a ; жидкое натриевое стекло – 15,0; измельченная морская ракушка – a ; алюминиевая пудра – 0,5), Вт/(м·°C):

$$K_s(T) = K_a(a) + 6 \cdot 10^{-4} T;$$

$$K_a(a) = 0,6894 - 0,0248a + 5,7029a^2,$$

где T – температура литейного стержня, °C; a – массовая доля измельченной морской ракушки в стержневой смеси, мас. %.

Плотность песчано-жидкостеклольного литейного стержня, кг/м³:

$$\rho_s(T) = 1920 - 0,042T.$$

Теплоемкость песчано-жидкостеклольного литейного стержня, Дж/(кг·°C):

$$C_s(T) = C_a(a) + 25 \cdot 10^{-3} T;$$

$$C_a(a) = 417,53 + 28,46a - 0,24a^2.$$

Предел прочности песчано-жидкостеклольного литейного стержня при растяжении, МПа:

$$\sigma_2(T) = \sigma_a(a) - 1,32 \cdot 10^{-3} T + 2,4 \cdot 10^{-6} T^2;$$

$$\sigma_a(a) = 2,1 - 0,052a.$$

Газовыделение из объема песчано-жидкостеклольного литейного стержня, м³/м³:

$$V(a) = 8,01 - 0,614a + 1,21 \cdot 10^{-2} a^2.$$

Коэффициент газопроницаемости песчано-жидкостеклольного литейного стержня, D :

$$M(a) = 7,92 + 0,881a.$$

Выбиваемость песчано-жидкостеклольного литейного стержня из металлической отливки, балл:

$$B(a) = 7,00 - 0,24a.$$

Выбиваемость песчано-жидкостеклольного литейного стержня (состав, мас. %: формовочный кварцевый песок – 85,0– b ; жидкое натриевое стекло – 15,0; алюминиевая пудра – b), балл:

$$D(b) = 0,278 + 1,44b.$$

По результатам экспериментальных исследований можно дать следующие рекомендации по выбору рецептуры стержневой смеси для изготовления песчано-жидкостеклольных литейных стержней, применяемых в чугунном литье. Первоначально задаются требования по манипуляторной прочности литейного стержня с учетом класса его сложности, исходя из которых выбирается массовая доля жидкого натриевого стекла в стержневой смеси. Затем по объему литейного стержня и выбранной массовой доле жидкого натриевого стекла рассчитываются ожидаемое газовыделение и ожидаемый коэффициент газопроницаемости, а также определяются размеры и конфигурация каналов для отвода углекислого газа и водяного пара при заполнении литейной полости металлическим расплавом с учетом дополнительных компонентов стержневой смеси, таких как феррохромовый шлак, портландцемент, измельченная морская ракушка, угольная пыль, древесные опилки и оборотная смесь. После этого выбирается массовая доля алюминиевой или бронзовой пудры исходя из класса сложности литейного стержня и требований к выбиваемости из металлической отливки.

Выводы

Наилучшие результаты достигаются при использовании песчано-жидкостеклольных стержневых смесей, содержащих от 5,0 до 20,0 мас. % оборотной смеси или от 5,0 до 15,0 мас. % измельченной морской ракушки. Также в стержневую смесь может быть введено от 2,0 до 4,0 мас. % феррохромового шлака

или портландцемента для повышения манипуляторной прочности литейных стержней. Для значительного улучшения выбиваемости литейных стержней из металлических отливок в состав стержневой смеси целесообразно вводить от 0,5 до 1,0 мас. % алюминиевой или бронзовой пудры. Введение в стержневую смесь от 2,0 до 10,0 мас. % металлического порошка, полученного при переработке отходов шлифования сталей, также способствует улучшению выбиваемости литейных стержней, но менее эффективно, чем при введении алюминиевой пудры. Следует учитывать, что при введении в стержневую смесь более 10,0 мас. % оборотной смеси начинает проявляться ее усадка в стержневом ящике, что может приводить к образованию трещин. Введение измельченной морской ракушки существенно снижает теплопроводность и газовыделение из объема литейного стержня, а также повышает газопроницаемость. Введение оборотной смеси способствует улучшению выбиваемости и снижению газовыделения из объема литейного стержня при заполнении литейной полости металлическим расплавом. При достаточной манипуляторной прочности наилучшими физико-техническими характеристиками обладают литейные стержни, изготовленные из стержневой смеси следующего состава: наполнитель – формовочный кварцевый песок; связующее вещество – жидкое натриевое стекло; измельченная морская ракушка – 15,0 мас. %; алюминиевая пудра – 0,5–1,0 мас. %. Отверждение литейного стержня происходит путем продувки углекислого газа через стержневой ящик с последующей сушкой в сушильном шкафу. Массовая доля жидкого натриевого стекла выбирается исходя из требований, предъявляемых к манипуляторной прочности, и с ее учетом корректируется массовая доля формовочного кварцевого песка. При использовании оборотной смеси ее массовая доля не должна превышать 40,0 мас. %, рекомендуется вводить 20,0 мас. %. Для экономии углекислого газа его прокачка через стержневой ящик может быть заменена выдержкой стержневого ящика в газовой камере, заполненной углекислым газом при избыточном давлении 2 атм. Необходимое время выдержки литейного стержня в углекислотной газовой среде может быть определено по величине расхода углекислого газа. Момент начала снижения расхода углекислого газа свидетельствует о достижении необходимой выдержки литейного стержня в среде газообразного отвердителя. Если не требуется экономия времени на изготовление литейных стержней, то можно использовать воздух рабочей зоны литейного цеха, имеющий достаточную для отверждения жидкого натриевого стекла концентрацию углекислого газа, вместо чистого углекислого газа или углекислотно-воздушной смеси. Такой воздух можно прокачивать через сушильный шкаф при температуре 60–160 °С, забирая его из зоны заполнения литейной полости металлическим расплавом, в течение нескольких часов. Это позволит экономить углекислый газ и снизить его выбросы в окружающую среду.

ЛИТЕРАТУРА

1. Илларионов, И. Е. Жидкостекольные смеси, отверждаемые продувкой углекислым газом / И. Е. Илларионов, Н. В. Петрова // Тр. Нижегород. гос. техн. ун-та им. Р. Е. Алексеева. – 2011. – № 2 (87). – С. 208–213.
2. Кукуй, Д. М. Современные технологические процессы производства стержней / Д. М. Кукуй, Д. А. Кудин // Литье и металлургия. – 2000. – № 2. – С. 9–12.
3. Performances of sodium silicate sand hardened by microwave heating / X.-L. Zan [et al.] // Foundry. – 2008. – № 4 (57). – P. 384–390.
4. Саначева, Г. С. Органические связующие в литейном производстве / Г. С. Саначева, Н. М. Вострикова, И. В. Дубова // Журн. Сибир. федер. ун-та: Техника и технологии. – 2012. – № 5. – С. 799–804.
5. «Холодные» стержни – перспектива повышения качества литейной продукции ремонтно-механической базы Ачинского филиала РИК / Г. С. Саначева [и др.] // Журн. Сибир. федер. ун-та: Техника и технологии. – 2014. – № 4. – С. 456–461.
6. Щетинин, А. А. Преимущества и перспективы применения холоднотвердеющих смесей при изготовлении ответственных и высоконагруженных отливок для авиационной промышленности / А. А. Щетинин, В. А. Аммер, Ю. Ю. Турищев // Вестн. Воронеж. гос. техн. ун-та. – 2017. – № 3 (13). – С. 68–70.
7. Псимонос, А. Х. Смолы холодного отверждения с незначительным выделением вредных веществ и запаха (Cold-Box), абсолютно не имеющие ароматических растворителей / А. Х. Псимонос, Г. Эдер, М. М. Сипос // Литье и металлургия. – 2011. – № 2 (60). – С. 23–31.
8. Гутько, Ю. И. Исследование прочности и выбиваемости песчано-жидкостекольных литейных стержней, содержащих стальной порошок / Ю. И. Гутько, В. В. Войтенко // Теория и технология металлургического производства. – 2022. – № 2 (41). – С. 12–17.
9. Гутько, Ю. И. Исследование физико-технических характеристик жидкостекольных литейных стержней с добавлением измельченной морской ракушки, ПАВ и оборотной стержневой смеси / Ю. И. Гутько, В. В. Войтенко // Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении: сб. науч. тр. – 2021. – № 4 (37). – С. 35–51.
10. Гутько, Ю. И. Экспериментальные исследования физико-технических свойств жидкостекольных литейных стержней, содержащих оборотную стержневую смесь и морскую ракушку / Ю. И. Гутько, В. В. Войтенко // Научный форум: Тенденции развития науки и общества: сб. материалов Междунар. науч.-практ. конф. (29 окт. 2021 г.). – Кемерово: Западно-Сибирский научный центр, 2021. – С. 53–56.

REFERENCES

1. Illarionov I. E., Petrova N. V. Zhidkostekol'nye smesi, otverzhdaemye produvkoy uglekislym gazom [Liquid glass mixtures cured by blowing carbon dioxide]. *Trudy Nizhegorodskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. R. E. Alekseeva*. = *Proceedings of the Nizhny Novgorod State Technical University named after R. E. Alekseeva*, 2011, no. 2 (87), pp. 208–213.
2. Kukuj D. M., Kudin D. A. Sovremennye tekhnologicheskie processy proizvodstva sterzhnej [Modern technological processes for rod production]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2000, no. 2, pp. 9–12.
3. Zan X.-L., Fan Z.-T., Wang J.-N., Pan D. Performances of sodium silicate sand hardened by microwave heating. *Foundry*, 2008, no. 4 (57), pp. 384–390.
4. Sanacheva G. S., Vostrikova N. M., Dubova I. V. Organicheskie svyazujushhie v litejnom proizvodstve [Organic binders in foundry production]. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta: Tehnika i tehnologii = Journal of the Siberian federal university: Engineering and technology*, 2012, no. 5, pp. 799–804.
5. Sanacheva G. S., Dubova I. V., Vostrikova N. M., Leont'ev E. G., Gil'manshina T. R. «Holodnye» sterzhni – perspektiva povysheniya kachestva litejnoj produkcii remontno-mehanicheskoy bazy Achinskogo filiala RIK [“Cold” cores – a prospect for improving the quality of foundry products at the repair and mechanical base of the Achinsk branch of the RIC]. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta: Tehnika i tehnologii = Journal of the Siberian federal university: Engineering and technology*, 2014, no. 4, pp. 456–461.
6. Shchetinin A. A., Ammer V. A., Turischev Yu. Yu. Preimushhestva i perspektivy primeneniya holodnotverdejushhih smesey pri izgotovlenii otvetstvennyh i vysokonagruzhennyh otlivok dlja aviacionnoj promyshlennosti [Advantages and prospects for the use of cold-hardening mixtures in the manufacture of critical and highly loaded castings for the aviation industry]. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of Voronezh state technical university*, 2017, no. 3 (13), pp. 68–70.
7. Psimenos A. H., Jeder G., Sipos M. M. Smoly holodnogo otverzhdeniya s neznachitel'nym vydeleniem vrednyh veshhestv i zapaha (Cold-Box), absolutno ne imejushhie aromaticeskikh rastvoritelej [Cold-curing resins with low emission of harmful substances and odor (Cold-Box), absolutely free of aromatic solvents]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2011, no. 2 (60), pp. 23–31.
8. Gutko Yu. I., Voytenko V. V. Issledovanie prochnosti i vybivaemosti peschano-zhidkostekol'nyh litejnyh sterzhnej, sodержashhih stal'noj poroshok [Study of the strength and knockout of sand-liquid glass foundry cores containing steel powder]. *Teoriya i tehnologiya metallurgicheskogo proizvodstva = Theory and technology of metallurgical production*, 2022, no. 2 (41), pp. 12–17.
9. Gutko Yu. I., Voytenko V. V. Issledovanie fiziko-tehnicheskikh harakteristik zhidkostekol'nyh litejnyh sterzhnej s dobavleniem izmel'chennoj morskoy rakushki, PAV i oborotnoj sterzhnevoj smesi [Study of the physical and technical characteristics of liquid glass foundry cores with the addition of crushed seashells, surfactants and recycled core mixture]. *Resursosberegajushhie tehnologii proizvodstva i obrabotki davleniem materialov v mashinostroenii: sb. nauch. tr. = Resource-saving technologies for production and pressure processing of materials in mechanical engineering: Collection of scientific papers*, 2021, no. 4 (37), pp. 35–51.
10. Gutko Yu. I., Voytenko V. V. Jeksperimental'nye issledovaniya fiziko-tehnicheskikh svojstv zhidkostekol'nyh litejnyh sterzhnej, sodержashhih oborotnuju sterzhnevujuju smes' i morskiju rakushku [Experimental studies of the physical and technical properties of liquid glass foundry cores containing recycled core mixture and seashell]. *Nauchnyj forum: Tendencii razvitiya nauki i obshhestva: sb. materialov Mezhdunar. nauch.-prakt. konf., 29 okt. 2021 g. = Scientific forum: Trends in the development of science and society: collection of materials from the international scientific and practical conference, oct. 29, 2021*. Kemerovo, Zapadno-Sibirskij nauchnyj centr Publ., 2021, pp. 53–56.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-26-31>
УДК 621.74

Поступила 06.02.2024
Received 06.02.2024

ДЕФЕКТЫ В ОТЛИВКАХ ПРИ ЛИТЬЕ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И МЕРЫ ПО ПРЕДОТВРАЩЕНИЮ ИХ ОБРАЗОВАНИЯ

В. И. ЧЕЧУХА, ОАО «ММЗ имени С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО», г. Минск, Беларусь, ул. Макаенка, 23
М. А. САДОХА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65

Приведен перечень дефектов отливок, образующихся при литье под высоким давлением. Показано, что причины появления дефектов в отливках связаны с некорректной установкой конкретных технологических параметров литья. Определены меры предотвращения образования дефектов в зависимости от технологических параметров литья, режимов эксплуатации пресс-формы, нанесения разделительной смазки, подготовки сплава. Для обеспечения высокого качества изготавливаемых отливок требуется минимизировать в процессе литья влияние человеческого фактора, а это достигается путем использования современного литейного оборудования, качественных шихтовых и вспомогательных материалов, автоматизированных комплексов литья под высоким давлением при серийном и массовом производстве.

Ключевые слова. *Литье под высоким давлением, отливка, алюминиевый сплав, дефекты отливки, классификация дефектов, качество литья, автоматизированные комплексы литья под высоким давлением.*

Для цитирования. *Чечуха, В. И. Дефекты в отливках при литье под высоким давлением и меры по предотвращению их образования / В. И. Чечуха, М. А. Садоха // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 26–31. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-26-31>.*

DEFECTS IN CASTINGS DURING HIGH-PRESSURE CASTING AND MEASURES TO PREVENT THEIR FORMATION

V. I. CHECHUKHA, OJSC “Minsk Mechanical Works named after S. I. Vavilov – Management Company of “BelOMO” Holding”, Minsk, Belarus, 23 Makayonka str.
M. A. SADOKHA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

The article presents a list of defects in castings formed during high-pressure casting. It has been established that each cause that creates conditions for the formation of specific defects in castings is interconnected with the incorrect setting of specific casting technological parameters. Measures to prevent the formation of defects have been determined depending on the casting technological parameters, operating modes of the mold, application of release lubricant, and alloy preparation. To ensure high quality of produced castings, it is necessary to minimize the influence of the human factor during the casting process. This can be achieved by using modern foundry equipment, high-quality charge and auxiliary materials, and by applying automated high-pressure casting complexes in serial and mass production.

Keywords. *High-pressure casting, casting, aluminum alloy, casting defects, defect classification, casting quality, automated high-pressure casting complexes.*

For citation. *Chechukha V. I., Sadokha M. A. Defects in castings during high-pressure casting and measures to prevent their formation. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 26–31. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-26-31>.*

Литье под высоким давлением (ЛПД) является самым производительным способом изготовления тонкостенных отливок сложной конфигурации, обеспечивающим высокую точностью размеров, механические свойства и качество поверхности, в серийном и массовом производстве. Толщина стенок отливок может составлять менее 1 мм, а масса – от нескольких граммов до десятков килограммов. Кроме того, метод ЛПД позволяет полностью автоматизировать весь технологический процесс изготовления отливок и сократить негативное влияние на окружающую среду [1].

Однако ЛПД отличается от других способов литья тем, что заполнение пресс-формы расплавом происходит с очень высокой скоростью, что, в свою очередь, способствует образованию характерных для этого метода дефектов в отливках. В общем виде данные дефекты можно охарактеризовать следующим образом: несплошности в теле отливки; дефекты поверхности; несоответствия по геометрии (табл. 1) [2].

Таблица 1. Характерные дефекты отливок из алюминиевых сплавов при ЛПД

Наименование дефекта	Машина литья под давлением												Пресс-форма				Сплав				Смазка					
	Удельное давление прессования низкое	Удельное давление прессования высокое	Скорость холостого хода слишком низкая	Скорость холостого хода слишком высокая	Точка переклещивания фазы заполнения формы слишком рано	Точка переклещивания фазы заполнения формы слишком поздно	Скорость заполнения формы слишком низкая	Скорость заполнения формы слишком высокая	Усиление подпрессовки слишком низкое	Усиление загираания формы слишком низкое	Недостаточная доза сплава	Время затвердевания слишком короткое	Время затвердевания слишком длинное	Неисправность пресс-формы	Не очищены подводящие каналы к промывникам, резервуары промывников (плохая вентиляция формы)	Температура пресс-формы слишком низкая	Температура пресс-формы слишком высокая	Нарушение химического состава сплава	Температура сплава слишком низкая	Температура сплава слишком высокая	Нарушение технологии подготовки сплава	Высокая газотворность смазки	Недостаточно нанесено разделительного смазочного материала	Нанесено с избытком разделительного смазочного материала	Подклинивание пресс-поршня, недостаточное нанесение смазки на прессующую пару	
1. Несплошность в теле отливки																										
1.1. Газовые раковины и газовая пористость	●			●	●	●		●	●			●			●		●				●	●	●		●	●
1.2. Неметаллические включения																					●	●				
1.3. Шлаковая раковина																						●				
1.4. Усадочные раковины, усадочная пористость	●					●		●	●		●		●				●				●					●
1.5. Рыхлота	●				●			●		●		●					●				●					●
1.6. Горячая трещина	●							●					●				●				●	●				●
1.7. Холодная трещина		●												●			●		●		●			●		
1.8. Спаи потоков металла	●		●			●	●								●	●			●			●		●	●	●
1.9. Утяжина	●					●		●			●						●			●				●	●	●
2. Дефекты поверхности																										
2.1. Облой		●								●				●						●						
2.2. Расслоение стенки отливки														●							●			●		
2.3. Поверхностное повреждение														●												
2.4. Пятнистая поверхность																								●		
2.5. Узорчатая поверхность			●			●	●								●	●			●							●
2.6. Волосовидные наплывы		●											●	●			●			●						
2.7. Наплыв от эрозионного повреждения формы		●					●							●			●			●			●			
2.8. Задиры		●					●						●	●			●	●		●			●			
3. Несоответствие по геометрии																										
3.1. Недолив	●		●			●	●			●	●				●	●			●			●		●	●	●
3.2. Смещение полуформ														●												
3.3. Выпуклость или углубление												●		●			●									
3.4. Разностенность отливки														●												
3.5. Непролитие отверстий (излом стержней, знаков в форме)													●	●										●		
3.6. Коробление отливки												●		●			●						●			
3.7. Несоответствие размеров									●					●												

Причины образования дефектов могут быть обусловлены: оборудованием (машиной ЛПД); конструкцией оснастки; качеством и параметрами расплава. Причем один и тот же вид дефекта может быть вызван различными причинами (рис. 1–6).

Также установлено, что один и тот же вид дефекта отливок при ЛПД может быть вызван разными причинами (рис. 4–6).

На качество получаемых отливок при ЛПД влияет множество факторов, связанных как с оборудованием, оснасткой, качеством расплава, так и с четким соблюдением всех технологических параметров. Как видно на рис. 1–6, многие факторы могут быть причиной одного дефекта, в то время как один фактор может быть причиной ряда дефектов. Например, низкое удельное прессование может привести к образованию шести различных дефектов несплошности материала отливки, высокая температура расплава – семи подобных дефектов (рис. 1). Неисправность пресс-формы влечет образование шести дефектов

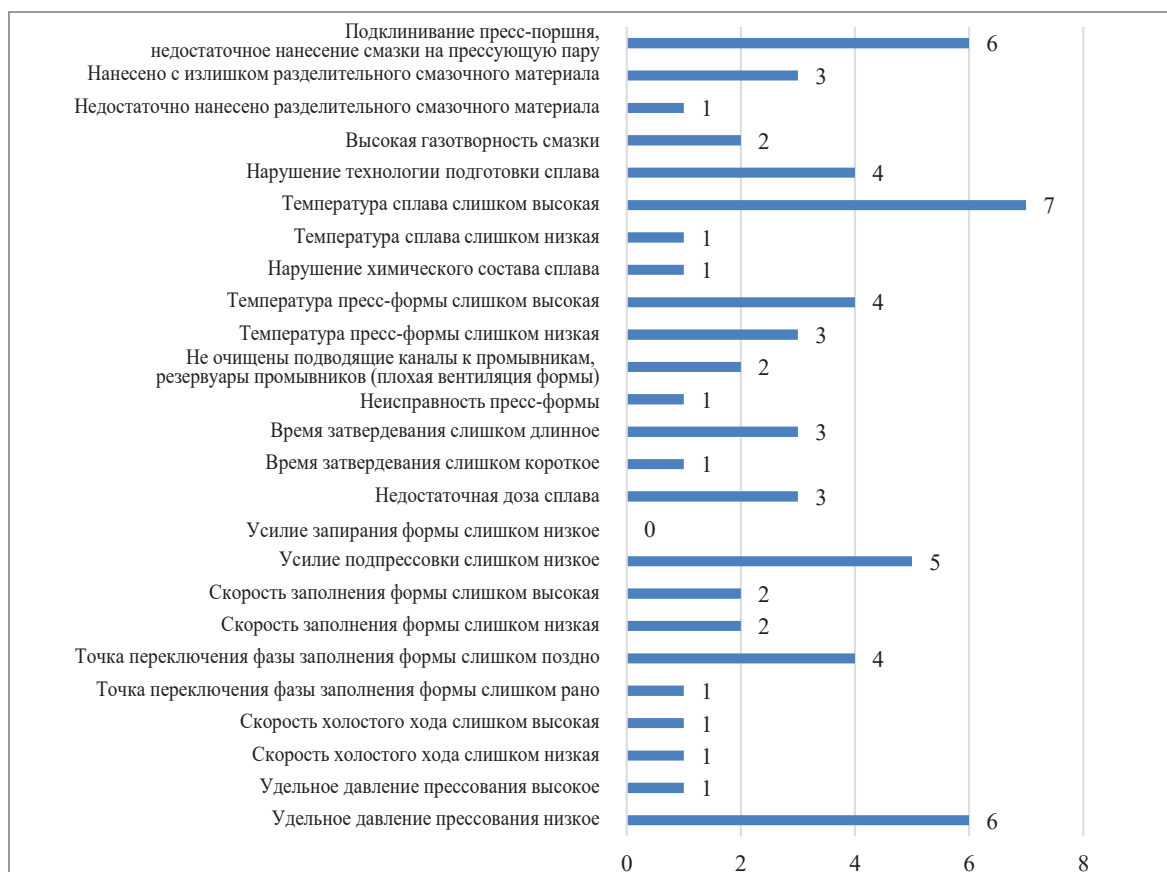


Рис. 1. Количество возможных видов дефектов, проявляющихся как образование несплошностей в теле отливки, по различным причинам при ЛПД

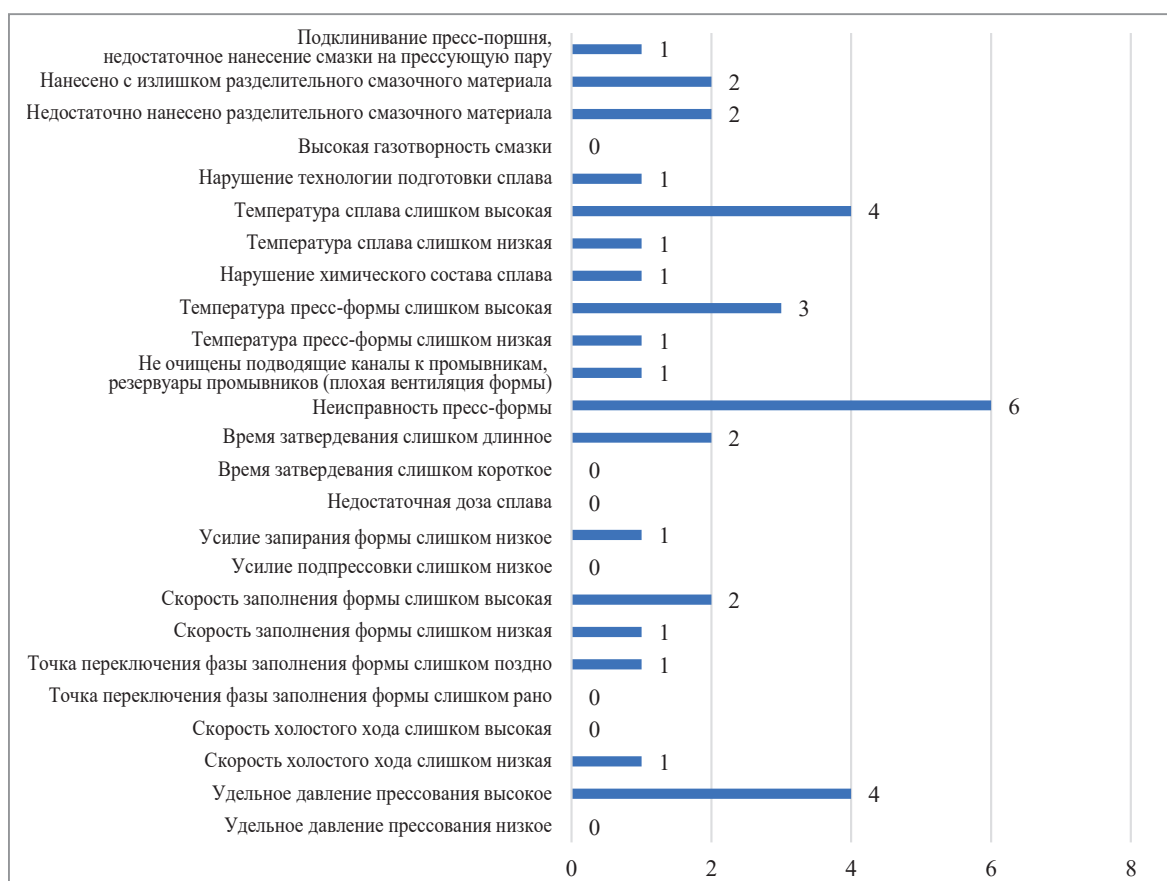


Рис. 2. Количество возможных видов дефектов поверхности отливок по различным причинам при ЛПД



Рис. 3. Количество возможных видов дефектов, проявляющихся как неточности геометрии отливок, по различным причинам при ЛПД

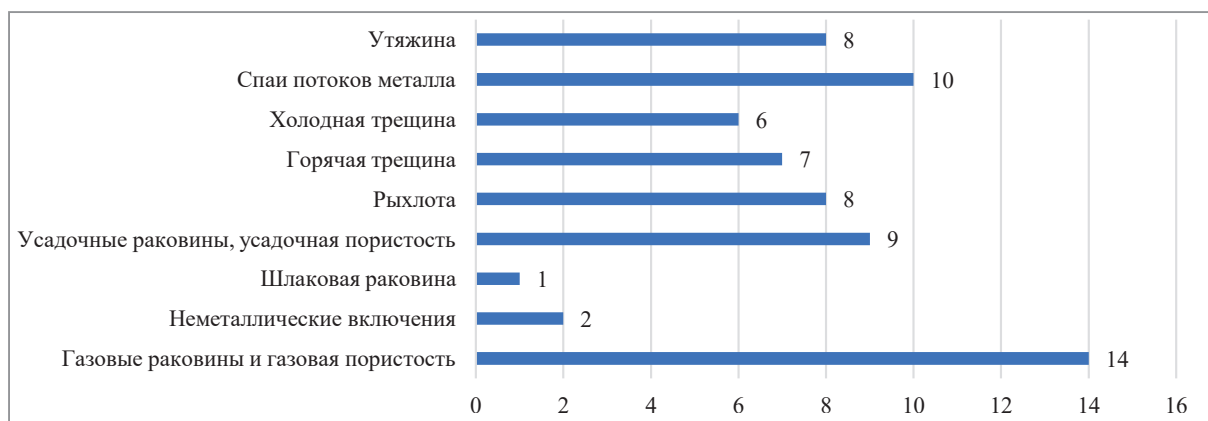


Рис. 4. Количество возможных причин образования дефектов несплошности в теле отливок при ЛПД

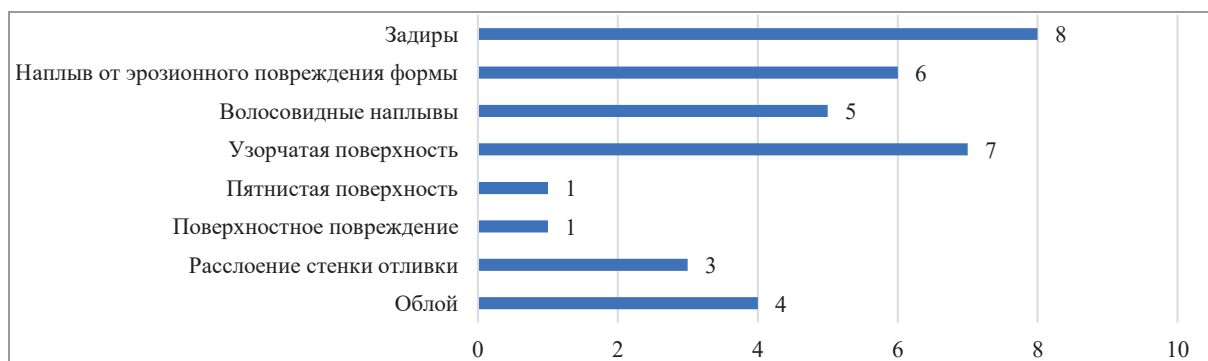


Рис. 5. Количество возможных причин образования дефектов поверхности в теле отливок при ЛПД



Рис. 6. Количество возможных причин образования дефектов несоответствия отливок по геометрии при ЛПД

поверхности отливок (рис. 2) и шести дефектов в виде неточности геометрии отливки (рис. 3). Такой дефект, как газовые раковины и газовая пористость, может быть следствием четырнадцати различных причин (рис. 4), а узорчатая поверхность – результатом семи причин (рис. 5). Недолив вызывается двенадцатью различными причинами (рис. 6).

Таким образом, перед технологами всегда стоит задача определить истинную причину того или иного дефекта отливок. Представляется рациональным комплексный подход к анализу брака отливок, т.е. одновременное рассмотрение всех имеющихся дефектов и всех возможных причин с учетом их перекрестного влияния. Это позволяет снизить вероятность неточного определения причин образования дефектов и сократить время на выбор адекватных мер по их исключению в дальнейшем.

Стабильность качества получаемых отливок во многом определяется точностью соблюдения всех технологических параметров процесса, оборудования и оснастки. При ручном способе изготовления отливок причиной дефектов в большинстве случаев является человеческий фактор. Использование в производстве автоматизированных комплексов ЛПД положительно сказывается на качестве производства, исключает значительное количество возможных причин возникновения брака.

Производители машин для литья под давлением (МЛПД) постоянно совершенствуют конструкцию и функциональные возможности выпускаемого оборудования. Современные МЛПД оснащены датчиками обратной связи и обеспечивают контроль скорости и давления прессующего поршня в реальном времени для обеспечения повторяемости технологических параметров в процессе изготовления отливок от цикла к циклу. Данные технологические параметры (скорость, давление, путь) отображаются после каждой запрессовки на графике литья в соответствующем меню дисплея МЛПД.

В каждой точке пути с помощью графика можно проверить, с какой скоростью и при каком давлении перемещается пресс-поршень, проанализировать корректность переключения фаз прессования. В случае, к примеру, падения давления азота в мультипликаторе МЛПД не сможет обеспечить выход давления подпрессовки на заданное значение, машина выдаст ошибку и без дозаправки азотом и устранения причины его утечки не позволит изготавливать отливки. Все ошибки, возникающие в процессе производства, высвечиваются на экране, закодированные соответствующим номером. По номеру ошибки в специальном меню диагностики можно узнать о возможной причине и способах устранения неисправности. Ошибки подсвечиваются разным цветом: желтым – те, которые может исправить литейщик и вручную сбросить (при неправильной дозе сплава, когда образовался пресс-остаток неверной толщины, отсутствии сигнала готовности во время смыкания формы, загрязнении ее разъема и др.); красным – серьезные ошибки, возникающие из-за недостаточного уровня масла центральной смазки, высокой температуры масла в гидросистеме, падения давления азота, а также разного рода ошибки в электронике из-за отсутствия сработки всевозможных датчиков, клапанов и т.д., требующие уже вмешательства технического обслуживающего персонала. Все возникающие ошибки сохраняются в памяти машины в соответствующем журнале.

МЛПД также отслеживает и сохраняет в памяти все действия оператора, что позволяет определить возможные факторы, повлиявшие на возникновение брака литья, такие как некорректная установка времени затвердевания отливки, скорости перемещения поршня, точек переключения фаз прессования, давления подпрессовки, усилия запирания формы и т.д.

Для обеспечения стабильной и бесперебойной работы МЛПД предусмотрено опционально и зашито в программе машины обязательное проведение необходимого вида регламентного технического

обслуживания в соответствии с графиком. Только после его выполнения и нажатия подтверждения техническим персоналом на соответствующую кнопку меню машина позволит продолжить работу в штатном режиме.

В современных МЛПД имеется ряд вспомогательных опций, направленных на повышение качества литья:

- режим проверки расчета точки включения фазы начала заполнения формы (путем остановки поршня в заданной точке и анализа начала поступления расплава сплава в питатель по затвердевшему цилиндрическому слитку камеры прессования и литникового хода);
- возможность включения точки торможения в конце процесса заполнения формы, что снижает гидравлический удар и минимизирует образование облоя по линии разъема формы;
- задержка включения мультипликатора, позволяющая влиять на процесс кристаллизации отливки.

Исходя из вышеизложенного, для обеспечения высокого качества изготавливаемых отливок требуется минимизировать в процессе литья влияние человеческого фактора, а это достигается использованием самого передового современного литейного оборудования, качественных шихтовых и вспомогательных материалов, применением автоматизированных комплексов ЛПД при серийном и массовом производстве.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Волочко, А. Т.** *Алюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий* / А. Т. Волочко, М. А. Садоха. – Минск: Беларус. навука, 2011. – 387 с.
2. СТБ 1256–2001. *Отливки из алюминиевых сплавов. Общие технические условия.* – Минск, 2001.

REFERENCES

1. **Volochko A. T., Sadokha M. A.** *Aljuminij: tehnologij i oborudovanie dlja poluchenija lityh izdelij* [Aluminum: technologies and equipment for producing cast products]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2011, 387 p.
2. STB 1256–2001. *Casting from aluminium alloys. General specifications.* Minsk, 2001.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-32-35>
УДК 621.745.35

Поступила 03.01.2024
Received 03.01.2024

О ЦЕНТРАХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

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

Основные модифицирующие интерметаллиды первичных микрокристаллов алюминиевых сплавов не удовлетворяют принципу структурного и размерного соответствия. Неметаллические включения и интерметаллиды не могут быть центрами кристаллизации металлических расплавов. Эту функцию выполняют наноструктурные образования, сформированные из структурообразующих нанокристаллов кристаллизующихся микрокристаллов фаз и свободных атомов компонентов сплавов. Такие центры кристаллизации металлических расплавов удовлетворяют принципу структурного и размерного соответствия. Основным механизмом действия модификаторов литейных сплавов является существенное уменьшение концентрации поверхностно-активных элементов, которые снижают концентрацию центров кристаллизации металлических расплавов.

Ключевые слова. Центры кристаллизации, металлические расплавы, структурное и размерное соответствие, модифицирование, нанокристаллы.

Для цитирования. Марукович, Е. И. О центрах кристаллизации металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 32–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-32-35>.

ABOUT THE CRYSTALLIZATION CENTERS OF METAL MELTS

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

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

It is shown that the main modifying intermetallides of primary microcrystals of aluminum alloys do not satisfy the principle of structural and dimensional correspondence. Nonmetallic inclusions and intermetallides cannot be centers of crystallization of metallic melts. These centers are nanostructured formations formed from structure-forming nanocrystals of crystallizing microcrystals of phases and free atoms of alloy components. Such crystallization centers of metal melts satisfy the principle of structural and dimensional correspondence. The main mechanism of action of casting alloy modifiers is a significant decrease in the concentration of surfactants, which reduce the concentration of crystallization centers of metal melts.

Keywords. Crystallization centers, metal melts, structural and dimensional correspondence, modification, nanocrystals.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. About the crystallization centers of metal melts. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 32–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-32-35>.

Согласно классической теории кристаллизации металлических расплавов, центрами кристаллизации микрокристаллов являются тугоплавкие неметаллические включения (оксиды, сульфиды, карбиды, нитриды) или интерметаллиды. При этом они должны удовлетворять принципу структурного и размерного соответствия. Существуют две версии этого принципа. В соответствии с первой, твердая частица может стать центром кристаллизации, если ее кристаллическая решетка в некоторых плоскостях совпадает с решеткой будущих кристаллов, а периоды решеток отличаются не более чем на 10–15% [1]. Вторая версия трактует данный принцип более строго: «Если частицы примеси имеют одинаковую кристаллическую решетку с решеткой затвердевающего металла (так называемые изоморфные примеси) и параметры сопрягающихся решеток примеси и кристаллизующегося вещества примерно одинаковы (отличие не превышает 9%), то они играют роль готовых центров кристаллизации» [2].

Представленные версии принципа структурного и размерного соответствия являются гипотетическими, поскольку приводятся без теоретических и экспериментальных доказательств [1, 2]. Попытка теоретического обоснования была сделана С. Г. Конобеевским, установившим, что форма и ориентировка зародышей новой фазы при кристаллизации в анизотропной среде должны соответствовать минимуму

поверхностной энергии при данном объеме, а минимум поверхностной энергии обеспечивается при максимальном сходстве в расположении атомов на соприкасающихся гранях старой и новой фаз [3]. Над экспериментальным доказательством работал П. Д. Данков [3]. Он исследовал кристаллизацию различных солей на кристаллах галенита (PbS). На основе экспериментальных данных установлено, что кристаллы солей непосредственно формировались на кристаллах PbS, если кристаллические решетки солей и PbS были одинаковы, а отличие их периодов не превышало 8 % [3]. Исходя из этого, принцип структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского можно выразить следующим образом: подложка может стать центром кристаллизации фазы, если подложка и фаза имеют одинаковые кристаллические решетки, а их периоды отличаются не более чем на 8 % [4].

Все версии принципа структурного и размерного соответствия можно проверить, исходя из видов и параметров кристаллических решеток микрокристаллов кристаллизующихся и модифицирующих фаз. Известно, что основными модифицирующими интерметаллидами первичных микрокристаллов α -фазы литейных алюминиевых сплавов являются $TiAl_3$ и AlB_2 [5, 6]. Их кристаллические решетки тетрагональные с периодами a , соответственно равными 0,384 нм и 0,300 нм, и периодами c , соответственно равными 0,858 нм и 0,325 нм [7]. Микрокристаллы алюминия имеют гранецентрированную кубическую решетку с периодом a , равным 0,405 нм [7]. Из сравнительного анализа кристаллических решеток интерметаллидов $TiAl_3$ и AlB_2 с кристаллической решеткой алюминия следует, что они не отвечают принципу структурного и размерного соответствия ни по каким плоскостям (граням) кристаллических решеток. У алюминия плоскости этих решеток гранецентрированные, а у рассматриваемых интерметаллидов – негранецентрированные. Кроме этого, периоды кристаллических решеток алюминия и AlB_2 отличаются более чем на 21 %. Поэтому интерметаллиды $TiAl_3$ и AlB_2 не могут быть центрами кристаллизации первичных кристаллов α -фазы литейных алюминиевых сплавов. К тому же установлено, что модифицирующие неметаллические включения и интерметаллиды не удовлетворяют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского по отношению к основным кристаллизующимся фазам сталей, чугунов, магниевых сплавов [8–12].

Металлические расплавы следует считать наноструктурными системами, состоящими из элементарных нанокристаллов основных компонентов сплавов и их свободных атомов [13–15]. Тогда кристаллизация металлических расплавов является наноструктурным процессом. В нем сначала из элементарных нанокристаллов и свободных атомов образуются структурообразующие нанокристаллы, затем из них и свободных атомов формируются центры кристаллизации микрокристаллов фаз. Из этих центров кристаллизации, структурообразующих нанокристаллов и свободных атомов образуются микрокристаллы фаз [15, 16].

Рассмотрим процесс наноструктурной кристаллизации микрокристаллов α -фазы при затвердевании металлического расплава, состоящего из элементарных нанокристаллов $A_{эн}$, $B_{эн}$ и свободных атомов A_a и B_a компонентов сплава $A-B$. Сначала из них формируются структурообразующие нанокристаллы α -фазы ($\alpha_{сн}$):

$$A_{эн} + B_{эн} + A_a + B_a = \alpha_{сн}. \quad (1)$$

Затем образуются центры кристаллизации микрокристаллов α -фазы ($\alpha_{цк}$):

$$\alpha_{сн} + A_a + B_a = \alpha_{цк}. \quad (2)$$

Заканчивается процесс кристаллизации микрокристаллов α -фазы ($\alpha_{мк}$) реакцией

$$\alpha_{цк} + \alpha_{сн} + A_a + B_a = \alpha_{мк}. \quad (3)$$

Центры кристаллизации микрокристаллов α -фазы, формирующиеся по (2), удовлетворяют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского, поскольку кристаллические решетки $\alpha_{цк}$ и $\alpha_{мк}$ одинаковы.

На концентрацию $\alpha_{цк}$ большое влияние оказывают поверхностно-активные элементы (ПАЭ). В металлических расплавах основные ПАЭ – растворенные атомы кислорода и водорода [8]. Наиболее активны атомы кислорода, но если металлические расплавы достаточно раскислены, то основными ПАЭ будут атомы водорода.

При увеличении в расплавах концентрации ПАЭ они активно адсорбируются на нанокристаллах, препятствуя образованию $\alpha_{цк}$. В результате их концентрация снижается, что приводит к получению крупнокристаллической, немодифицированной структуры отливок при их затвердевании. Поэтому основным механизмом действия модификаторов литейных сплавов является существенное уменьшение

концентрации ПАЭ в металлических расплавах. Например, при модифицировании первичной структуры доэвтектических силуминов в качестве модификаторов используют лигатуры Al–Ti, Al–Zr, Al–Ti–B [17]. В них содержатся интерметаллиды, которые активно поглощают и адсорбируют растворенные в расплавах атомы водорода. Они являются демодификаторами для первичных микрокристаллов α -фазы. Модифицирующее действие интерметаллидов-модификаторов сводится к снижению концентрации растворенного, а значит, и адсорбированного водорода, который препятствует образованию центров кристаллизации первичных микрокристаллов α -фазы при затвердевании доэвтектических силуминов [17].

ЛИТЕРАТУРА

1. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учеб. для вузов / А.В. Курдюмов [и др.]. – М.: Металлургия, 1986. – 416 с.
2. Лахтин, Ю.М. Материаловедение: учеб. для высш. техн. учеб. заведений / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
3. Физическое металловедение / Я.С. Уманский [и др.]. – М.: ГНТП Литература по черной и цветной металлургии, 1955. – 724 с.
4. Стеценко, В.Ю. Теоретические и технологические основы получения заготовок повышенной износостойкости из силуминов с высокодисперсной инвертированной структурой: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.04 / В.Ю. Стеценко; БНТУ. – Минск, 2021. – 60 с.
5. Никитин, В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
6. Расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И.Г. Бродова [и др.]. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 370 с.
7. Справочник химика. Т. 1. – Л.: Химия, 1971. – 1072 с.
8. Марукович, Е.И. Модифицирование сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко. – Минск: Беларус. навука, 2009. – 192 с.
9. Марукович, Е.И. О раскислении и модифицировании углеродистой стали / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 4. – С. 24–28.
10. Марукович, Е.И. О модифицировании эвтектического графита чугуна / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 4. – С. 19–23.
11. Марукович, Е.И. О модифицировании литейных магниевых сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2023. – № 3. – С. 11–15.
12. Марукович, Е.И. Механизмы модифицирования магниево-марганцовистых сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2023. – № 4. – С. 48–51.
13. Марукович, Е.И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
14. Марукович, Е.И. Термодинамика твердых и жидких металлов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Металлургия машиностроения. – 2021. – № 6. – С. 31–33.
15. Марукович, Е.И. Современное состояние теории кристаллизации металлических расплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 1. – С. 19–24.
16. Марукович, Е.И. Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 13–19.
17. Марукович, Е.И. Механизмы модифицирования силуминов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литейное производство. – 2022. – № 11. – С. 21–24.

REFERENCES

1. Kurdyumov A.V. *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnykh metallov: ucheb. dlya vuzov* [Production of castings from non-ferrous metal alloys: textbook for universities]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 416 p.
2. Lahtin Yu. M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie: ucheb. dlya vyssh. tekhn. ucheb. zavedenij* [Materials Science: textbook for higher technical educational institutions]. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 1990, 528 p.
3. Umanskiy Ya. S. *Fizicheskoe metallovedenie* [Physical metallurgy]. Moscow, GNTIP Literatura po chernoy i cvetnoy metallurgii Publ., 1955, 724 p.
4. Stetsenko V.Yu. *Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy polucheniya zagotovok povyshennoy iznosostojkosti iz siluminov s vysokodispersnoy invertirovannoy strukturoj: avtoref. dis. dokt. tekhn. nauk* [Theoretical and technological bases for production of blanks of increased wear resistance from silumins with highly dispersed inverted structure: autoref. dis. Doc. technical sciences]. Minsk, 2021, 60 p.
5. Nikitin V.I., Nikitin K.V. *Nasledstvennost' v litykh splavakh* [Heredity in cast alloys]. Moscow, Mashinostroyeniye-1 Publ., 2005, 476 p.
6. Brodova I.G. *Raspavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv alyuminievykh splavov* [Melts as the basis for the formation of the structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005, 370 p.
7. *Spravochnik himika* [Chemist's Handbook]. Leningrad, Himiya Publ., 1971, vol. 1, 1072 p.
8. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu. *Modifitsirovaniye splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belarus. navuka Publ., 2009, 192 p.
9. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. O raskislenii i modifitsirovanii uglerodistoy stali [On deoxidation and modification of carbon steel]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 24–28.
10. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. O modifitsirovanii evtekticheskogo grafitu chuguna [On the modification of eutectic cast iron graphite]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 19–23.
11. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. O modifitsirovanii litejnykh magnievykh splavov [About modification of foundry magnesium alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 3, pp. 11–15.

12. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. Mekhanizmy modifitsirovaniya magnievo-margancevykh splavov [Mechanisms of modification of magnesium-manganese alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 4, pp. 48–51.
13. 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.
14. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. Termodinamika tverdykh i zhidkikh metallov [Thermodynamics of solid and liquid metals]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of machinery building*, 2021, no. 6, pp. 31–33.
15. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. Sovremennoe sostoyanie teorii kristallizatsii metallicheskih rasplavov [Current state of metal melts crystallization theory]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 1, pp. 19–24.
16. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. Nanostrukturnaya kristallizatsiya litejnykh splavov [Nanostructural crystallization of casting alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.
17. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. Mekhanizmy modifitsirovaniya siluminov [Silumin modification mechanisms]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry. Technologies and equipment*, 2022, no. 11, pp. 21–24.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-36-38>
УДК 331.336, 331.451

Поступила 22.12.2023
Received 22.12.2023

К ВОПРОСУ ПРИМЕНЕНИЯ СОЖ

*И. Н. УШАКОВА, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: uc-bntu@rambler.ru
Н. А. СВИСТУН, ООО «ГросверГруп», г. Минск, Беларусь, ул. Кедышко, 14
А. Л. СВИСТУН, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65*

Дан анализ применения различных марок смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ) в металлургии. Приведены опасные и вредные производственные факторы при использовании СОЖ. Даны характеристика и рекомендации применения наиболее известной СОЖ марки ALTIBIO.

Ключевые слова. Смазочно-охлаждающие жидкости (СОЖ), опасные и вредные производственные факторы, марка СОЖ ALTIBIO.

Для цитирования. Ушакова, И. Н. К вопросу применения СОЖ / И. Н. Ушакова, Н. А. Свистун, А. Л. Свистун // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 36–38. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-36-38>.

ON THE ISSUE OF THE APPLICATION OF COOLING MIXTURES

*I. N. USHAKOVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: uc-bntu@rambler.ru
N. A. SVISTUN, LLC “GrosvierGroup”, Minsk, Belarus, 14, Kedyshko str.
A. L. SVISTUN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.*

The analysis of the application of various cooling mixtures in metallurgy is given. The dangerous and harmful production factors when using cooling mixtures are outlined. Characteristic and recommendations for the use of the most well-known cooling mixtures ALTIBIO are provided.

Keywords. Cooling mixtures, dangerous and harmful production factors, brand of cooling mixtures ALTIBIO.

For citation. Ushakova I. N., Svistun N. A., Svistun A. L. On the issue of the application of cooling mixtures. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 36–38. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-36-38>.

В различных отраслях промышленности, в том числе в металлургии и машиностроении, используется огромное количество СОЖ. Марки СОЖ обладают разными токсикологическими, смазывающими, охлаждающими и другими характеристиками. Остановимся на некоторых особенностях классификации СОЖ и их свойствах.

Классификация смазочных материалов, применяемых при обработке металлов (группа М), приведена в [1].

СОЖ применяются при обработке металлов резанием, шлифовке, штамповке, вальцовке, прессовании, волочении проволоки, ковке горячей и холодной. Категория продуктов СОЖ при этом МАА, МАВ, МАС, МАД, МАЕ. Категория СОЖ МАФ обладает антифрикционными свойствами и применяются в условиях сверхвысокого давления. Для таких условий используют также категории СОЖ МАГ и МАН. СОЖ категории МНА – это жидкость с антикоррозионными свойствами, СОЖ категорий МНВ, МНС, МUD, МНЕ, МНГ применяется в условиях сверхвысокого давления, они являются химически неактивными. Категория МНГ – пластичная смазка, применяемая в чистом или разбавленном жидкостью типа МНА виде. Категория МНН – мыло, порошок, твердые смазочные материалы и смеси из них. Их применяют без разбавления [1].

При использовании СОЖ действуют опасные и вредные производственные факторы [2]: повышенная загазованность воздуха рабочей зоны; аэрозоли фиброгенного действия; пожаро- и взрывоопасность; патогенные микроорганизмы.

На многих предприятиях страны используются СОЖ марки ALTIBIO RF 35. Данный продукт сопровождается паспортом безопасности [3]. Согласно постановлению ЕС № 1272/2008 «Опасности для здоровья человека», ALTIBIO может вызывать серьезное повреждение глаз, класс 2. В составе этой СОЖ находится вещество H-319, которое при попадании в глаза вызывает раздражение. Кроме того, может наблюдаться сенсibilизация кожи (класс 1 A). Вещество H-317, которое присутствует в составе СОЖ, может вызвать аллергическую реакцию. Рассматриваемая СОЖ является полусинтетической охлаждающей жидкостью для металлообработки. Такой продукт совместим со всеми черными и цветными металлами, включая авиационные сплавы. В соответствии с [1] ALTIBIO RF 35 присвоен код ISO – L-MAE. Жидкость представляет собой концентрат, смешанный с водой, является прозрачной эмульсией (микроэмульсией) с антикоррозионными свойствами. Применяется при резании, а также шлифовании.

Достоинства ALTIBIO: отсутствие в составе хлора, серы, нитритов (нитрит натрия – вещество 1-го класса опасности [4], его нет в составе, поэтому СОЖ можно считать экологичной, а значит, ее применение улучшает условия труда); незначительные смолистые отложения на станках; защита от коррозии; легкое обезжиривание щелочными чистящими средствами; очень высокая стойкость в мягкой и жесткой воде.

Преимуществами такой СОЖ по сравнению с другими продуктами на рынке будут также невысокая стоимость и низкая пожароопасность.

Основным недостатком является высокая степень биопоражения микроорганизмами и, как следствие, более частый контроль содержания и эксплуатации СОЖ и оборудования, на котором она задействована. В соответствии с [5] замена полусинтетических СОЖ проводится не реже 1 раза в 2 недели летом и 1 раза в месяц в другие периоды года. Тогда как аналогичный контроль масляных СОЖ осуществляется не реже 1 раза в 3 месяца.

Для защиты исследуемого продукта от микробиологического загрязнения в составе используется консервант феноксиэтанол (5–10% в общем составе) [3]. В неразведенном виде ALTIBIO стерильна (является концентратом), микроорганизмы могут попадать в СОЖ с водой, через воздух, сточные воды и при контакте с человеком. Следовательно, огромное значение имеет дезинфекция перед заправкой (особенно перед повторной заправкой).

Исходные материалы, в том числе СОЖ, готовая продукция хранятся в складских помещениях в соответствии с требованиями [6]. Чистый и использованный обтирочный материал хранится отдельно в плотно закрывающейся металлической таре в специально отведенных для этого местах. Для хранения СОЖ, заготовок, деталей отведены специальные площадки, оборудованные стеллажами, стойками, столами.

Прежде чем выбирать смазочные материалы, конечно, нужно четко определиться с тем, для чего они нужны. Выбор вида смазочных материалов для технологического оборудования и способ их применения зависят от конструкции и условий работы (нагрузка, скорость, рабочая температура) узла трения. Но, например, для фрезерных и токарных работ для охлаждения и смазывания в зоне резания СОЖ ALTIBIO будет оптимальной с точки зрения соотношения рабочих характеристик и цены.

ЛИТЕРАТУРА

1. ГОСТ 28549.7–90 (ISO 6743–7–86). Смазочные материалы, промышленные масла и родственные продукты (класс L). – М., 1991. – 8 с.
2. Об утверждении Межотраслевых правил по охране труда при холодной обработке металлов: утв. пост. Минпрома, Минтруда и соцзащиты Респ. Беларусь от 28.07.2004 № 7/92: в ред. от 10.12.2007 № 22/171. – Минск, 2005. – 96 с.
3. Паспорт безопасности химической продукции. Продукт Altibio RF 35. – 14.09.2020. – 13 с.
4. СОЖ как вредный фактор на рабочем месте станочника: воздействие на организм и меры защиты [Электронный ресурс] / под ред. Е. Ф. Пантелеенко. – Режим доступа: <https://rep.bntu.by>. – Дата доступа: 16.10.2023.
5. Санитарные нормы и правила «Санитарно-эпидемиологические требования для организаций, осуществляющих механическую обработку металлов»: утв. Мин. здравоохранения Респ. Беларусь 21.11.2012 № 182. Минск, 2013.
6. О требованиях к смазочным материалам, маслам и специальным жидкостям: ТР ТС 030/2012. – Минск: Экономэнерго, 2019. – 10 с.

REFERENCES

1. GOST 28549.7–90 (ISO 6743–7–86). Smazochnye materialy, industrial'nye masla i rodstvennyye produkty (klass L) [Lubricants, industrial oils and related products (Class L)]. Moscow, 1991, 8 p.
2. Ob utverzhdenii Mezhotraslevykh pravil po ohrane truda pri holodnoy obrabotke metallov: utv. post. Minprom, Mintruda i soczashchity Resp. Belarus ot 28.07.2004 № 7/92: v red. ot 10.12.2007 № 22/171 [On approval of interindustry rules for labor protection in cold metal processing: approved by the resolution of the Ministry of industry, Ministry of labor and social protection of the Republic of Belarus]. Minsk, 2005, 96 p.

3. Safety Data Sheet. Product Altibio RF 35. 14.09.2020, 13 c.
4. Panteleenko E.F. (ed.) SOZH kak vrednyj faktor na rabochem meste stanochnika: vozdejstvie na organizm i mery zashchity [Coolant as a harmful factor in the operator's workplace: impact on the body and protective measures] [Electronic resource]. Available at: <https://rep.bntu.by> (accessed 16.10.2023).
5. Sanitarnye normy i pravila "Sanitarno-epidemiologicheskie trebovaniya dlya organizacij, osushchestvlyayushchih mekhanicheskuyu obrabotku metallov" [Sanitary norms and rules "Sanitary and epidemiological requirements for organizations engaged in mechanical processing of metals"]: approved by the resolution of the Ministry of Health of the Republic of Belarus 21.11.2012 № 182. Minsk, 2013.
6. O trebovaniyah k smazochnym materialam, maslam i special'nyim zhidkostyam: TR TS 030/2012 [On requirements for lubricants, oils and special liquids (TR TS 030/2012)]. Minsk, Ekonomenergo Publ., 2019, 10 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-39-46>
УДК 621.771.252

Поступила 03.01.2024
Received 03.01.2024

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ И ОСВОЕНИЕ ПРОИЗВОДСТВА АРМАТУРЫ № 6 КЛАССА ПРОЧНОСТИ А500С ФОРМЫ 2Ф В БУХТАХ ПО ТРЕБОВАНИЯМ ГОСТ 34028–2016

С. А. САВЧЕНКО, С. М. ВОЛОСОВИЧ, А. А. КУЧКОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: gnp.tu@bmz.gomel.by

И. В. АСТАПЕНКО, Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: astapenko@tut.by

А. Б. СЫЧКОВ, Магнитогорский государственный технический университет имени Г. И. Носова, г. Магнитогорск, Россия, пр. Ленина, 38. E-mail: absychkov@mail.ru

В статье представлены результаты исследований по разработке и освоению технологического процесса прокатки арматуры в бухтах номинального диаметра 6 мм класса прочности А500С двухстороннего периодического профиля формы 2ф с обеспечением требуемых механических свойств, повышению комплексных качественных показателей на основе совершенствования химического состава и технологических режимов двухстадийного охлаждения на линии Стелмор с учетом ее охлаждающей и транспортирующей способностей. Предложен метод горячей прокатки арматуры с двухсторонним серповидным (2ф) профилем; рассмотрены технологические факторы, влияющие на прочностные, пластические и эксплуатационные свойства арматурного проката путем формирования его эффективной микроструктуры. Предложен химический состав стали и разработаны режимы термомеханического упрочнения арматуры с прокатного нагрева, обеспечивающие высокие потребительские свойства. Также приведены результаты механических испытаний арматурного проката в бухтах и сравнительные данные механических свойств и геометрических параметров арматуры.

Ключевые слова. Арматура в бухтах, конфигурация периодического профиля, двухстадийное охлаждение, самоотпуск мартенсита проката, феррито-перлитная микроструктура, предел текучести.

Для цитирования. Савченко, С. А. Разработка технологии и освоение производства арматуры № 6 класса прочности А500С формы 2ф в бухтах по требованиям ГОСТ 34028–2016 / С. А. Савченко, С. М. Волосович, А. А. Кучков, И. В. Астапенко, А. Б. Сычков // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 39–46. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-39-46>.

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY AND DEVELOPMENT OF PRODUCTION OF REINFORCEMENT NO. 6 OF STRENGTH CLASS A500S FORM 2F IN COILS ACCORDING TO THE REQUIREMENTS OF GOST 34028–2016

S. A. SAVCHENKO, S. M. VOLOSOVICH, A. A. KUCHKOV, OJSC “BSW – Management Company of “BMC” Holding”, Zhlobin, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: gnp.tu@bmz.gomel.by

I. V. ASTAPENKO, Sukhoi State Technical University of Gomel, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: astapenko@tut.by

A. B. SYCHKOV, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia, 38, Lenin ave. E-mail: absychkov@mail.ru

The article presents the results of research on the development and mastery of the technological process of rolling reinforcement in coils with a nominal diameter of 6 mm of strength class A500C of a double-sided periodic profile of the 2f form, ensuring the required mechanical properties, improving complex quality indicators based on improving the chemical composition and technological modes of two-stage cooling on the Stelmor line taking into account its cooling and transporting abilities. A method of hot rolling of reinforcement with a double-sided crescent (2f) profile is proposed; technological factors influencing the strength, plastic and operational properties of reinforcing bars through the formation of its effective microstructure are considered. The chemical composition of steel was proposed and modes of thermomechanical hardening of reinforcement with rolling heating were developed, providing high consumer properties. The results of mechanical tests of rolled reinforcing bars in coils and comparative data on the mechanical properties and geometric parameters of the reinforcement are also presented.

Keywords. Reinforcement in coils, periodic profile configuration, two-stage cooling, self-tempering of rolled martensite, ferrite-pearlite microstructure, yield strength.

For citation. Savchenko S. A., Volosovich S. M., Kuchkov A. A., Astapenko I. V., Sychkov A. B. Development of technology and development of production of reinforcement no. 6 of strength class A500S form 2f in coils according to the requirements of GOST 34028–2016. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 39–46. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-39-46>.

Введение

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее – предприятие) производит прокат арматурного периодического профиля в соответствии с широким перечнем нормативных документов. Для рынков стран СНГ арматурный прокат для железобетонных конструкций выпускался в основном в соответствии с требованиями двух межгосударственных стандартов – ГОСТ 5781–82 и ГОСТ 10884–94, национального стандарта ГОСТ Р 52544–2006 и стандарта организации СТО АСЧМ 7–93 (АСЧМ – Ассоциация предприятий и организаций по стандартизации продукции черной металлургии). Указанные документы в части требований к арматуре повторяют друг друга, но в некоторых вопросах имеют разночтения. Следует отметить, что ГОСТ 5781 нормирует требования к горячекатаной арматуре, ГОСТ 20884 – к термоупрочняемой арматуре, ГОСТ Р 52544 и СТО АСЧМ 7–93 – как к горячекатаному, так и к термоупрочняемому арматурному прокату.

По инициативе АО «НИЦ «Строительство» и ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина» разработан единый межгосударственный стандарт ГОСТ 34028–2016 «Прокат арматурный для железобетонных конструкций. Технические условия», объединяющий все действующие на территории стран СНГ стандарты на арматурный прокат и повышающий требования к арматуре класса 400 МПа и выше до уровня европейской нормативной документации (EN 10138).

Новаторской идеей и основным отличием нового стандарта от ранее используемых стало широкое введение показателей, отвечающих за эксплуатационные характеристики арматуры. Обычный набор стандартных характеристик металлоизделий содержит нормируемые уровни прочности, пластичности и геометрических параметров. Для арматуры на первое место выходят эксплуатационные характеристики в силу специфики ее использования, связанной с безопасностью людей и сооружений, с учетом совместной работы металла с бетоном.

Отдельной строкой в новом ГОСТ 34028–2016 предусмотрено испытание на механическое искусственное старение арматуры, т.е. испытание механических свойств арматуры после ее старения – специальной операции нагрева образцов до 100 °С, последующей выдержки при установившейся температуре в течение 60 мин и охлаждения на воздухе при температуре 20 °С (возможны также другие режимы проведения подобных испытаний). Также термическое воздействие на металл имитирует эксплуатацию арматуры в процессе развития старения во времени (сопротивляемость арматуры старению). Согласно литературным данным, после проведения процедуры старения увеличиваются твердость и прочность металла, но при этом снижаются вязкость и пластичность (процессы так называемого прямого старения металла). Однако полученные значения должны сохраняться на протяжении всего срока работы арматуры в железобетонной конструкции. В производстве арматурного проката немаловажно предотвращение старения металла известными способами [1].

Арматура в бухтах является разновидностью металлопроката, включающей метизы с гладким или периодическим профилем, диаметр которых не превышает 12 мм. Она отличается определенными достоинствами, среди которых особо стоит выделить возможность деления проката на отрезки необходимой длины посредством нарезки с минимизацией расхода проката при производстве арматурных конструкций. Кроме того, арматура в бухтах занимает гораздо меньше места при перевозке в сравнении с изделиями, поставляемыми в мерных бухтах.

Арматура в бухтах производится из стали различного класса прочности и представлена обширным сортаментом изделий с различным диаметром и другими характеристиками. Благодаря этому такой материал может применяться для решения того же спектра задач, что и классическая строительная арматура: для крепления фундаментов и железобетонных конструкций; производства свариваемых арматурных сеток; вспомогательного армирования различных изделий, конструкций и поверхностей (полов, колонн и прочего) в сооружениях; создания арматурных каркасов и др.

Основная часть

Объект исследований – технологический процесс горячей прокатки арматуры № 6 класса прочности А500С конфигурации формы 2ф (рис. 1) по ГОСТ 34028–2016 в условиях прокатки на линии катанки стана 370/150.

В ГОСТ 34028–2016 впервые включены для свободного выбора и применения для всех классов арматурного проката А400, А500, А600, А600, А800 и А1000 четыре формы конфигураций периодического профиля: 1ф, 2ф, 3ф и 4ф. Принятая маркировка профилей различной формы не привязана к классам арматурного проката, как это имело место в стандартах ГОСТ 5781–82, ГОСТ 10884–94 и ГОСТ Р 52544–2006. Выбор формы профиля осуществляется исходя из практики и опыта применения периодических профилей аналогичной конфигурации и геометрических параметров, регламентируемых отмененными стандартами.

Арматура класса прочности А500С объединила в себе положительные качества арматуры с двухсторонним серповидным (2ф) профилем. Стоит отметить, что ее оценочные показатели по эффективности сцепления с бетоном несколько ниже, чем у арматуры по ГОСТ 5781–82, имеющей профиль с максимальной адгезией к бетону. Однако эксплуатационные характеристики такого профиля были очень плохие – высокий уровень концентрации напряжений, низкие усталостные свойства арматуры. Исследованиями НИИЖБ им. А. А. Гвоздева [2, 3] установлена способность нового профиля арматуры сохранять прочность сцепления при очень больших (до 10%) пластических деформациях стержней при растягивающих напряжениях на уровне и выше предела текучести. Данный показатель в 4–5 раз выше аналогичных показателей профилей вида 2ф, что обеспечивает конструкциям зданий и сооружений повышенную стойкость против прогрессирующего обрушения и при сейсмических воздействиях, так как способствует более надежной работе анкерующих участков и нахлесточных соединений арматуры, а также перераспределению усилий в статически неопределенных конструктивных системах и диссипации (рассеянию) энергии при однократном кратковременном и циклическом многократном динамическом нагружении [4, 5].

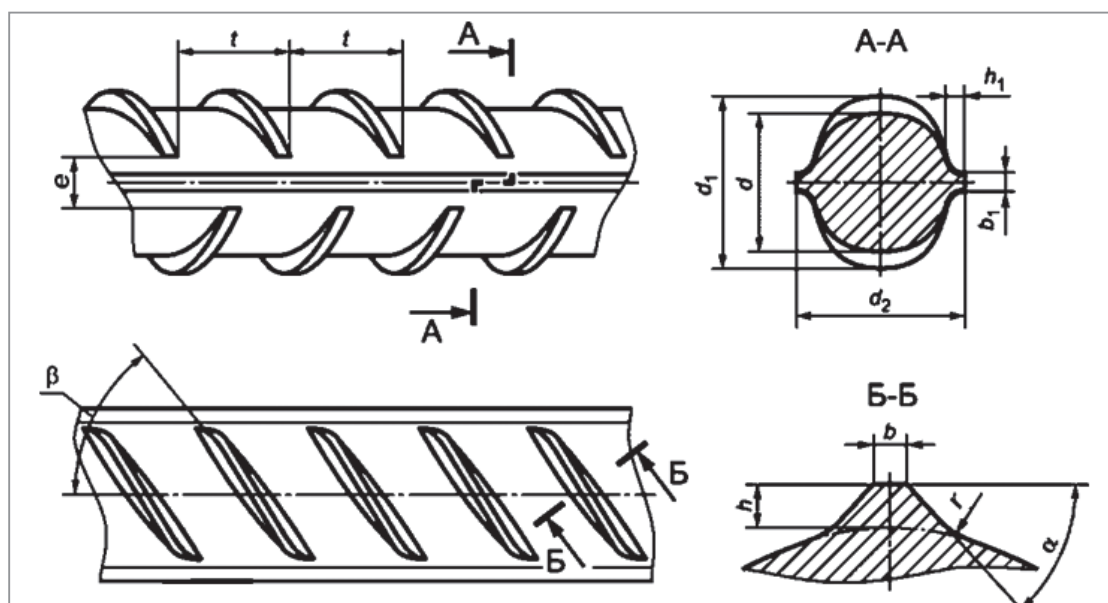


Рис. 1. Конфигурация периодического профиля формы 2ф по ГОСТ 34028–2016:

h , t , β – высота, шаг и угол наклона поперечных ребер соответственно; e – расстояние между концами поперечных ребер; α – угол наклона боковой поверхности поперечного ребра; r – радиус сопряжения поверхности поперечных ребер с сердечником стержня; b , b_1 – ширина поперечного и продольного ребра соответственно; d – диаметр стержня; d_1 , d_2 – диаметр по продольным и поперечным ребрам соответственно

Цель и задачи исследований

В связи с необходимостью перехода на новый нормативный документ для сохранения и расширения рынков сбыта в зоне стран СНГ в условиях предприятия разработана технология и проведены исследования по освоению производства арматуры периодического профиля номинального диаметра 6 мм формы 2ф класса А500С в бухтах по требованиям ГОСТ 34028–2016 в линии катанки стана 370/150. На первом (базовом) этапе освоения производства прокатку осуществляли согласно требованиям штатной технологической инструкции по утвержденной таблице калибровки [6, 7]. Для базовой эстафетной прокатки использовали химический состав непрерывнолитых заготовок сечением 140×140 (250×300) мм [8] для производства ранее освоенной арматуры № 8 класса А500С (табл. 1). Прокатано в общем объеме 3260 кг.

Таблица 1. Химический состав стали по базовому варианту, %

Химический состав	Номер арматуры	Диапазон	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	N	C _{экв}
Требования ГОСТ 34028–2016	6	Минимум	–	–	–	–	–	не регламентируется		–	–	0,280 (№ 6)
		Максимум	0,220 (0,240)	0,900 (0,950)	1,600 (1,700)	0,050 (0,055)	0,050 (0,055)			0,500 (0,550)	0,012 (0,013)	0,500 (0,520)
Минимум		0,180	0,250	1,000	–	–	–	–	–	–	0,420	
Цель		0,200	–	1,100	–	–	–	–	–	–	–	
Максимум		0,220	0,450	1,200	0,030	0,035	0,290	0,290	0,300	0,012	0,500	
Примечания: 1. $C_{\text{экв}} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$. 2. Рекомендуемые пределы являются обязательными к исполнению. 3. В скобках указана массовая доля элементов в готовом сорте.												

В ГОСТ 34028–2016 рекомендовано для обеспечения технологических свойств арматуры использовать микролегирования Nb, V, Mo. Однако легирование стали даже небольшим количеством карбидо- и нитридообразующих элементов значительно повышает себестоимость проката [9, 10].

Управление структурой, а через нее механическими и технологическими свойствами арматурного проката возможно за счет выбора эффективного режима поточной термомеханической обработки проката с использованием теплоты прокатного нагрева посредством двухстадийного охлаждения конца прокатки проволочных станов.

Двухстадийное охлаждение в линии катанки стана 370/150 (рис. 2, а) осуществляют на первой стадии водой в секциях № 1–3 после 10-клетьевого блока BGV и в секциях № 4, 5 после 4-клетьевого чистового блока до температуры ниже A_{c1} (для арматуры) в зоне виткообразователя. На второй стадии происходит охлаждение воздухом на рольганге конструкции Стелмора (рис. 2, б) после формирования витков на виткообразователе. По рольгангу витки катанки движутся с возможностью регулирования скорости и подачи воздуха от 20 вентиляторов максимум при открытых или закрытых термоизолирующих крышках [11].

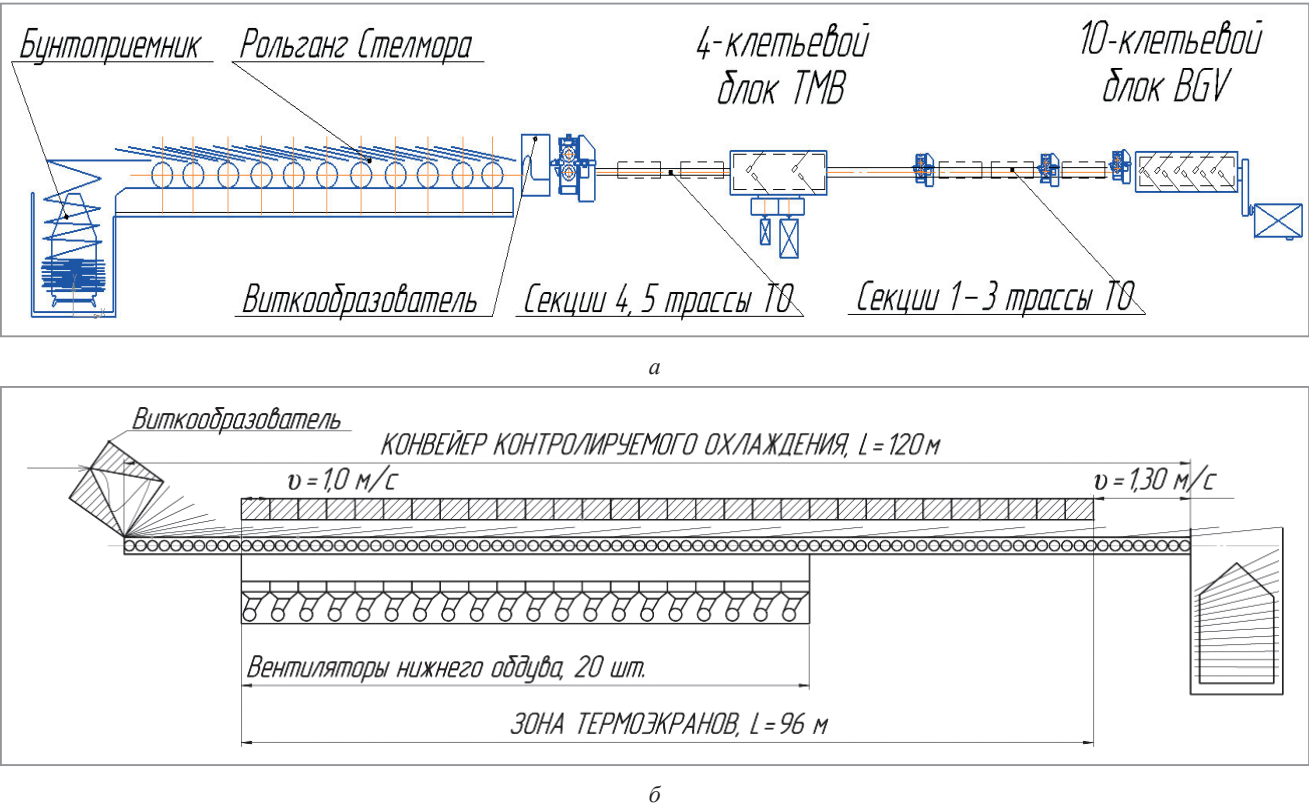


Рис. 2. Схема поточного охлаждения в линии катанки стана 370/150:

а – компоновка элементов двухстадийного охлаждения проката; б – схема рольганга Стелмора

В процессе освоения производства арматуры № 6 предложен режим охлаждения (табл. 2) с мягким обдувом на первых пяти вентиляторах (20 % мощности) при скорости транспортирования витков 0,45–0,55 м/с. Полученные значения по пределу текучести проката (табл. 3) находились на нижнем пределе допускаемых значений, а значит, предложенные режимы обеспечат гарантированное производство продукции в рамках требований ГОСТ 34028–2016.

Таблица 2. Режим охлаждения по базовому варианту

Номер профиля	Скорость прокатки, м/с	Температура после гидросбива, °С	Температура подката, °С		Вентиляторы		Скорость секторов рольганга		Положение крышек роликового транспортера по номерам
			на входе в блок BGV	в зоне виткообразователя	номер рабочих вентиляторов	мощность включения, %	скорость Стелмора, м/с	номер сектора / %	
6	46–55	1020–1060	900–940	580 ± 20	1–5	20	+0,45–0,55	2–14/+2; 15–18/0; 19–3; 20/+2	1–32 открыты

Таблица 3. Механические свойства по базовому варианту

Номер опытного образца	Предел текучести Re, Н/мм²	Предел прочности Rm, Н/мм²	Пластичность, Rm/Re
1	504	645	1,28
2	514	650	1,26
3	536	661	1,23
4	501	644	1,29
5	509	646	1,27
6	523	652	1,25
7	511	651	1,27
8	536	658	1,23
Средние значения	516,8	650,9	1,26
Требования ГОСТ 34028–2016	не менее 500	не менее 600	не менее 1,05

В процессе анализа возможных причин низкого значения предела текучести проведены испытания [12] образцов арматуры после снятия: неохлажденных витков; 50 витков; 70 витков (**н** – начало, **к** – конец бухты). Результаты испытаний приведены в табл. 4.

Таблица 4. Результаты исследования предела текучести концов арматуры № 6 в бухтах

Номер образца	Предел текучести Re, Н/мм²		
	Неохлажденные витки (без обрез)	50 витков с начала и конца бухты	70 витков с начала и конца бухты
1.1к / 1.2к / 1.3к / 1.4к	506/528/501/523	598/621/597/594	602/646/600/588
1.1н / 1.2н / 1.3н / 1.4н	414/429/425/434	569/580/687/582	593/588/596/626

Анализ механических свойств проката показал, что длина концевой обрез (50 м) позволяет получать арматуру № 6 класса прочности A500С с конфигурацией формы 2ф с гарантированным выполнением требований ГОСТ 34028–2016. Однако это существенно повышает расходный коэффициент металла. Поэтому для повышения механических свойств арматуры на втором этапе исследований принято решение повысить нижний предел следующих элементов: углерод с 0,18 до 0,19 %; кремний с 0,25 до 0,35 %; марганец с 1,00 до 1,17 % (табл. 5), а также увеличить интенсивность охлаждения с 20 до 30 % (табл. 6) с увеличением скорости транспортирования до 1,06 м/с в соответствии с методикой [13].

Во второй кампании произведен прокат заготовок (28 шт.) по усовершенствованному варианту химического состава и режиму двухстадийного охлаждения. Результаты испытаний представлены в табл. 7.

Анализ механических свойств проката показывает, что усовершенствованный вариант позволяет получать арматуру № 6 класса прочности A500С конфигурации формы 2ф с гарантированным выполнением требований ГОСТ 34028–2016.

Т а б л и ц а 5. Химический состав стали по усовершенствованному варианту, %

Химический состав	Номер арматуры	Диапазон	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	N	C _{экв}
Требования ГОСТ 34028–2016	6	Минимум	—	—	—	—	—	не регламентируется		—	—	0,280 (№ 6)
		Максимум	0,220 (0,240)	0,900 (0,950)	1,600 (1,700)	0,050 (0,055)	0,050 (0,055)			0,500 (0,550)	0,012 (0,013)	0,500 (0,520)
Принятый диапазон		Минимум	0,190	0,350	1,170	—	—	—	—	—	—	0,430
Цель		0,215	0,450	1,250	—	—	—	—	—	—	0,480	
Максимум		0,220	0,500	1,300	0,030	0,035	0,290	0,290	0,300	0,012	0,500	
Примечания: 1. C _{экв} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15. 2. Рекомендуемые пределы являются обязательными к исполнению. 3. В скобках указана массовая доля элементов в готовом сорте.												

Т а б л и ц а 6. Режим охлаждения по усовершенствованному варианту

Номер профиля	Скорость прокатки, м/с	Температура после гидросбива, °C	Температура подката, °C		Вентиляторы		Скорость секторов рольганга		Положение крышек роликового транспортера по номерам
			на входе в блок BGV	в зоне витко-образователя	номер рабочих вентиляторов	мощность включения, %	скорость Стелмора, м/с	номер сектора/%	
6	46–55	1020–1060	900–940	580 ± 20	2–6	30	1,06	2–14/+2; 15–18/0; 19–30; 20/+2	1–32 открыты

Т а б л и ц а 7. Механические свойства по усовершенствованному варианту

Плавка	Предел текучести Re, Н/мм²	Предел прочности Rm, Н/мм²	Пластичность, Rm/Re
Средние значения	570	735	1,295
Требования ГОСТ 34028–2016	не менее 500	не менее 600	не менее 1,05

Микроструктура арматурного проката имеет упрочненный поверхностный слой, состоящий из мартенсита отпуска, мелкозернистую феррито-перлитную структуру в центре прутка и тонкий переходный бейнитный слой, который может присутствовать или отсутствовать в зависимости от диаметра проката (рис. 3, а) [9]. Анализ микроструктуры образцов прокатанной арматуры № 6 по усовершенствованному варианту (рис. 3, б) показал, что, несмотря на малый размер сечения, существует ярко выраженное кольцо мартенсита отпуска шириной 0,3–0,5 мм.

Результаты исследований

После окончания всех работ по усовершенствованию и оптимизации технологического процесса подписан акт постановки продукции на производство. Коллектив авторов предприятия удостоен звания лауреата премии Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь «За освоение технологии производства горячекатаной арматуры в бухтах двухстороннего периодического профиля № 6 класса А500С по ГОСТ 34028–2016 на стане 370/150 СПЦ-2».

Выводы

1. В ГОСТ 34028–2016 существенно повышены требования к комплексу эксплуатационных свойств арматуры: пластичности, свариваемости и коррозионной стойкости. При этом снижены допускаемые уровни содержания химических элементов. В этой ситуации выполнение требований стандарта без применения микролегирования стали такими элементами, как Nb, V, Mo, а также в горячекатаном состоянии крайне затруднительно. Кроме того, необходимо определение оптимального сочетания основных химических элементов в рамках углеродного эквивалента. Опыт освоения производства арматуры № 6, 7, 8 по новому стандарту показал, что с увеличением номинального диаметра необходимость в указанных мероприятиях более актуальна.

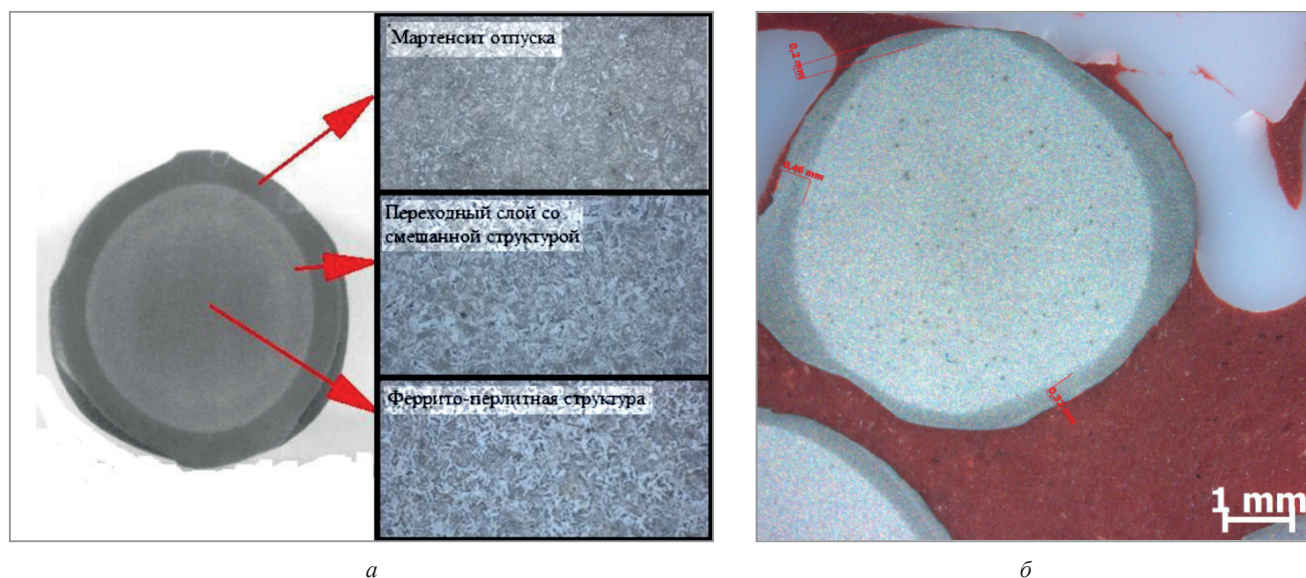


Рис. 3. Квазикомпозитная структура термоупрочненного проката класса А500С:
а – схема распределения слоев; б – макроструктура полученной арматуры № 6

2. Механические свойства холодных концов арматуры в бухтах значительно ниже, чем у основной массы. Определение эффективной длины концевой обрезки позволяет повысить механические показатели проката в бухте, но увеличивает коэффициент расхода металла.

3. Наибольшую эффективность поточной термообработки показал следующий режим: охлаждение с температурой выхода катанки на виткообразователь на 100–150 °С ниже A_{c1} (температура виткообразования 580–620 °С) после водяного охлаждения, равномерное воздушное принудительное охлаждение витков интенсивностью 30 % в начале (первые 5–6 вентиляторов), последующее произвольное охлаждение по оставшейся дистанции рольганга Стелмора.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зайцева, М. В. Стратегия развития производства арматурной проволоки класса 500 в условиях ОАО «ММК-МЕТИЗ» / М. В. Зайцева, Э. П. Дрягун // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2020. – № 8. – С. 232–240.
2. Эффективная арматура для железобетонных конструкций зданий, проектируемых с учетом воздействия особых нагрузок / И. Н. Тихонов [и др.] // Строительные материалы. – 2017. – № 3. – С. 39–45.
3. Тихонов, И. Н. О влиянии свойств новых видов арматурного проката на надежность и экономическую эффективность железобетонных конструкций / И. Н. Тихонов, Л. И. Елшина // Вестник НИЦ «Строительство». – 2017. – № 1. – С. 54–67.
4. Квасников, А. А. Особенности применения арматурного проката с различным периодическим профилем по ГОСТ 34028–2016 / А. А. Квасников, И. П. Саврасов, В. А. Харитонов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2019. – Т. 75, № 5. – С. 593–601.
5. Тихонов, И. Н. Оценка эффективности арматурного проката с различными видами периодического профиля поверхности / И. Н. Тихонов // Строительные материалы. – 2013. – № 3. – С. 29–35.
6. Совершенствование технологического процесса производства подшипниковых марок стали на стане 370/150 / В. С. Пустеев [и др.] // Литье и металлургия. – 2021. – № 3. – С. 65–73.
7. Васильков, Д. М. Исследование параметров очага деформации полосы при прокатке в валках с ящичными калибрами черновой группы клетей стана 370/150 ОАО «БМЗ» / Д. М. Васильков // Исследования и разработки в области машиностроения, энергетики и управления: материалы XVIII Междунар. науч.-техн. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых, Гомель, 26–27 апр. 2018 г. / под общ. ред. А. А. Бойко. – Гомель: ГГТУ им. П. О. Сухого, 2018. – С. 178–182.
8. Домов, Д. В. Влияние ванадия на механические и потребительские свойства свариваемой арматурной стали классов прочности А500С и А600С / Д. В. Домов, И. И. Франтов, А. Н. Борцов // Металлург. – 2015. – № 10. – С. 65–69.
9. Сычков, А. Б. Освоение производства арматурного проката по новому ГОСТ 34028–2016 / А. Б. Сычков, А. В. Дегтярев, М. В. Блохин // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. – 2019. – Т. 10, № 1. – С. 30–35.
10. Исследование факторов, способствующих снижению карбидной неоднородности в подшипниковых марках стали / И. А. Панковец [и др.] // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2021. – Т. 77, № 7. – С. 804–810.
11. Влияние исходной структуры бунтового проката из подшипниковой марки стали на равномерность получения структуры после сфероидизирующего отжига / С. А. Савченко [и др.] // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2023. – Т. 79, № 3. – С. 251–260.
12. Кучков, А. А. Исследование влияния концевой обрезки на механические свойства арматурного профиля № 6 класса А500С / А. А. Кучков // Эффективные инженерные решения [Электронный ресурс]: сб. стендовых докл. науч.-практ. конф. студентов, Гомель, 15 мая 2023 г. – Гомель: ГГТУ им. П. О. Сухого, 2023. – С. 32.

REFERENCES

1. **Zajceva M.V., Dryagun E.P.** Strategiya razvitiya proizvodstva armaturnoj provoloki klassa 500 v usloviyah OAO "MMK-METIZ" [Strategy for the development in manufacturing of 500b type wire for reinforced concrete in OJSC "MMK-METIZ"]. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki = Proceedings of the TSU. Technical science*, 2020, no. 8, pp. 232–240.
2. **Tikhonov I.N., Meshkov V.Z., Zvezdov A.I., Savrasov I.P.** Effektivnaya armatura dlya zhelezobetonnykh konstruksiy zdaniy, proyektiruyemykh s uchedom vozdeystviya osobykh nagruzok [Efficient reinforcement for reinforced concrete structures of buildings designed with due regard for impact of special loads]. *Stroitel'nyye materialy = Construction materials*, 2017, no. 3, pp. 39–45.
3. **Tikhonov I.N., Elshina L.I.** O vliyaniy svoystv novykh vidov armaturnogo prokata na nadezhnost' i ekonomicheskuyu effektivnost' zhelezobetonnykh konstruksiy [Property impact of the innovative rebar on reliability and economic efficiency of concrete structures]. *Vestnik NITS "Stroitel'stvo" = Bulletin of Science and research center of construction*, 2017, no. 1, pp. 54–67.
4. **Kvasnikov A.A., Savrasov I.P., Kharitonov V.A.** Osobennosti primeneniya armaturnogo prokata s razlichnym periodicheskim profilom po GOST 34028–2016 [Peculiarities of application of rebars with various periodic profile as per GOST 34028–2016]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoy i ekonomicheskoy informatsii = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2019, vol. 75, no. 5, pp. 593–601.
5. **Tikhonov I.N.** Otsenka effektivnosti armaturnogo prokata s razlichnymi vidami periodicheskogo profilya poverkhnosti [Assessing the efficiency of reinforcing bars with various types of periodic surface profiles]. *Stroitel'nyye materialy = Construction materials*, 2013, no. 3, pp. 29–35.
6. **Puteyev V.S., Savchenko S.A., Pankovets I.A., Voznaya V.I., Astapenko I.V.** Sovershenstvovaniye tekhnologicheskogo protsessa proizvodstva podshipnikovyx marok stali na stane 370/150 [Improvement of the technological process of manufacturing bearing grades of steel at the 370/150 mill]. *Lit'ye i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 65–73.
7. **Vasilkov D.M., Astapenko I.V.** Issledovaniye parametrov ochaga deformatsii polosy pri prokatke v valkakh s yashchichnymi kalibrami chernovoy gruppy kletey stana 370/150 OAO "BMZ" [Study of the parameters of the strip deformation zone during rolling in rolls with box gauges of the roughing group of stands of mill 370/150 OJSC "BSW"]. *Issledovaniya i razrabotki v oblasti mashinostroyeniya, energetiki i upravleniya: materialy XVIII Mezhdunar. nauch.-tekhn. konf. studentov, aspirantov i molodykh uchenykh, Gomel', 26–27 apr. 2018 g. = Research and development in the field of mechanical engineering, energy and management: materials of the XVIII International scientific-technical conf. students, graduate students and young scientists, April 26–27. Gomel, 2018*, pp. 178–182.
8. **Domov D.V., Frantov I.I., Bortsov A.N.** Vliyaniye vanadiya na mekhanicheskiye i potrebitel'skiye svoystva svarivayemoy armaturnoy stali klassov prochnosti A500S i A600S [Influence of vanadium on mechanical and consumer properties of welded bar steels of strength classes A500C and A600C]. *Metallurg = Metallurgist*, 2015, no. 10, pp. 65–69.
9. **Sychkov A.B., Degtyarev A.V., Blokhin M.V.** Osvoyeniye proizvodstva armaturnogo prokata po novomu GOST 34028–2016 [Development of production of reinforcing bars according to the new GOST 34028–2016]. *Aktual'nyye problemy sovremennoy nauki, tekhniki i obrazovaniya = Current problems of modern science, technology and education*, 2019, vol. 10, no. 1, pp. 30–35.
10. **Pankovets I.A., Savchenko S.A., Voznaya V.I., Vereshchagin M.N., Astapenko I.V.** Issledovaniye faktorov, sposobstvuyushchikh snizheniyu karbidnoy neodnorodnosti v podshipnikovyx markakh stali [Study of factors contributing to decrease of carbide heterogeneity in bearing grades of steel]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoy i ekonomicheskoy informatsii = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2021, vol. 77, no. 7, pp. 804–810.
11. **Savchenko S.A., Kovaleva I.A., Guzova I.A., Sychkov A.B.** Vliyaniye iskhodnoy struktury buntovogo prokata iz podshipnikovoy marki stali na ravnomernost' polucheniya struktury posle sferoidiziruyushchego otzhiga [Influence of initial structure of rolled sections in coils of bearing steel grade on uniformity of obtained structure after spheroidizing annealing]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoy i ekonomicheskoy informatsii = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2023, vol. 79, no. 3, pp. 251–260.
12. **Kuchkov A.A., Astapenko I.V.** Issledovaniye vliyaniya kontsevoy obrezi na mekhanicheskiye svoystva armaturnogo profilya № 6 klassa A500S [Study of the influence of end trim on the mechanical properties of reinforcing profile No. 6 class A500C] [Electronic resource]. *Effektivnyye inzhenernyye resheniya: sb. stendovykh dokl. nauch.-prakt. konf. studentov, Gomel', 15 maya 2023 g. = Effective engineering solutions: collection. poster reports scientific-practical conf. students, Gomel, May 15, 2023*. p. 32. <https://elib.gstu.by/bitstream/handle/220612/28310/ehffektivnye-inzhenernye-resheniya.pdf?sequence=1>.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-47-50>
УДК 621.793:669.018.25

Поступила 18.01.2024
Received 18.01.2024

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ВОЛОК-ЗАГОТОВОК

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

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37.

E-mail: gsp.icm@bmz.gomel.by

Задача современных науки и техники – разработка новых и улучшение характеристик уже используемых материалов для изготовления конкурентоспособной продукции. Ввиду переориентации рынков сбыта, поиска альтернативных поставщиков твердосплавного инструмента ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» начало сотрудничество с китайскими фирмами – производителями (поставщиками) твердосплавных волок-заготовок. В статье рассмотрены особенности микроструктуры таких волок-заготовок, в частности показано, что они отличаются от серийно применяемых по классу зерна карбида вольфрама. Марки сплава с наноразмерным зерном используют для достижения необходимой стойкости волок при эксплуатации. Особенности в микроструктуре твердого сплава повлекли также изменение параметра «плотность» в сторону уменьшения, что присуще всем китайским волокам-заготовкам и не влияет на их эксплуатационные свойства. Для предотвращения роста зерна во время спекания в твердосплавные смеси добавляют ингибиторы – карбиды переходных металлов, например VC, Cr₂C₃, NbC, TaC. В последнее время наблюдается тенденция введения в сплавы WC–Co присадок TaC + TiC, которые предотвращают рост зерна и незначительно влияют на все остальные свойства твердых сплавов.

Ключевые слова. Твердый сплав, карбид вольфрама, волокна-заготовки, микроструктура, размер зерна.

Для цитирования. Ходосовская, О. Ю. Особенности микроструктуры твердосплавных волок-заготовок / О. Ю. Ходосовская, Л. В. Овсяникова, Т. В. Гапеев // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 47–50. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-47-50>.

FEATURES OF MICROSTRUCTURE OF CARBIDE BLANKS

O. Yu. KHODOSOVSKAYA, L. V. OVSYANIKOVA, T. V. GAPEENKO,

OJSC “BSW – Management Company of “BMC” Holding”, Zhlobin, Belarus, 37, Promyshlennaya str.

E-mail: gsp.icm@bmz.gomel.by

The task of modern science and technology is to develop new and improve the characteristics of already used materials for the production of competitive products. Due to the reorientation of sales markets and the search for alternative suppliers of carbide tools, OJSC “BSW – Management Company of “BMC” Holding” began cooperation with Chinese firms-manufacturers/suppliers of carbide blanks. The article examines the features of the microstructure of carbide blanks. The blanks differ from the serially used blanks in microstructure, in particular, in the class of tungsten carbide grain. This is explained by the fact that grades of alloy with nanoscale tungsten carbide grain are used for the production of blanks to achieve the necessary durability during operation. The features in the microstructure of the hard alloy also led to changes in the “density” parameter towards reduction, which is also inherent in all Chinese blanks and does not affect their operational properties. Inhibitors of grain growth – transition metal carbides, for example, VC, Cr₂C₃, NbC, TaC are added to hard alloy mixtures to prevent grain growth during sintering. Recently, there has been a trend towards introducing TaC + TiC additives into WC–Co alloys, which prevent grain growth and have a negligible effect on all other properties of hard alloys.

Keywords. Hard alloy, tungsten carbide, blanks, microstructure, grain size.

For citation. Khodosovskaya O. Yu., Ovsyanikova L. V., Gapeenko T. V. Features of microstructure of carbide blanks. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 47–50. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-47-50>.

Введение

Продукция метизного производства широко применяется во многих сферах и востребована по всему миру. Задачей современных науки и техники становится разработка новых и улучшение характеристик уже используемых материалов для изготовления конкурентоспособной продукции.

Для производства проволоки из черных и цветных металлов выпускают монолитные волокна, волокна-заготовки из твердых и износостойких материалов [1]. В процессе волочения в зоне деформирования

металла в инструменте создается сложное объемно-напряженное состояние, которое характеризуется высокими контактными нагрузками, растягивающими напряжениями и силами трения. Интенсивность волочения и качество проволоки во многом зависят от волочильного инструмента [2]. Материал, предназначенный для волок, должен обладать высокой твердостью, хорошей полируемостью и износостойкостью, т.е. качествами, определяющими строгое постоянство размеров отверстия [3].

Основная часть

Обработка металлов резанием – основной, но не самый лучший метод изготовления деталей. Коэффициент использования металла при резании редко превышает 60 %, т.е. почти половина материала уходит в стружку [4]. Порошковая металлургия позволяет создавать новые материалы с улучшенными физико-механическими свойствами, способствует экономии ресурсов, снижению себестоимости производимых изделий. Высокая эффективность порошковой металлургии реализуется при изготовлении материалов и изделий, которые невозможно или невыгодно получать другими методами.

Твердый сплав является типичным изделием порошковой металлургии. Под ним понимают спеченный материал с высокой твердостью, обычно сопровождающейся высокой износостойкостью [4]. Это, как правило, сплавы на основе высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала, соединенных металлической связкой. Обычно в качестве связки используют кобальт, так как это нейтральный элемент по отношению к углероду, он не образует карбиды и не разрушает карбиды других элементов. Волоки из литого карбида вольфрама в настоящее время не применяются вследствие недостаточной однородности по составу или неомогенной структуры, а также из-за сильной склонности к трещинообразованию и раскалыванию [3].

Технология изготовления волок из твердых сплавов включает в себя следующие операции: подготовку исходных материалов, формование заготовок и последующее спекание. Приготовление твердосплавных смесей, состоящих из порошков карбидов и металлов связки, является одной из основных операций в производстве вольфрамовых твердых сплавов. От условий ее выполнения в значительной степени зависят свойства получаемого сплава [5]. Все операции связаны между собой, и любое изменение технологических параметров на одном из этапов может повлиять на формирование окончательной структуры материала, а следовательно, и на его свойства [6].

В России твердые сплавы для обработки металлов давлением выпускают с начала 1950-х гг. В настоящее время разработана технология изготовления сплавов, характеризующихся повышенными сопротивлением разрушению и пластичностью: среднезернистых, имеющих размер основной массы зерен фазы WC 2,0–2,5 мкм, крупнозернистых (3,7–4,5 мкм) и особокрупнозернистых (10 мкм).

Российские производители обеспечивают не более 5 % внутреннего рынка, на котором доминируют компании из Европы, США и Израиля. Причина такого положения – невысокие и нестабильные свойства российского твердосплавного инструмента, уступающего по большинству параметров иностранным аналогам [6–8]. Ввиду переориентации рынков сбыта и необходимости поиска альтернативных поставщиков твердосплавного волочильного инструмента ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» начало сотрудничество с КНР.

Твердосплавные волокна-заготовки, предлагаемые китайскими производителями, отличаются от серийно применяемых волок-заготовок по микроструктуре, в частности по классу зерна карбида вольфрама: при требовании класса «мелкий», согласно нормативной документации, в ходе исследований обнаружен нанооптический класс. Это объясняется тем, что для производства волок-заготовок используют марки сплава с наноразмерным зерном карбида вольфрама для достижения необходимой стойкости волок при эксплуатации. Отличие в микроструктуре твердого сплава повлекло также изменение параметра «плотность», хотя он является структурно-нечувствительным механическим свойством [2]. Данная особенность присуща всем китайским волокнам-заготовкам и не влияет на эксплуатационные свойства, что подтверждено результатами ранее проведенных испытаний. Особенности микроструктуры и физико-механических характеристик, в частности плотности, волок-заготовок различных производителей приведены в таблице.

Стоит отметить, что в процессах волочения проволоки постепенно увеличивается использование мелкозернистых твердых сплавов. Это связано с тем, что износ истиранием (т.е. систематическая потеря цельных зерен или какой-то части зерна) снижается при уменьшении размера зерна. Кроме того, большая площадь поверхности всех мельчайших зерен гарантирует оптимальное соединение с кобальтом [9].

Ключевой задачей в достижении цели управления свойствами твердосплавного материала является контроль роста зерна в процессе получения материала. Для предотвращения роста зерна во время

Особенности микроструктуры и параметра «плотность» волок-заготовок различных производителей

Производитель	Плотность, г/см ³	Размер зерна α -фазы (WC), мкм /класс
1	15,10	0,5 мкм / ультрамелкий
2	18,80	среднезернистый
3	14,80	менее 0,2 мкм / нанооптический
4	14,80	0,17 мкм / нанооптический
5	14,28	0,17 мкм / нанооптический
6	14,53	0,1–0,5 мкм нано- / ультрамелкий

спекания в твердые сплавы добавляют ингибиторы – карбиды переходных металлов, например VC, Cr₂C₃, NbC, TaC [6]. Эффективный ингибитор мало влияет на кинетику спекания, но задерживает рост зерна и обеспечивает получение мелкозернистой структуры [4]. Механизм замедления роста зерна карбида вольфрама в присутствии ингибирующей добавки VC посредством исследования методами просвечивающей микроскопии и локального энергодисперсионного анализа границ раздела WC/Co впервые изучен в [6, 10].

Разработанные технологические приемы позволяют получать твердые сплавы, в которых средний размер зерен карбидной составляющей может изменяться от долей микрометра до 10–15 мкм. Эту закономерность широко используют при создании сплавов различного назначения с заданными свойствами [2]. Величина зерна полученного порошка вольфрама зависит от температуры восстановления, содержания влаги в водороде и скорости его потока, а также от состояния исходного вольфрамового ангидрида. Как правило, она тем больше, чем больше размер зерна вольфрамовой кислоты, выше температура восстановления и содержание влаги в водороде, ниже скорость потока водорода [3].

В последнее время наблюдается тенденция введение в сплавы WC–Co присадок TaC + TiC, которые предотвращают рост зерна, незначительно влияя на все остальные свойства твердых сплавов. Небольшие добавки TaC к твердым сплавам WC–Co способствуют уменьшению размера зерен, затормаживая таким образом рекристаллизацию карбидной фазы и делая эти сплавы, как правило, более мелкозернистыми и твердыми, чем соответствующие сплавы без присадок TaC. Кроме того, такие сплавы можно спекать в более широком температурном интервале, следовательно, они менее чувствительны к пережогу. Незначительные добавки TaC снижают склонность протягиваемого материала к привариванию к волоке [3].

Выводы

В настоящее время вольфрамо-кобальтовые сплавы достаточно изучены и широко используются на практике, однако современные тенденции требуют дальнейшего усовершенствования уже разработанных материалов и технологий. На основе сравнительного анализа образцов твердосплавных волок-заготовок от нескольких производителей представлены различия в микроструктуре твердого сплава.

ЛИТЕРАТУРА

1. Метизное производство: практ. пособие / А. В. Веденеев [и др.]; под общ. ред. А. Н. Савенка. – Гомель: ГГТУ им. П. О. Сухого, 2019. – 315 с.
2. Герман, Р. Порошковая металлургия от А до Я: учеб.-справ. рук. / Р. Герман; пер. с англ. – Долгопрудный: Интеллект, 2009. – 336 с.
3. Киффер, Р. Твердые сплавы / Р. Киффер, Ф. Бенезовский; пер. с нем. – М.: Металлургия, 1971. – 392 с.
4. Роман, О. В. Порошковая металлургия – безотходная, энергосберегающая технология / О. В. Роман, И. П. Габриелов. – Минск: Беларусь, 1986. – 160 с.
5. Дефекты стальных заготовок и металлопродукции: справ.-атлас / под общ. ред. А. Н. Савенка. – Минск: СтройМедиаПроект, 2019. – 327 с.
6. Формирование структуры твердых сплавов на основе системы WC–Co с субмикронным зерном в присутствии ингибирующих добавок / Е. Н. Каблов [и др.]. // Труды ВИАМ. – 2020. – № 4–5. – С. 89–99.
7. Каблов, Е. Н. Ключевая проблема – материалы / Е. Н. Каблов // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. – М.: ВИАМ, 2015. – С. 458–464.
8. Каблов, Е. Н. Материалы – основа любого дела / Е. Н. Каблов // Деловая слава России. – 2013. – № 2. – С. 4–9.
9. Савенок, А. Н. Перспективные направления развития твердосплавного инструмента для волочения проволоки / А. Н. Савенок, Д. Г. Сачава, Т. Н. Липаткина // Литье и металлургия. – 2007. – № 4. – С. 39–43.
10. Ortner, H. The history of the technological progress of hardmetal / H. Ortner, H. Kolaska, P. Ettmayer // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2014. – Vol. 44. – P. 148–159.

REFERENCES

1. **Vedeneev A.V.** *Metiznoe proizvodstvo* [Hardware production]. Gomel', GGTU im. P.O. Suhogo Publ., 2019, 315 p.
2. **German R.** *Poroshkovaja metallurgija ot A do Ja* [Powder metallurgy from A to Z]. Dolgoprudnyj, Intellekt Publ., 2009, 336 p.
3. **Kiffer R., Benezovskij F.** *Tverdye splavy* [Hard alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1971, 392 p.
4. **Roman O.V., Gabrielov I.P.** *Poroshkovaja metallurgija – bezothodnaja, jenergosberegajushhaja tehnologija* [Powder metallurgy – waste-free, energy-saving technology]. Minsk, Belarus' Publ., 1986, 160 p.
5. **Savenok A.N.** *Defekty stal'nyh zagotovok i metalloprodukcii* [Defects in steel blanks and metal products]. Minsk, StrojMediaProekt Publ., 2019, 327 p.
6. **Kablov E.N., Lukina E.A., Zavodov A.V., Efimochkin I. Ju.** Formirovanie struktury tverdyh splavov na osnove sistemy WC–Co s submikronnym zernom v prisutstvii ingibirujushhih dobavok [Formation of the structure of hard alloys based on the WC–Co system with submicron grains in the presence of inhibitory additives]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2020, no. 4–5, pp. 89–99.
7. **Kablov E.N.** Ključevaja problema – materialy [The key problem is materials]. *Tendencii i orientiry innovacionnogo razvitija Rossii = Trends and guidelines for innovative development in Russia*. Moscow, VIAM Publ., 2015, pp. 458–464.
8. **Kablov E.N.** Materialy – osnova ljubogo dela [Materials are the basis of any business]. *Delovaja slava Rossii = Business glory of Russia*, 2013, no. 2, pp. 4–9.
9. **Savenok A.N., Sachava D.G., Lipatkina T.N.** Perspektivnye napravlenija razvitija tverdosplavnogo instrumenta dlja volochenija provoloki [Perspective directions of development of hard-alloy instrument for wire drawing]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2007, no. 4, pp. 39–43.
10. **Ortner H., Kolaska H., Ettmayer P.** The history of the technological progress of hardmetal. *International journal of refractory metals and hard materials*, 2014, vol. 44, pp. 148–159.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-51-54>
УДК 669.35-157:539.26

Поступила 05.09.2023
Received 05.09.2023

КОНТРОЛЬ ПЛАСТИЧНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ

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

Относительное сужение термообработанной заготовки из перлитной стали характеризует общий уровень пластических и технологических свойств холоднодеформированной с большими суммарными обжатиями проволоки. Уменьшение межпластинчатого расстояния при термообработке и в процессе пластической деформации повышает, а потеря при многократном волочении пластинчатого строения с повышением плотности дислокаций внутри ячеек в феррите и дополнительное снижение подвижности дислокаций при их блокировке атомами углерода при распаде цементита снижают пластичность холоднодеформированной перлитной стали.

Ключевые слова. Дисперсность перлита, пластинчатое строение перлита, распад цементита, механизмы деформационного упрочнения, подвижность дислокаций.

Для цитирования. Фетисов, В. П. Контроль пластичности высокопрочного состояния холоднодеформированной перлитной стали / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 51–54. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-51-54>.

CONTROL OF PLASTICITY OF HIGH-STRENGTH CONDITION OF COLD-FORMED PEARLITIC STEEL

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

The relative narrowing of the heat-treated pearlite steel billet characterizes the overall level of plastic and technological properties of the cold-formed wire with large total compressions. The reduction of the interplate distance during heat treatment and during plastic deformation is increased, and the loss during repeated drawing of the plate structure with an increase in the density of dislocations inside the cells in ferrite and an additional decrease in the mobility of dislocations when they are blocked by carbon atoms during the decay of cementite reduce the plasticity of cold-formed pearlite steel.

Keywords. Dispersion of perlite, lamellar perlite structure, cementite decay, deformation hardening mechanisms, mobility of dislocations.

For citation. Fetisov V. P. Control of plasticity of high-strength condition of cold-formed pearlitic steel. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 51–54. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-51-54>.

В [1] рассмотрена роль взаимосвязанных процессов микро- и макроразрушения на формирование при испытаниях на растяжение пластических свойств термообработанной перлитной стали с различной дисперсностью структуры. Относительное сужение и относительное удлинение возрастают с уменьшением межпластинчатого расстояния в перлите, причем повышенная структурная чувствительность отмечается при контроле относительного сужения. Среди всех микроструктурных явлений развития шейки (зарождение несплошностей, их рост и объединение, образование трещины и ее продвижение до момента окончательного разрушения) критическим является зарождение несплошностей, а для стадии макроразрушения превалирующим фактором служит показатель интенсивности деформационного упрочнения, изменяющий соотношение напряжений от уменьшения поперечного сечения и вследствие деформационного упрочнения. Установлено, что влияние повышения дисперсности пластинчатого перлита на увеличение относительного сужения обусловлено снижением роли процессов микроразрушения в области равномерной и локальной деформации и повышением интенсивности деформационного упрочнения на стадии сосредоточенной деформации, связанное с дополнительным упрочнением при взаимодействии дислокаций с атомами углерода при распаде цементита и со снижением релаксации напряжений из-за образования несплошностей структуры.

Для оценки надежности относительного сужения в качестве характеристики высокопрочного состояния перлитной стали практический интерес представляют исследования взаимосвязи данного параметра

пластичности металла после термообработки и в процессе многократного волочения с большими суммарными обжатиями.

Целью настоящей работы является анализ зависимости относительного сужения проволоки от суммарного обжатия при многократном волочении перлитной стали с различной дисперсностью структуры.

В табл. 1 [2] представлено изменение механических свойств холоднодеформированной проволоки диаметром 0,5 мм из стали У8А в зависимости от степени суммарной деформации ($Q_{\text{сум}}$) волочением с единичными обжатиями 18 %.

Таблица 1. Влияние суммарной степени деформации ($Q_{\text{сум}}$, $\ln m$) при многократном волочении на механические свойства холоднодеформированной проволоки диаметром 0,5 мм из стали У8А

Суммарная деформация $Q_{\text{сум}}$, %	Логарифм вытяжки $\ln m$	Временное сопротивление разрыву σ_b , Н/мм ²	Относительное сужение Ψ , %	Число скручиваний	$P_{\text{узд}} / P$, %
0	0	1332,8	37	41	57
10	0,110	1450,4	37	35	58
30	0,365	1607,2	42	34	60
50	0,700	1675,8	51	34	62
70	1,200	1881,6	53	34	58
90	2,300	2312,8	46	33	58

В исходном патентированном состоянии относительное сужение $\Psi = 37\%$. Несмотря на рост прочностных свойств, с увеличением $Q_{\text{сум}}$ до 30–70 % относительное сужение повышается до 42–53 %. Однако дальнейшее увеличение суммарного обжатия до 90 % сопровождается снижением Ψ до 46 %. Обращает на себя внимание, что для тонкого волочения наблюдается повышенная деформационная чувствительность относительного сужения по сравнению с такими технологическими характеристиками, как число скручиваний и отношение усилий разрыва проволоки с узлом и в исходном состоянии ($P_{\text{узд}} / P$).

Аналогичный характер изменения относительного сужения в зависимости от степени деформации отмечается при контроле на образцах проволоки по переходам многократного волочения. Так, при волочении патентированной заготовки диаметром 4,85 мм из стали У8А с суммарным 86,4 % и единичными 22 % обжатиями максимум относительного сужения $\Psi = 56\%$ приходится на $Q_{\text{сум}} = 70\%$ [3].

Влияние дисперсности тонкопластинчатого перлита исследовано в [4] на примере структур сорбита патентирования и кратковременного электроотпуска после закалки при многократном волочении исходной заготовки диаметром 4,0 мм из стали У8 с суммарным обжатием 90 %. При этом экспериментальные данные [4] показали следующие результаты.

Термообработанная заготовка характеризовалась: $\sigma_b = 1313$ Н/мм², $\Psi = 32\%$ после патентирования; $\sigma_b = 1617$ Н/мм², $\Psi = 35\%$ после электроотпуска, что обусловлено уменьшением межпластиночного расстояния и более дисперсной тонкопластинчатой формой цементитных пластин в сорбите электроотпуска. Различия в прочности и пластичности сохраняются и после $Q_{\text{сум}} = 90\%$: $\sigma_b = 2460$ Н/мм², $\Psi = 40\%$ для патентирования; $\sigma_b = 2940$ Н/мм², $\Psi = 46\%$ после электроотпуска. По мере роста суммарного обжатия относительные сужения повышаются до $\Psi = 54\%$, но для электроотпуска максимум значений приходится на $Q_{\text{сум}} = 84\%$ по сравнению с $Q_{\text{сум}} = 69\%$ для патентирования.

Для выяснения особенностей характерного для патентированной перлитной стали разнонаправленного формирования пластических свойств по мере роста суммарного обжатия рассмотрим изменения структуры и механизмов деформационного упрочнения в процессе многократного волочения.

Анализ влияния истинной степени деформации при волочении (логарифм вытяжки $\ln m$) на изменение прочностных свойств (табл. 1) выявляет наличие трех областей суммарных обжатий с различной скоростью деформационного упрочнения: $d\sigma_b / d\ln m$ (А): до 0,365 ($A_1 = 76,7$); 0,365–1,200 ($A_2 = 33,5$) и 1,200–2,300 ($A_3 = 40$).

Проведенные в [4–6] исследования формирования структуры с увеличением суммарного обжатия и выполненный ранее [7] анализ механизмов деформационного упрочнения при многократном волочении перлитной стали позволяют установить следующую связь структуры, механизмов и показателей упрочнения.

Начальная стадия пластической деформации патентированной заготовки характеризуется сильным увеличением плотности дислокаций в ферритной матрице. Дислокационная структура состоит

преимущественно из плотных клубков, которые при дальнейшей деформации формируются в стенки ячеистой структуры. Уменьшение подвижности дислокаций приводит к интенсивному упрочнению ($A_1 = 76,7$) проволоки по механизму пересечения дислокаций.

После образования ячеистой структуры в феррите рост суммарной степени деформации во второй области сопровождается уменьшением расстояния между субструктурными барьерами (границами ячеек). Поперечный размер ячеек, который совпадает с межпластиночным расстоянием в перлите, уменьшается при волочении пропорционально диаметру проволоки. Наблюдаемая очистка ферритных промежутков от дислокаций приводит к минимизации упрочнения по типу леса дислокаций, прирост прочности обусловлен субструктурным упрочнением ($A_2 = 33,5$) при уменьшении межпластиночного расстояния (размера ячеек).

Рост скорости деформационного упрочнения в третьей области ($A_3 = 40$) вызван образовавшейся после сверхбольших суммарных обжатий субструктурой со смешанными дислокационно-карбидными границами и с повышенной плотностью дислокаций внутри ячеек в феррите, обеспечивающей дополнительное упрочнение по типу леса дислокаций. Кроме того, уменьшению подвижности дислокаций и увеличению прироста прочности способствует также усиление блокировки дислокаций атомами углерода при распаде цементита.

Применительно к формированию пластических свойств проволоки при многократном волочении перлитной стали приоритетное значение имеет также поведение при деформации пластин цементита: их ориентация, сохранение формы и дробление. Глубокое изучение накопления дефектности карбидной фазы при деформации волочением выполнено в [3–6].

Обжатие на 15 % стали с тонкопластинчатой структурой вызывает некоторую деформацию цементитных пластин, состоящую в повороте пластин вдоль оси волочения и в начинающемся процессе их дробления. Деформация на 40 % обнаруживает еще большее дробление и поворот цементитных пластин. Наиболее разрушаются карбидные пластинки, ориентированные почти перпендикулярно оси проволоки. После 50 % деформации продолжается ориентация перлитных колоний вдоль оси волочения. Цементитные пластины утончаются в поперечном сечении и удлиняются в продольном. В области сверхбольших суммарных обжатий пластины цементита претерпевают существенные изменения: следы сильной пластической деформации в виде вытяжек, разрывов и дробления. Прерывистости пластин карбидной фазы способствуют также процессы распада цементита при пластической деформации. Заключительная стадия деформационных и диффузионных преобразований в карбидной фазе – потеря пластинчатого строения перлита.

Сопоставление изменений при многократном волочении механизмов деформационного упрочнения, состояния карбидной фазы и величины относительного сужения (табл. 1) позволяет считать, что упорядочение структуры за счет преимущественной ориентации пластин цементита вдоль оси проволоки и уменьшение межпластиночного расстояния способствуют повышению показателя степени сужения площади поперечного сечения металла при растяжении, а потеря пластинчатого строения перлита, повышение плотности дислокаций внутри ячеек в феррите и усиление блокировки дислокаций атомами углерода при распаде цементита сопровождаются уменьшением относительного сужения холоднодеформированной проволоки.

Выявленное в [4] смещение максимума относительного сужения в область повышенных суммарных обжатий при увеличении дисперсности перлита в исходной заготовке подтверждает определяющую роль величины межпластиночного расстояния и сохранения пластинчатого строения эвтектоида на формирование пластических свойств холоднодеформированной проволоки.

Выводы

1. Уменьшение межпластиночного расстояния при термообработке и в процессе пластической деформации сопровождается ростом относительного сужения перлитной стали.
2. Потеря в процессе многократного волочения с большими суммарными обжатиями пластинчатого строения перлита с повышением плотности дислокаций в теле ячеек и с их дополнительной блокировкой атомами углерода при распаде цементита вызывают снижение показателя степени сужения площади поперечного сечения проволоки при растяжении.
3. Величина относительного сужения термообработанной заготовки из перлитной стали характеризует пластические и технологические свойства холоднодеформированной проволоки до сверхбольших суммарных обжатий.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Фетисов, В. П.** Формирование пластических свойств при деформации растяжением перлитной стали / В. П. Фетисов // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 2. – С. 61–63.
2. **Красильников, Л. А.** Релаксационная стойкость и циклическая прочность холоднотянутой проволоки / Л. А. Красильников, В. Я. Зубов. – М.: Металлургия, 1970. – 68 с.
3. **Потемкин, К. Д.** Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки / К. Д. Потемкин. – М.: Металлургиздат, 1963. – 120 с.
4. **Гриднев, В. Н.** Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – Киев: Наукова думка, 1974. – 231 с.
5. **Embury, J.** The structure and properties of drawn pearlite / J. Embury, R. Fisher // *Acta Metallurgica*. – 1966. – Vol. 14, iss. 2. – P. 147–159.
6. **Embury, J.** Substructural strengthening in materials subject to large plastic strains / J. Embury, A. Keh, R. Fisher // *Trans. Met. Soc. ALME*. – 1966. – Vol. 236, iss. 9. – P. 1252–1260.
7. **Фетисов, В. П.** Пластичность высокопрочной проволоки / В. П. Фетисов. – М.: Интернет Инжиниринг, 2011. – 128 с.

REFERENCES

1. **Fetisov V.P.** Formirovanie plasticheskikh svojstv pri deformacii rastjazheniem perlitnoj stali [Formation of plastic properties during deformation stretching of pearlitic steel]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 61–63.
2. **Krasil'nikov L. A., Zubov V. Ja.** *Relaksacionnaja stojkost' i ciklicheskaja prochnost' holodnotjanutoj provoloki* [Relaxation resistance and cyclic strength of cold-drawn wire]. Moscow, Metallurgija Publ., 1970, 168 p.
3. **Potemkin K.D.** *Termicheskaja obrabotka i volochenie vysokoprochnoj provoloki* [Heat treatment and drawing of high tensile wire]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1963, 120 p.
4. **Gridnev V.N., Gavriljuk V.G., Meshkov Ju. Ja.** *Prochnost' i plastichnost' holodnodeformirovannoj stali* [Strength and ductility of cold-worked steel]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1974, 231 p.
5. **Embury J., Fisher R.** The structure and properties of drawn pearlite. *Acta Metallurgica*, 1966, vol. 14, iss. 2, pp. 147–159.
6. **Embury J., Keh A., Fisher R.** Substructural strengthening in materials subject to large plastic strains. *Trans. Met. Soc. ALME*, 1966, vol. 236, iss. 9, pp. 1252–1260.
7. **Fetisov V.P.** *Plastichnost' vysokoprochnoj provoloki* [Ductility of high tensile wire]. Moscow, Internet Inzhiniring Publ., 2011, 128 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-55-59>
УДК 621.771.06-114

Поступила 23.01.2024
Received 23.01.2024

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТОВОГО ПРОКАТА В СРЕДЕ QFORM VX С ТЕХНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ЛПК АО «УЗМЕТКОМБИНАТ»

Ж. О. ОЛИМЖОНОВ, АО «Узметкомбинат», г. Бекабад, Узбекистан, ул. Сирдарё, 1
Н. И. ШЕРБУТАЕВ, ООО «Ташкентский металлургический завод», г. Ташкент, Узбекистан, ул. ТКАД, 1
А. С. ТАТАРУ, НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия, Ленинский пр., 4. E-mail: j.olimjonov@uzbeksteel.uz

Проведен анализ методики расчета параметров горячекатаной полосы из низкоуглеродистой стали на широкополосном стане 1600, по результатам которого разработана компьютерная программа для быстрого расчета параметров прокатки. Построена твердотельная модель и выполнено моделирование процесса прокатки в среде QForm. Проведен сравнительный анализ полученных данных с паспортными данными агрегата «Danieli». Установлено, что результаты моделирования не превышают предельно допустимых значений отклонений по усилию прокатки и геометрическим параметрам горячекатаной полосы.

Ключевые слова. Листовая прокатка, продольная прокатка, рабочие валки, опорные валки, реверсивный стан, непрерывный стан, горячая прокатка, холодная прокатка.

Для цитирования. Олимжонов, Ж. О. Сравнительный анализ результатов моделирования процесса прокатки горячекатаного листового проката в среде QForm VX с техническими характеристиками ЛПК АО «Узметкомбинат» / Ж. О. Олимжонов, Н. И. Шербутаев, А. С. Татару // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 55–59. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-55-59>.

COMPARATIVE ANALYSIS OF HOT-ROLLED SHEET ROLLING PROCESS MODELING RESULTS IN QFORM VX ENVIRONMENT WITH TECHNICAL CHARACTERISTICS OF THE HOT STRIP MILL OF JSC “UZMETKOMBINAT”

J. O. OLIMZHONOV, JSC “Uzmetkombinat”, Bekabad, Uzbekistan, 1, Sirdaryo str.
N. I. SHERBUTAYEV, JV LLC “Toshkent Metallurgiya Zavodi”, Tashkent, Uzbekistan, 1, TKAD str.
A. S. TATARU, National University of Science and Technology “MISiS”, Moscow, Russia, 4, Leninskiy ave.
E-mail: j.olimjonov@uzbeksteel.uz

The paper presents an analysis of the methodology for calculating the parameters of hot-rolled low-carbon steel strip on a 1600 wide strip mill. Based on the analysis, a computer program for quick calculation of rolling parameters has been developed. A solid-state model was constructed and the rolling process was simulated in the QForm environment. A comparative analysis was carried out with the passport data of the “Danieli” unit based on the modeling results. The obtained modeling results do not exceed the maximum allowable deviations for rolling force and geometric parameters of the hot-rolled strip.

Keywords. Sheet rolling, longitudinal rolling, work rolls, backup rolls, reversing mill, continuous mill, hot rolling, cold rolling.

For citation. Olimzhonov J. O., Sherbutayev N. I., Tataru A. S. Comparative analysis of hot-rolled sheet rolling process modeling results in QForm VX environment with technical characteristics of the hot strip mill of JSC “Uzmetkombinat”. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 55–59. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-55-59>.

Введение

В настоящее время в АО «Узметкомбинат» идет строительство литейно-прокатного комплекса (ЛПК) [1]. Изготовителем оборудования является концерн «Danieli» (г. Буттрио, Италия) – один из крупнейших мировых производителей. В соответствии с проектом, в состав основного оборудования ЛПК будет входить непрерывный широкополосный стан с длиной бочки рабочих валков 1600 мм.

В статье рассмотрена и проанализирована технология производства горячекатаного широкополосного проката, состав, технические характеристики и расположение основного оборудования прокатного

комплекса. Выполнен анализ существующих методик расчета параметров прокатки: деформационного, температурного, скоростного режимов, энергосиловых параметров и т.п. Построена твердотельная модель валков чистовых клетей прокатного стана и проведено моделирование процесса прокатки горячекатаного листа в среде QForm VX. Выполнено сравнение результатов моделирования с техническими характеристиками ЛПК «Danieli».

Характеристика ЛПК АО «Узметкомбинат»

Мощность ЛПК – 1,04 млн т в год горячекатаного листового проката в рулонах. Прокатный стан состоит из 5 прокатных клетей кварто: 3 клетки – черновая группа, 2 клетки – чистовая. Клетки кварто оборудованы парой рабочих валков гладкого профиля и парой опорных валков для придания дополнительной жесткости по всей поверхности валка. Прокатка происходит непрерывно, т.е. раскатанная полоса находится одновременно во всех клетях стана. Основные технические характеристики клетей представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Технические характеристики клетей

Характеристика	Значение				
Клеть	K1	K2	K3	K4	K5
Максимальная скорость прокатки, м/с	3,50	5,44	10,20	14,32	18,23
Максимальное усилие прокатки, кН	38000	38000	38000	32000	32000
Максимальный крутящий момент на рабочем валке, кНм	980,1	646,8	372,4	169,9	130,72
Модуль жесткости клетки, кН/мм	6000	6000	6000	6000	5400
Опорные валки					
Длина бочки, мм	1400	1400	1400	1400	1400
Максимальный диаметр, мм	1350	1350	1350	1350	1350
Минимальный диаметр, мм	1230	1230	1230	1230	1230
Рабочие валки					
Минимальный диаметр, мм	730	730	730	560	560
Максимальный диаметр, мм	810	810	810	630	630
Длина бочки, мм	1600	1600	1600	1600	1600

Программа расчета параметров прокатки горячекатаной полосы

На основе методики расчета параметров прокатки [2] на агрегате производства горячекатаной полосы разработана компьютерная программа с использованием Microsoft Office Excel. Интерфейс программы показан на рис. 1.

Моделирование и расчет процесса горячей прокатки в среде QForm VX

Анализ производства горячекатаной полосы проводили путем моделирования процесса прокатки в среде QForm VX [3, 4].

Использовали следующие параметры входной заготовки: толщина сляба 40–60 мм, ширина 800–1300 мм, максимальная длина 59 м, максимальный вес 30 т.

Параметры выходного продукта: толщина горячекатаного проката 1,4–12,0 мм, ширина 800–1300 мм, максимальный вес 30 т.

Моделирование проводили для профиля 2,80×1260. В табл. 2 и 3 представлены основные рассчитанные параметры технологического режима прокатки, на рис. 2 показано относительное обжатие заготовки по клетям на стане горячей прокатки.

На рис. 3 дан общий вид рабочих валков чистовых клетей № 1–5.

Исходные условия, по которым проводилось моделирование в среде QForm VX, указаны в табл. 4. Энергосиловые параметры (ЭСП), полученные в результате моделирования и расчета, отражены на рис. 4 и в табл. 5.

По результатам моделирования и расчета минимальный запас прочности составил 18,5%.

Помимо ЭСП и технологических режимов прокатки, с помощью моделирования в среде QForm VX получены геометрические параметры – толщина полос (табл. 6, рис. 5). Согласно сравнительному анализу, отклонение по толщине не превышает 1,5%.

Постоянные параметры				Постоянные параметры			
$V_{\text{конс}}$	8	м/с	скорость в последней клетки	γ	1,10		коэффициент Ладе (1,0-1,15)
T_0	1323	К	температура металла перед прокаткой	S	0,934		
l	11	м	расстояние до чистой клетки	σ_0	87,6	МПа	предел текучести
$v_{\text{сл}}$	1	м/с	скорость	a	0,125		коэффициент
τ	11	с	время охлаждения	b	0,266		коэффициент
$\Delta t_{\text{всп}}$	10,140	°C	время охлаждения заготовки при транспортировке ее от печи до клетки	c	-2,46		коэффициент
Δt_r	11,000	°C	потери температуры в зоне гидросброса	B	1300	мм	ширина проката

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМА														
Клеть	Толщина полосы, мм		Обжатие, %	Скорость прокатки, м/с	Радиус валика, мм	Температура валика, °C	Длина очага деформации, мм	Температура металла на входе, °C	Температура изменения после контакта, °C	Увеличение температуры за счет пластической деформации, °C	Температура на выходе, °C	Расстояние между клетями, м	Время остывания металла между клетями, с	Потери температуры между клетями, °C
	h_2	h	ϵ	v	R_0	t_0	l_0	$t_{\text{вх}}$	$t_{\text{конт}}$	$\Delta t_{\text{деф}}$	$t_{\text{вых}}$	l	τ	$\Delta t_{\text{пл}}$
F1	60,00	30,00	50,00%	0,81	405,00	80,00	110,23	1028,86	21,86	15,83	1022,83	5,50	3,60	6,14
F2	30,00	15,90	47,00%	1,53	405,00	80,00	75,57	1016,70	25,26	17,96	1009,40	5,50	2,05	6,33
F3	15,90	9,06	43,02%	2,68	405,00	80,00	52,63	1003,07	28,47	19,52	994,13	5,50	1,23	6,34
F4	9,06	5,43	40,07%	4,48	315,00	80,00	33,81	987,78	29,65	19,95	978,09	5,50	0,69	5,64
F5	5,43	3,04	44,01%	8,00	315,00	80,00	27,44	972,46	34,03	30,06	968,49			

РАСЧЕТ ЭНЕРГОСИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ																		
Клеть	Толщина полосы, мм		Обжатие, %	Скорость прокатки, м/с	Радиус валика, мм	Скорость прокатки, 1/с	Длина очага деформации, мм	Температура металла на входе, °C	Сопротивление деформации, МПа	Отношение длины очага деформации к средней толщине	Среднегеометрическая толщина, мм	Коэффициент трения	Коэффициенты				Среднее давление на контакте, МПа	Усилие прокатки, МН
	h_2	h	ϵ	v	R_0	$v_{\text{ср}}$	l_0	$t_{\text{вх}}$	σ_s	$l/l_{\text{ср}}$	h_m	$f_{\text{тр}}$	μ'	μ''	μ'''	μ''''	$P_{\text{ср}}$	P
F1	60,00	30,00	50,00%	0,81	405,00	3,68	110,23	1028,86	137,74	2,45	42,43	0,498	3,66	2,717	1	0,726	411,71	59,00
F2	30,00	15,90	47,00%	1,53	405,00	9,51	75,57	1016,70	157,12	3,29	21,84	0,504	5,40	3,205	1	0,779	553,88	54,41
F3	15,90	9,06	43,02%	2,68	405,00	21,94	52,63	1003,07	176,11	4,22	12,00	0,510	7,85	2,054	1	0,669	397,97	27,23
F4	9,06	5,43	40,07%	4,48	315,00	53,07	33,81	987,78	200,41	4,67	7,01	0,517	9,64	2,167	1	0,699	477,69	21,00
F5	5,43	3,04	44,01%	8,00	315,00	128,33	27,44	972,46	238,47	6,68	4,06	0,524	12,04	2,620	1	0,763	687,19	24,51

Рис. 1. Интерфейс программы расчета параметров горячей прокатки

Таблица 2. Технологические режимы прокатки

Номер клетки	Диаметр рабочих валков, мм	Толщина на входе, мм	Толщина на выходе, мм	Обжатие, %	Угол захвата, градус	Ширина проката, мм
K1	810	50,00	21,90	56,20	15,14	1256,36
K2	810	21,90	10,00	54,34	9,83	1259,05
K3	810	10,00	5,70	43,00	5,91	1260,02
K4	630	5,70	3,65	35,96	4,62	1260,48
K5	630	3,65	2,80	23,29	2,98	1260,67

Таблица 3. Динамические параметры прокатки

Номер клетки	Частота вращения валков, об./мин	Усилие на валки		Момент прокатки		Температура металла, °C	Расстояние между клетями, м
		Т	МН	Т/м	МН/м		
K1	13,3	2978	29,20	279,03	2,736	996	5,5
K2	28,2	3200	31,38	172,95	1,696	971	
K3	50,1	2630	25,79	83,91	0,823	943	
K4	102,1	1788	17,53	34,42	0,337	915	
K5	136,6	1266	12,415	15,44	0,151	882	

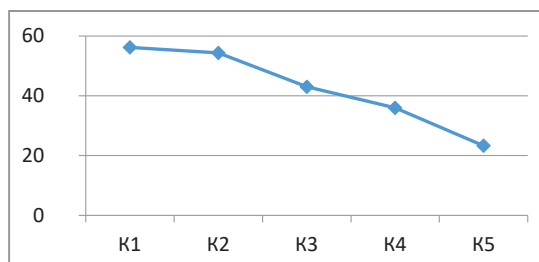


Рис. 2. Относительное обжатие по клетям на стане горячей прокатки, %

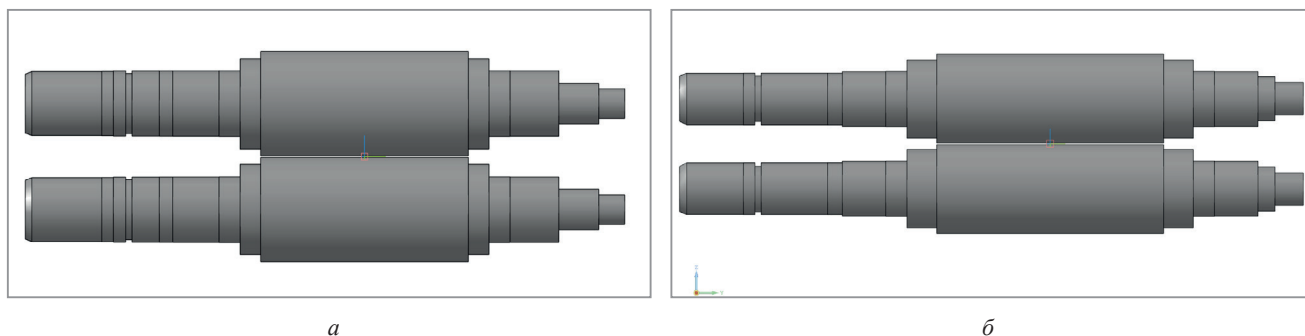


Рис. 3. Рабочие валки стана горячей прокатки:

а — клетки № 1–3: ширина 1600 мм, диаметр 810 мм; б — клетки № 4, 5: ширина 1600 мм, диаметр 630 мм

Т а б л и ц а 4. Условия моделирования в среде QForm VX

Размер исходной заготовки листа, мм	Температура заготовки, °С	Температура валков, °С	Материал заготовки	Материал валков	Коэффициент скольжения
50×1260	1200	80	Сталь 10	3Х3М3Ф	0,8

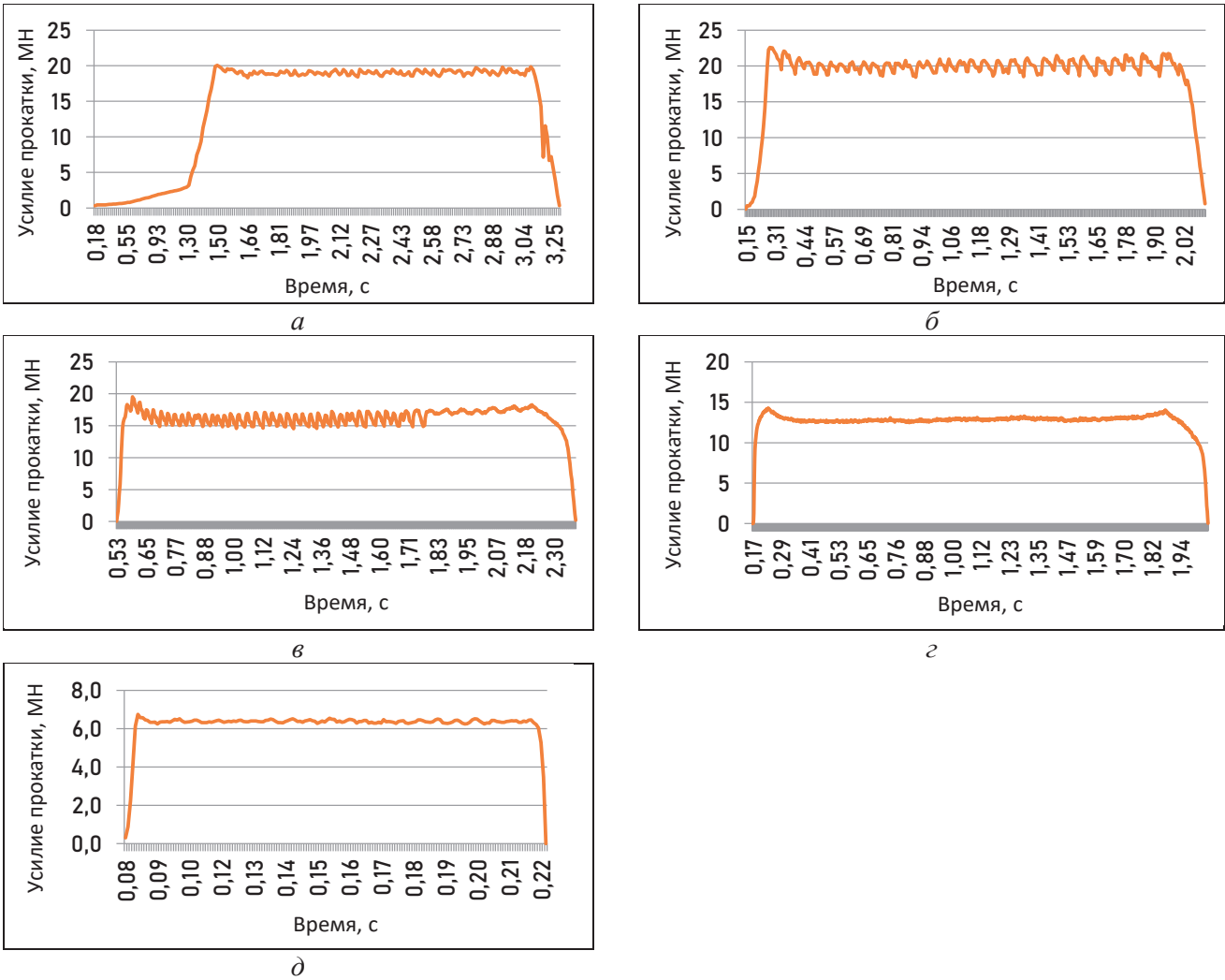


Рис. 4. График зависимости усилия прокатки от времени: а – ЭСП клетки № 1; б – № 2; в – № 3; г – № 4; д – ЭСП клетки № 5

Т а б л и ц а 5. Сравнительный анализ энергосиловых параметров

Номер клетки	Усилие прокатки в QForm, МН	Допустимое усилие, МН	Запас прочности, %
К1	20,06	29,20	31,2
К2	22,06	31,38	29,7
К3	19,53	25,79	24,3
К4	14,29	17,53	18,5
К5	6,74	12,42	45,7

Т а б л и ц а 6. Сравнительный анализ геометрических параметров полосы

Номер клетки	Толщина на выходе по результатам QForm, мм	Толщина, требуемая на выходе, мм	Отклонение, %
К1	21,92	21,90	0,11
К2	10,11	10,00	1,15
К3	5,79	5,70	1,50
К4	3,68	3,65	0,82
К5	2,84	2,80	1,42

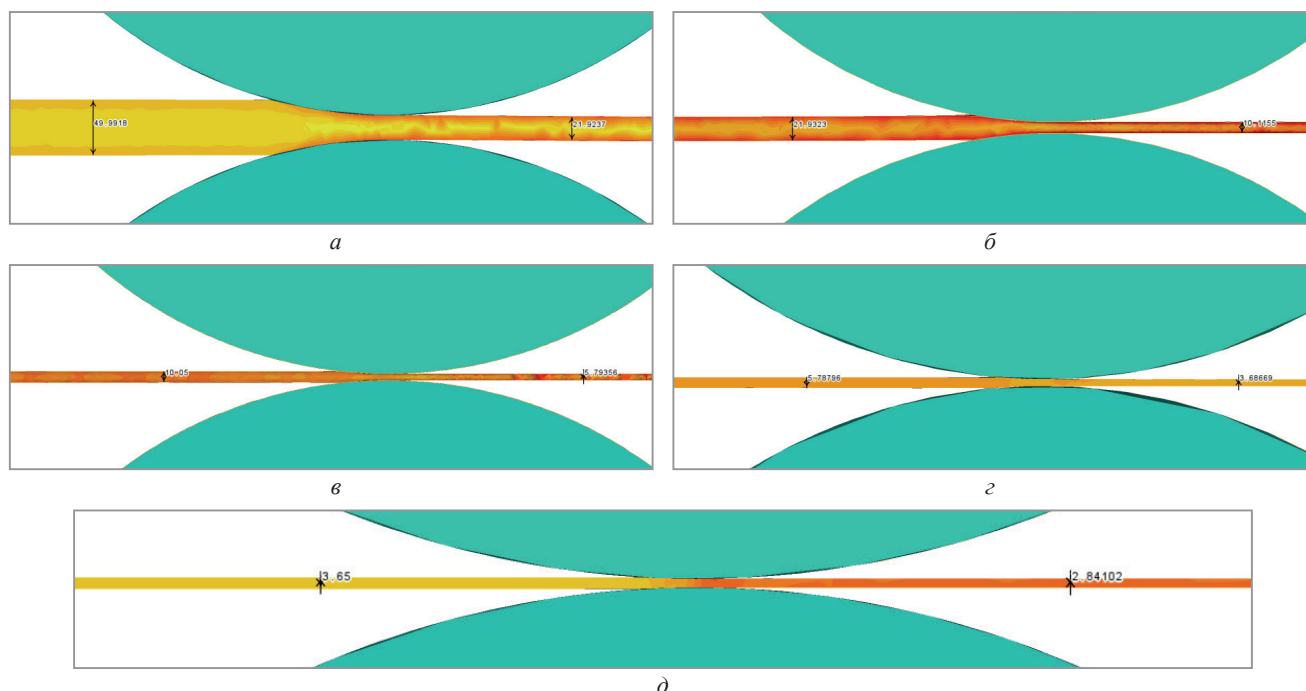


Рис. 5. Результат моделирования горячей прокатки в среде QForm VX – геометрические параметры получаемого проката: а – первый проход; б – второй; в – третий; г – четвертый; д – пятый проход

Выводы

1. Проведен анализ методики расчета параметров горячекатаной полосы, а также анализ и расчет основных технологических параметров прокатки: деформационного, температурного и скоростного режимов, ЭСП и т.п.
2. Разработана компьютерная программа для быстрого расчета параметров прокатки. Построена твердотельная модель и выполнено моделирование процесса прокатки в среде QForm. По результатам моделирования проведен сравнительный анализ с паспортными данными агрегата «Danieli».
3. Установлено, что отклонения по толщине проката не превышают 1,5%, а минимальный запас усилия составил 18,5%.
4. Проведен сравнительный анализ ЭСП горячей листовой прокатки. Результаты моделирования соответствуют паспортным данным и не превышают предельно допустимых значений по усилию прокатки, запасу прочности и геометрическим параметрам горячекатаной полосы.

ЛИТЕРАТУРА

1. О программе развития АО «Узметкомбинат» на 2021–2023 гг. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.uzbeksteel.uz/about/328>. – Дата доступа: 29.04.2019.
2. Обработка металлов давлением: учеб. / Б. А. Романцев [и др.]. – М.: МИСиС, 2008.
3. Компьютерное моделирование технологических процессов ОМД: лаб. практ. / С. М. Крискович [и др.]. – М.: Metallurgiya, 2019.
4. Власов, А. В. Метод конечных элементов в моделировании технологических процессов обработки металлов давлением / А. В. Власов. – М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2018.

REFERENCES

1. *Investment programs* [Electronic resource]. Accessed at: <https://www.uzbeksteel.uz/about/475> (access date 29.04.2019).
2. Romantsev B.A., Goncharuk A.V., Vavilkin N.M., Samusev S.V. *Obrabotka metallov davleniem* [Metal forming]. Moscow, MISiS Publ., 2008.
3. Kriskovich S.M. *Komp'yuternoe modelirovanie tehnologicheskikh processov OMD* [Computer modeling of OMD technological processes]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2019.
4. Vlasov A.V. *Metod konechnykh jelementov v modelirovanii tehnologicheskikh processov obrabotki metallov davleniem* [Finite element method in modeling technological processes of metal forming]. Moscow, MSTU named after N. E. Bauman Publ., 2018.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-60-62>
УДК 669

Поступила 26.10.2023
Received 26.10.2023

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ РАЗНОНАПРАВЛЕННОГО ФОРМИРОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКО- И КРУПНОЗЕРНИСТОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

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

Увеличение относительного удлинения с повышением размера зерна феррита обусловлено ростом интенсивности деформационного упрочнения в области равномерной деформации. Повышение относительного сужения с уменьшением размера зерна феррита связано с преимущественным направлением расширения центральной трещины вдоль оси растяжения и снижением интенсивности деформационного упрочнения в области локальной деформации.

Ключевые слова. Интенсивность деформационного упрочнения, размер ячеек, направление расширения трещины, степень развития шейки.

Для цитирования. Фетисов, В. П. Структурные аспекты разнонаправленного формирования пластических свойств мелко- и крупнозернистой низкоуглеродистой стали / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 60–62. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-60-62>.

STRUCTURAL ASPECTS OF THE DIVERSE FORMATION OF PLASTIC PROPERTIES OF FINE AND COARSE-GRAINED LOW-CARBON STEEL

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

An increase in the relative elongation with an increase in the ferrite grain size is due to an increase in the intensity of deformation hardening in the area of uniform deformation. An increase in the relative narrowing with a decrease in the size of the ferrite grain is associated with the predominant direction of expansion of the central crack along the axis of tension and with a decrease in the intensity of deformation hardening in the area of local deformation.

Keywords. Intensity of deformation hardening, cells' size, the direction of crack expansion, neck development degree.

For citation. Fetisov V. P. Structural aspects of the diverse formation of plastic properties of fine and coarse-grained low-carbon steel. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 60–62. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-60-62>.

Повышение дисперсности структуры в низкоуглеродистой стали сопровождается разнонаправленным изменением пластических свойств. Так, при уменьшении размера зерна феррита в стали 15кп относительное удлинение с повышением прочности снижается, а относительное сужение возрастает [1].

Отсутствие общей закономерности в изменении показателей пластичности в зависимости от структурного фактора требует дополнительного рассмотрения формирования пластических свойств при испытаниях на растяжение низкоуглеродистой стали.

В табл. 1 [1] представлено влияние размера зерна феррита в стали 15кп на изменение временного сопротивления разрыву (σ_B), показателей относительного сужения (Ψ) и относительных удлинений: полного ($\delta_{\text{полн}}$), равномерного ($\delta_{\text{равн}}$) и локального ($\delta_{\text{лок}} = \delta_{\text{полн}} - \delta_{\text{равн}}$), а также показателя деформационного упрочнения (n) в известном уравнении $\sigma = K\epsilon^n$.

Таблица 1. Влияние размера зерна феррита в стали 15кп на некоторые показатели при деформации растяжением со скоростью 10^{-4} с^{-1} и температуре 20°C

Показатель	Размер зерна феррита, мм				
	0,016	0,022	0,042	0,069	0,110
Временное сопротивление σ_B , Н/мм ²	406,7	386,1	365,5	345,0	329,3
Деформационное упрочнение n	0,20	0,33	0,34	0,35	0,37
Относительное сужение Ψ , %	70,0	70,0	69,0	67,0	67,0
Относительное удлинение полное $\delta_{\text{полн}}$, %	31,0	32,0	32,0	32,0	33,0
Относительное удлинение равномерное $\delta_{\text{равн}}$, %	22,0	25,0	26,0	26,0	27,0
Относительное удлинение локальное $\delta_{\text{лок}}$, %	9,0	7,0	6,0	6,0	6,0

Приведенные результаты свидетельствуют, что полное относительное удлинение прямо пропорционально величине равномерного удлинения и показателю деформационного упрочнения, а относительное сужение – величине локального удлинения.

Характерной особенностью деформирования крупнозернистой стали на стадии однородной деформации является повышение доли внутризеренной деформации, что, наряду с усилением блокировки дислокаций атомами внедрения при увеличении размера зерна феррита [2, 3], обеспечивает снижение плотности подвижных дислокаций при взаимодействии движущихся дислокаций с лесом дислокаций, рост показателя деформационного упрочнения и, соответственно, равномерного удлинения [4]. При этом увеличение с ростом размера зерна феррита доли равномерного удлинения с 71,0 до 81,8% обеспечивает повышение полного относительного удлинения для крупнозернистой стали (табл. 1). Поэтому можно считать, что величина относительного удлинения контролируется интенсивностью деформационного упрочнения в области равномерной деформации и возрастает с повышением способности к упрочнению при увеличении размера зерна феррита.

Показатель сужения площади поперечного сечения при растяжении зависит от степени развития шейки и характеризуется величиной локального удлинения.

Металлографические исследования показали [5], что на ранних стадиях формирования шейки выявляются лишь следы сдвиговой деформации в виде грубых полос скольжения. На более поздней стадии просматриваются мелкие поры, которые постепенно увеличиваются в результате их слияния и вытягиваются под действием осевого напряжения. Процесс слияния вытянутых пор заключается в разрушении мостиков между соседними порами и сопровождается образованием центральной трещины.

Среди всех этапов развития шейки (зарождение несплошностей, их рост и объединение, образование трещины и ее продвижение до момента окончательного разрушения) критическим является зарождение несплошностей.

Сохранение влияния дисперсности исходной структуры на изменение интенсивности деформационного упрочнения в области локальной деформации и ее снижение в мелкозернистой стали [4] способствуют увеличению степени деформации, необходимой для повышения напряжений до величины, вызывающей зарождение несплошностей, и одновременно росту развития шейки [6]. Наряду с этим важное значение имеет преимущественное направление расширения центральной трещины: вдоль оси растяжения или от центра к периферии. Расширение в плоскости нормальной оси растяжения обеспечивает уменьшение развития шейки вплоть до ее полного отсутствия [5].

С уменьшением размера зерна феррита образовавшаяся в области сосредоточенной деформации субструктура обеспечивает замедление роста центральной трещины от центра к периферии стенками ячеек при снижении их размеров в мелкозернистой стали [4], что сопровождается увеличением развития шейки.

Суммарным эффектом влияния отмеченных деформационных и структурных факторов на формирование шейки в стали с более дисперсной структурой является повышение локального удлинения и величины относительного сужения с уменьшением размера зерна феррита (табл. 1).

В свою очередь характерное для крупнозернистого металла дополнительное снижение плотности подвижных дислокаций и усиление локализации пластической деформации способствуют повышению склонности к образованию дефектов структуры, что, по сравнению с мелкозернистой сталью, вызывает противоположный характер формирования шейки.

Таким образом, разнонаправленное изменение относительного удлинения (рост с увеличением размера зерна феррита) и относительного сужения (повышение для более дисперсной структуры) связано:

- с повышением интенсивности деформационного упрочнения в области равномерной деформации – для крупнозернистой стали;
- со снижением интенсивности деформационного упрочнения в области локальной деформации и преимущественным направлением расширения центральной трещины вдоль оси растяжения – для мелкозернистой стали.

Одно из проявлений разнонаправленности – влияние на общую зависимость пластических свойств от размера зерна феррита.

Снижение интенсивности деформационного упрочнения на стадии неустойчивой деформации для более дисперсной структуры позволяет повысить вклад в изменение соотношения напряжений доли от уменьшения поперечного сечения, но ограничивает прирост относительного сужения и через $\delta_{\text{лок}}$ степень понижения относительного удлинения. В результате для низкоуглеродистой стали фиксируется

достаточно слабая структурная чувствительность пластических свойств. Так, при различии экстремальных значений размера зерна феррита в 6,9 раза относительное сужение изменяется на 3 %, а относительное удлинение – на 2 % (табл. 1).

Проведенный анализ формирования традиционных пластических свойств при испытаниях на растяжение свидетельствует, что наблюдаемое разнонаправленное изменение показателей пластичности в зависимости от дисперсности структуры является характерной особенностью деформации низкоуглеродистой стали, в отличие от перлитной стали 80 [7]. Поэтому назначение для контроля показателя пластичности должно осуществляться исходя из конкретного применения материала. Так, для многократного с большими суммарными обжатами волочения низкоуглеродистой катанки требуется определение показателей относительного удлинения, которые через интенсивность деформационного упрочнения надежно характеризуют деформируемость металла [2].

Выводы

1. Разнонаправленное изменение показателей удлинения и сужения в зависимости от размера зерна феррита отражает специфику деформации растяжением низкоуглеродистой стали.
2. Повышение относительного удлинения крупнозернистой стали обусловлено ростом интенсивности деформационного упрочнения в области равномерной деформации.
3. Увеличение относительного сужения мелкозернистой стали связано со снижением интенсивности деформационного упрочнения в области локальной деформации и преимущественным направлением расширения центральной трещины при развитии шейки вдоль оси растяжения.
4. Выбор надежного показателя пластичности необходимо выполнять для конкретных условий переработки или эксплуатации низкоуглеродистой стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Фетисов, В.П.** Исследование локализации пластической деформации при растяжении низкоуглеродистой стали / В.П. Фетисов // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 1. – С. 85–87.
2. **Фетисов, В.П.** Деформационное упрочнение углеродистой стали / В.П. Фетисов. – М.: Мир, 2005. – 200 с.
3. **Фетисов, В.П.** Локализация пластической деформации при деформировании низкоуглеродистой стали / В.П. Фетисов // *Литье и металлургия*. – 2022. – № 4. – С. 51–54.
4. **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.
5. **Хоникомб, Р.** Пластическая деформация металлов / Р.Хоникомб. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
6. **Вигли, Д.А.** Механические свойства материалов при низких температурах / Д.А. Вигли. – М.: Мир, 1974. – 374 с.
7. **Фетисов, В.П.** Формирование пластических свойств при деформации растяжением перлитной стали / В.П. Фетисов // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 2. – С. 61–63.

REFERENCES

1. **Fetisov V.P.** Issledovanie lokalizacii plasticheskoj deformacii pri rastjazhenii nizekouglerodistoj stali [Investigation of localization of plastic deformation during stretching of lowcarbon steel]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 85–87.
2. **Fetisov V.P.** *Deformacionnoe uprochnenie ugleodistoj stali* [Strain hardening of carbon steel]. Moscow, Mir Publ., 2005, 200 p.
3. **Fetisov V.P.** Lokalizacija plasticheskoj deformacii pri deformirovanii nizekouglerodistoj stali [Localization of plastic deformation during deformation of lowcarbon steel]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 4, pp. 51–54.
4. **Morrison V.B., Miller R.L.** Plastichnost' splavov so sverhmelkim zernom [Plasticity of alloys with ultrafine grains]. *Sverhmelkoe zerno v metallah = Ultrafine grains in metals*, 1973, pp. 181–205.
5. **Honikomb R.** *Plasticheskaja deformacija metallov* [Plastic deformation of metals]. Moscow, Mir Publ., 1972, 408 p.
6. **Vigli D.A.** *Mehanicheskie svojstva materialov pri nizkih temperaturah* [Mechanical properties of materials at low temperatures]. Moscow, Mir Publ., 1974, 374 p.
7. **Fetisov V.P.** Formirovanie plasticheskix svojstv pri deformacii rastjazheniem perlitnoj stali [Formation of plastic properties during deformation stretching of pearlitic steel]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 2, pp. 61–63.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-63-68>
УДК 669.017:620.1; 669.017:620.1.05

Поступила 20.11.2023
Received 20.11.2023

АРТЕФАКТЫ В МЕТАЛЛОГРАФИИ: ПЯТНА НА ПОВЕРХНОСТИ ШЛИФОВ

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

В статье в качестве артефактов рассмотрены пятна воды и реактивов, а также ложные структуры, возникающие на поверхности шлифов металлов и сплавов в процессе металлографической пробоподготовки и травления. Продемонстрирован вид таких артефактов при светлопольном освещении, а также при применении средств оптического контрастирования темного поля и поляризованного света.

Ключевые слова. Металлографические шлифы, пробоподготовка, травление, вода, темнопольное освещение, поляризованный свет.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Артефакты в металлографии: пятна на поверхности шлифов / А. Г. Анисович // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 63–68. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-63-68>.

ARTIFACTS IN METALLOGRAPHY: STAINS ON THE SURFACE OF METALLOGRAPHIC SAMPLES

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

The article discusses stains from water and reagents, as well as false structures that occur on the surface of metal and alloy samples during metallographic sample preparation and etching. The appearance of such artifacts under bright-field illumination and when using optical contrasting techniques such as dark-field and polarized light is demonstrated.

Keywords. Metallographic samples, sample preparation, etching, water, dark-field illumination, polarized light.

For citation. Anisovich A. G. Artifacts in metallography: stains on the surface of metallographic samples. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 63–68. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-63-68>.

Первым этапом любого металлографического исследования является пробоподготовка, цель которой – создать образец с зеркальной поверхностью. Качество такой поверхности должно обеспечить надежную идентификацию структуры материала, в которой не было бы места неточностям, вносимым различными артефактами.

В формировании металлографических шлифов и их травлении на микроструктуру важную роль играют различные жидкости. Изготовление шлифов на стадии тонкой шлифовки и полировки происходит с применением разных растворов и/или суспензий. Заключительной операцией пробоподготовки (перед травлением) является промывка и сушка. При травлении на микроструктуру используются растворы реактивов, потом следует этап мойки и сушки. Поэтому различные пятна – достаточно распространенный дефект металлографических шлифов. Они остаются вследствие плохой очистки шлифов, недостаточной просушки их после изготовления, травления, а также при контакте с посторонними предметами, в частности руками (отпечатки пальцев). Большое значение имеют также морфология поверхности образцов, наличие трещин или иных несплошностей. Соответственно дефекты такого рода должны быть узнаваемы, поскольку они не только загрязняют шлиф и мешают распознавать детали изображения, но и могут привести к ошибке интерпретации, в силу того что создают определенные оптические эффекты как при использовании светлопольного освещения, так и в темном поле и поляризованном свете.

Цель данной работы – демонстрация эффектов присутствия нежелательных следов воды и загрязнений на металлографических шлифах.

Изображения поверхности шлифов различных металлов и сплавов получены на металлографических микроскопах МИКРО-200 и МИ-1.

На рис. 1, *а, б* показаны соответственно специально нанесенная на поверхность нетравленного шлифа капля воды и след от этой же капли после ее высыхания. При высыхании на месте капли образуется пятно с черной окантовкой и радужными кольцами по форме капли. Поскольку на поверхности шлифа всегда имеются определенные минимальные загрязнения, окантовка и кольца образуются за счет перераспределения и концентрации этих загрязнений по мере высыхания воды. Радужные кольца – это проявление интерференции света на сформировавшейся пленке (из «раствора грязи»). Еще один вариант капель воды представлен на рис. 2. Отдельные капли формируются вокруг жировых загрязнений (рис. 2, *а*), в данном случае это пятно, созданное пальцем. В общей массе капли воды могут декорировать границы зерен (светлые линии на рис. 2, *б*, на которых нет капель). Полезной информации подобные изображения не несут.

След от воды хорошо виден при различных увеличениях не только при светлопольном освещении (рис. 3, *а*), но и в темнопольном освещении (рис. 3, *б*). «Светятся» высохшие пятна воды, а также пыль.

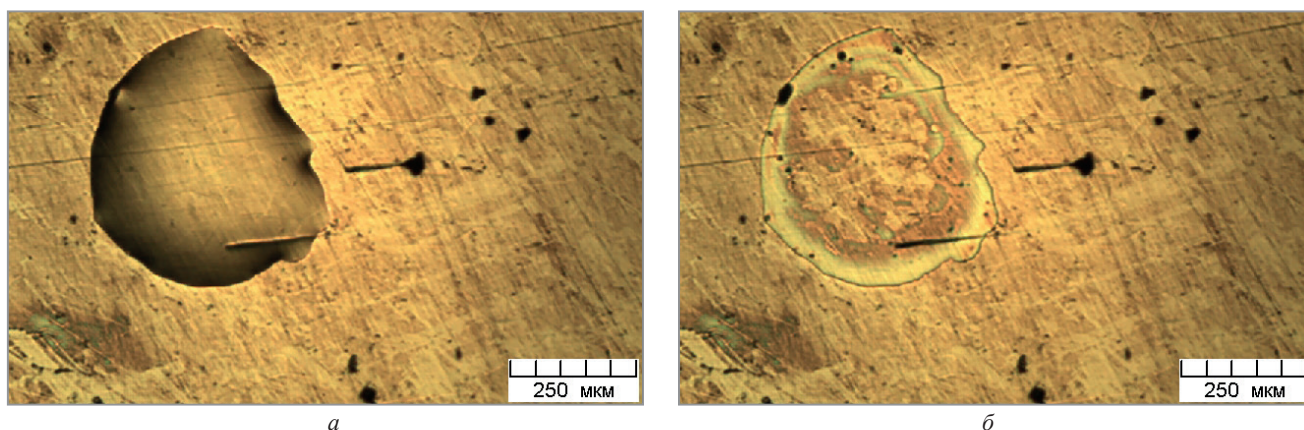


Рис. 1. Капля воды на поверхности шлифа кислородной меди (*а*); пятно, оставшееся после высыхания капли (*б*)

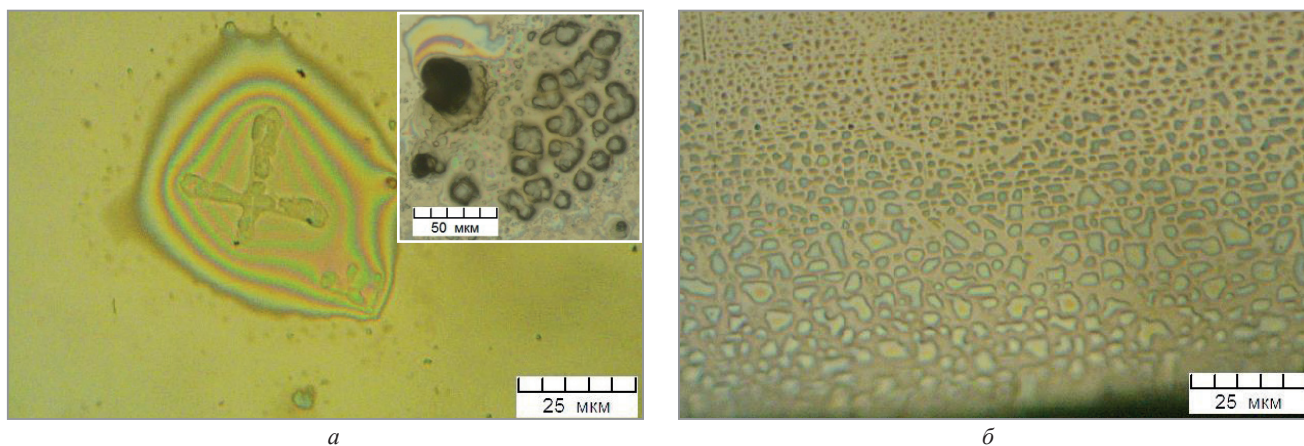


Рис. 2. Пленка высохшей воды вокруг загрязнения (*а*) и границы зерен, декорированные каплями воды (*б*)

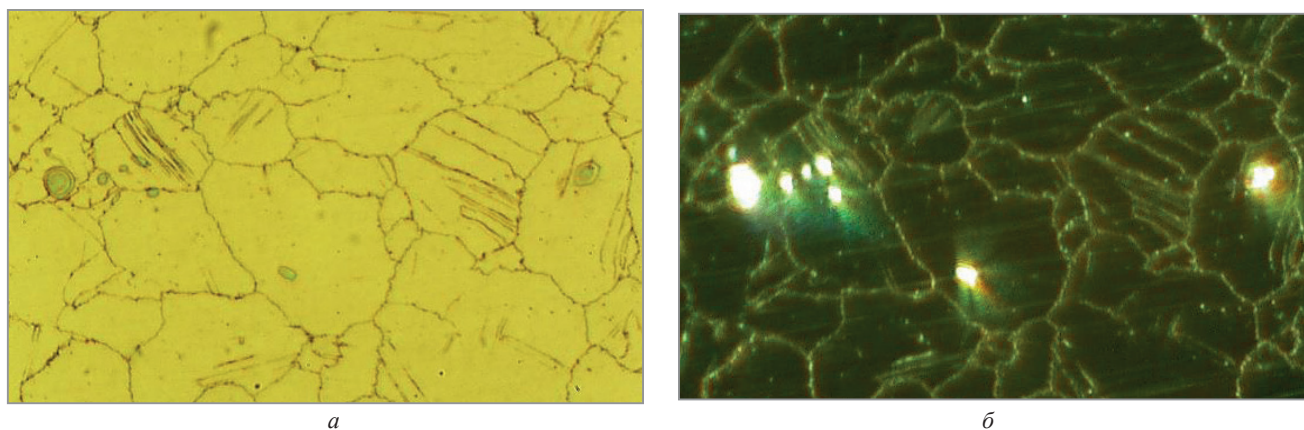


Рис. 3. Пятна воды на поверхности сплава кобальт-хром: *а* – светлопольное освещение; *б* – темнопольное освещение

Более сложный пример представлен на рис. 4. Капли воды, оставшиеся на плоской поверхности шлифа, как правило, удаляются фильтровальной бумагой. При необходимости шлиф можно повторно промыть или обработать этиловым спиртом и просушить. Если шлиф не имеет полостей, трещин и других несплошностей на поверхности, то вопрос о воде для данного образца далее не актуален. Иное дело, если в образце имеется трещина, пора и т.д. После промывки готового шлифа и его сушки фильтром вода может подняться на полированную поверхность из такой внутренней полости в силу капиллярного эффекта. На рис. 4 показаны зоны некачественной сварки с каплей воды в устье дефекта. Черные участки – пора и зона стыка металла. На рис. 4, *а* капля еще не высохла и при небольшом увеличении может быть принята за наплыв металла при формировании сварного шва. На рис. 4, *б* капля уже высохла, видны радужные кольца за счет интерференции света на сформировавшейся пленке. На рис. 4, *в* показан тот же участок после травления и тщательной промывки и сушки; артефакт практически отсутствует.

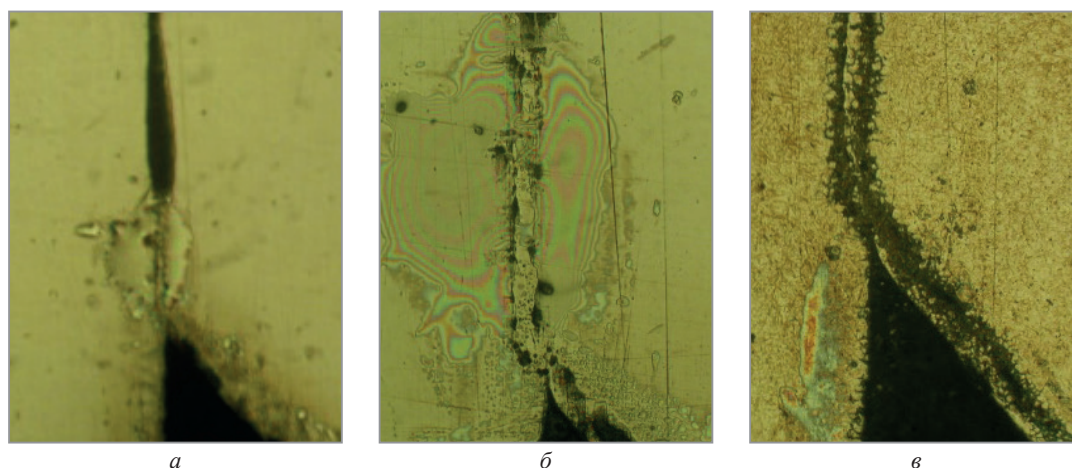


Рис. 4. Вода, поднимающаяся на поверхность шлифа по несплошностям в сварном шве:
а – свежая капля; *б* – пленка от высохшей капли; *в* – травление

Формирование на поверхности шлифов радужных пятен от реактивов после металлографического травления можно считать некоторым признаком пористости структуры, в частности, у некачественного литья. На рис. 5, *а* показаны высохшие пятна воды с остатками травящего реактива с цветами побежалости за счет затекания реактива в поры графита и последующего его распространения по шлифу в силу капиллярного эффекта. В наибольшей степени эти пятна связаны с наличием пор на границе включения графита и металлической матрицы. Аналогичная картина представлена на рис. 5, *б* для углеродистой стали. Между неметаллическим включением и матрицей имеется пора, в которую при травлении попал травящий реактив, образовавший при высыхании цветную пленку.

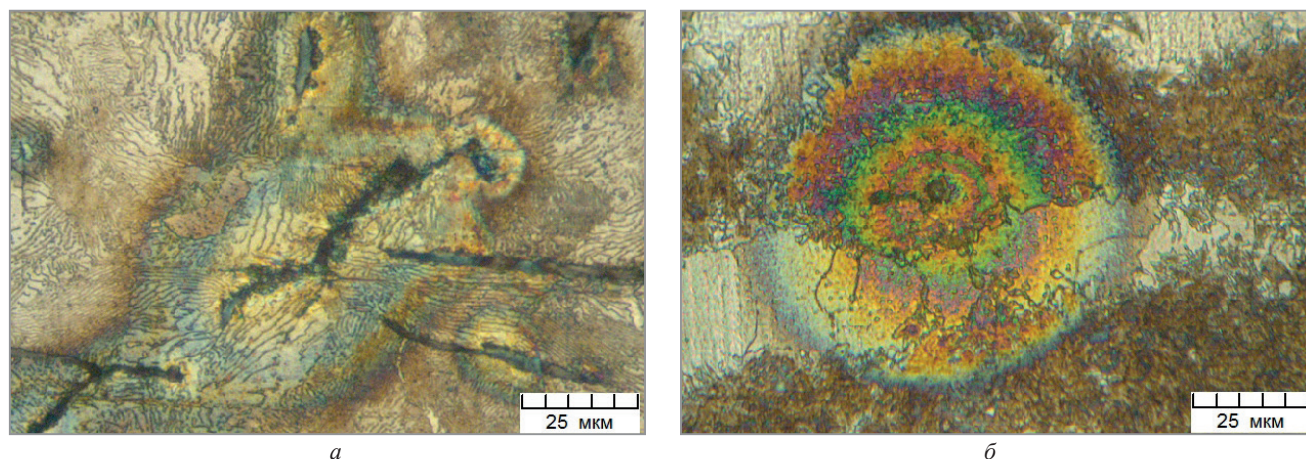


Рис. 5. Пятна травителя: *а* – серый чугун; *б* – сталь

Пятна воды и реактивов способны создавать оптические эффекты в поляризованном свете. Чаще всего высохшие пятна воды имеют достаточно правильную округлую форму (рис. 6). Физически они

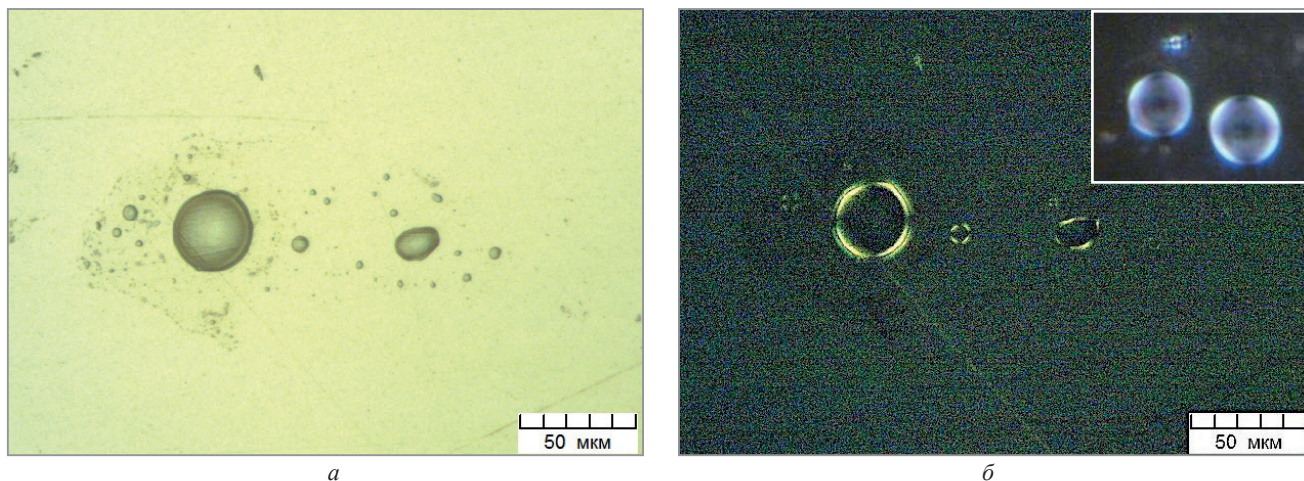


Рис. 6. Оптические эффекты на пятнах загрязнений: *а* – светлое поле; *б* – поляризованный свет

представляют собой определенного рода пленки выпуклой формы и уже в светлом поле демонстрируют эффект муаровых полос (рис. 1, *б*; 2, *а*; 5). Проявление эффектов зависит в том числе и от увеличения, которое должно быть оптимальным для получения наиболее детальной картины артефакта. В светлом поле пятна воды имеют серый или голубой цвет, иногда на них проявляется эффект муаровых полос (рис. 6, *а*). В поляризованном свете пятна воды могут образовывать коноскопическую фигуру, так называемый темный крест (рис. 6, *б*). Форма изображения артефакта зависит от величины капли и ее формы. При совершенной сферической форме изображение может напоминать коноскопическую фигуру от включений силикатов. У овальных пятен светятся четыре фрагмента по краям.

Для сравнения представлены структуры, не содержащие артефактов, но показывающие эффекты, которые можно принять за артефакты. При малом увеличении вокруг неметаллических включений видно колечко, при повышении увеличения оно идентифицируется как зона измененной структуры вокруг включения (рис. 7, *а*, *б*). Присутствует в том числе и артефакт вокруг включения в виде оторочки перетрава вокруг включения. Возможно, что на границе раздела включения и металла имеется некоторая пористость, которая «набирает» травящий реактив и в дальнейшем, поднимаясь к поверхности, способствует локальному перетраву.

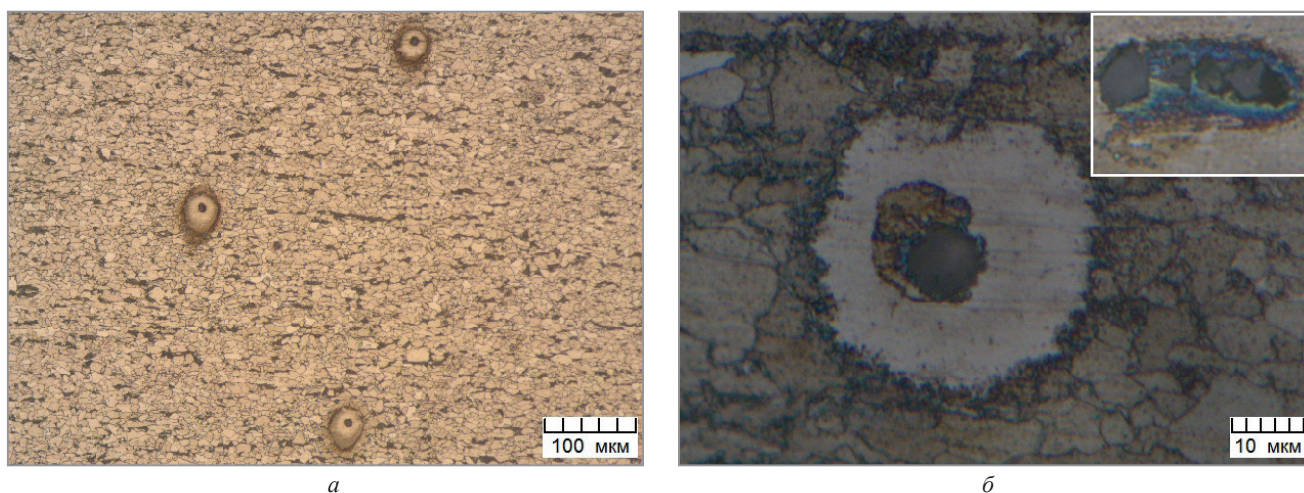


Рис. 7. Неоднородность структуры конструкционной стали, содержащей неметаллические включения

Вода в сочетании с загрязнениями может создавать на поверхности шлифов ложные структуры. На рис. 8 показано загрязнение, которое начало растворяться в процессе промывки шлифа; после этого раствор закристаллизовался с образованием структур, подобных дендритам.

«Дендритные» структуры образуются на поверхности за счет плохой промывки шлифов после полировки и травления. Своеобразными концентраторами при этом являются различные включения или пылинки на поверхности, а также царапины (рис. 9). Если не вся вода, сконцентрированная в царапине, удалена при сушке, то остатки жидкости распространяются по шлифу, создавая ложную структуру.

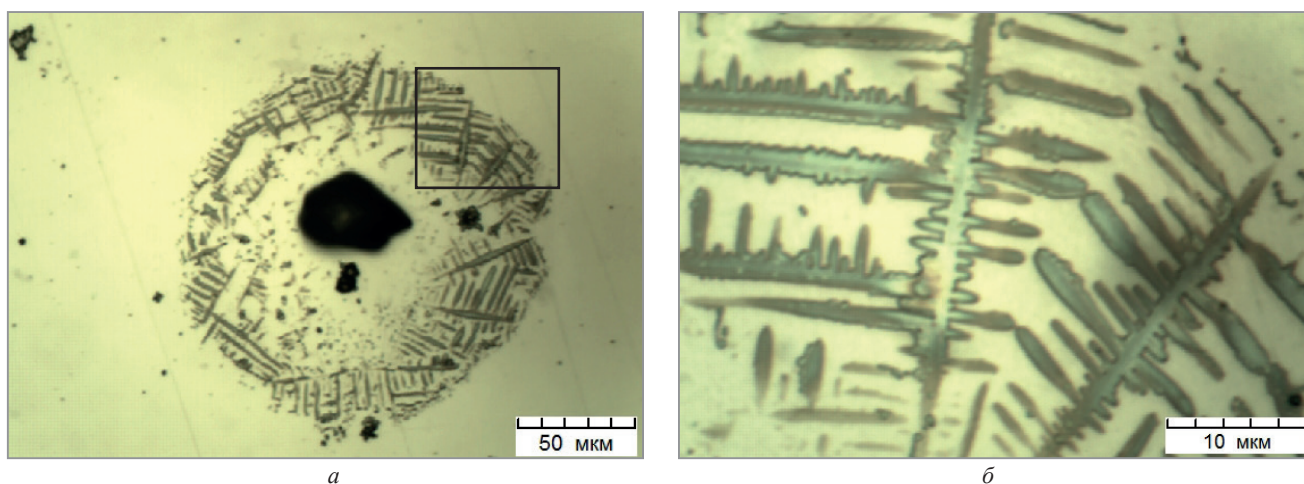


Рис. 8. Оторочка вокруг постороннего включения на поверхности (а) и ее увеличенный фрагмент (б)

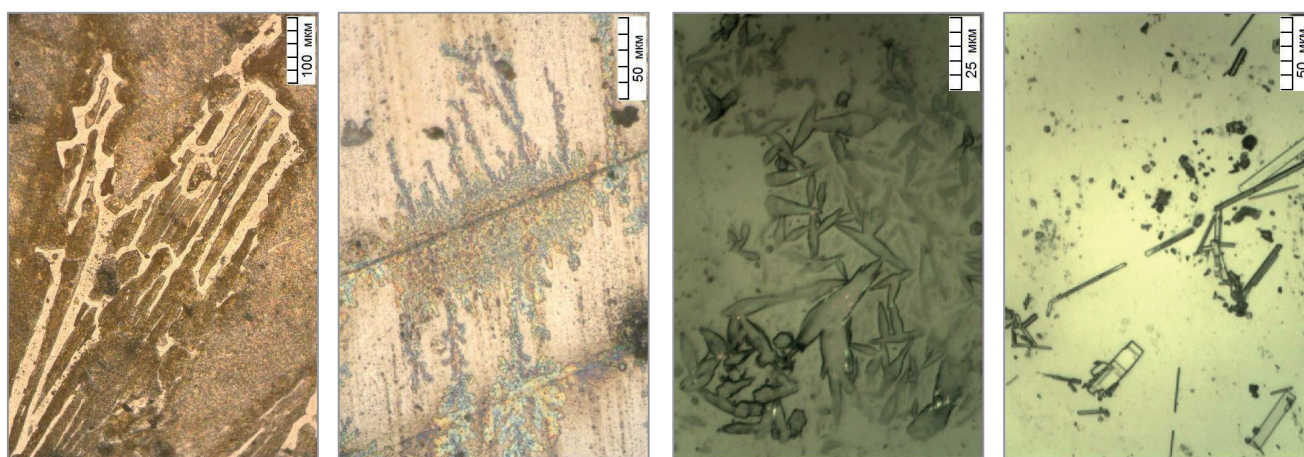


Рис. 9. Ложная структура на поверхности шлифа

Пример соотношения грязи на шлифе и структуры приведен ниже. После заключительной полировки на шлифе наблюдаются пятна непонятного происхождения (рис. 10, а), которые при повышении увеличения соблазнительно принять за фазу, выявившуюся при полировке шлифа (рис. 10, б). На рис. 10, а и 11, а приведен прицельно один и тот же участок шлифа до и после травления. Картина распределения пятен на нетравленном образце (рис. 10, а) практически совпадает с картиной распределения фазы после травления (рис. 11, а). На рис. 11, а показана фаза, выделенная для количественной обработки. Распределения грязи и фазы по площадям подобны (рис. 11, б). Поэтому в данном случае на нетравленном шлифе действительно была видна фаза, декорированная продуктами полировки.

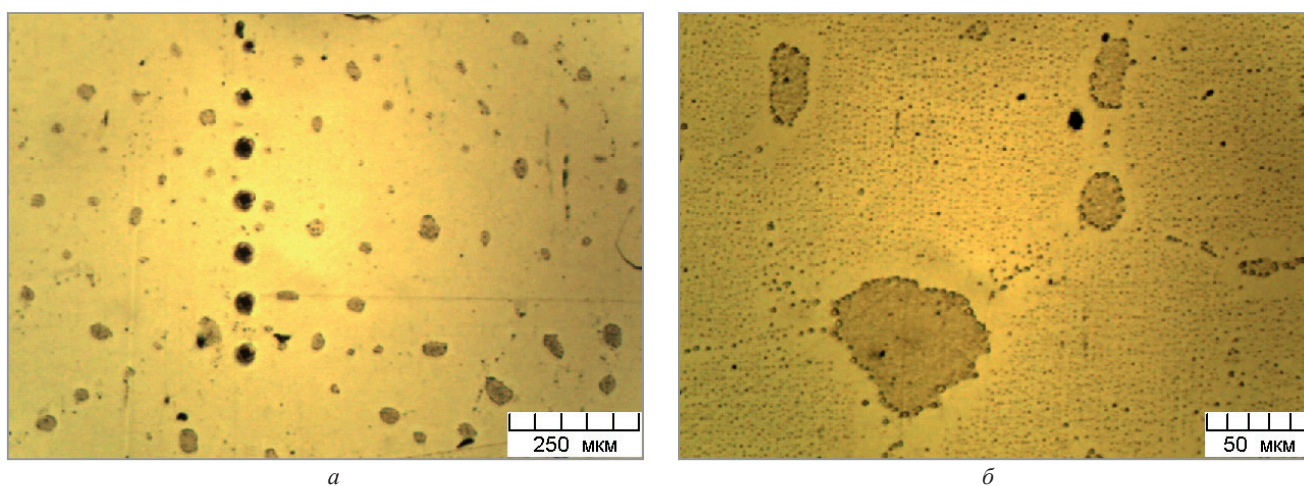


Рис. 10. Грязь на нетравленном шлифе

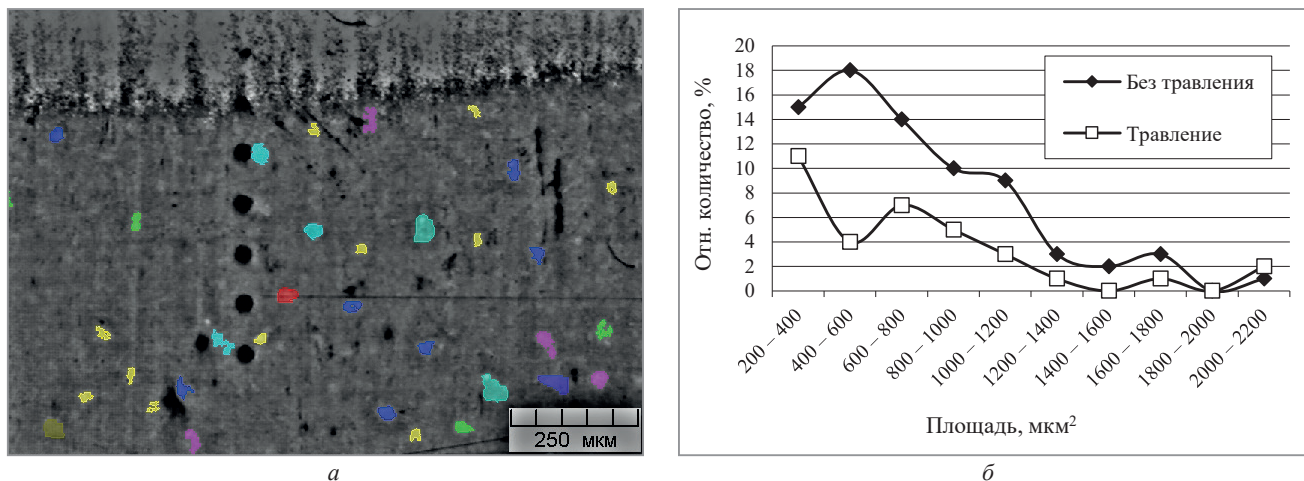
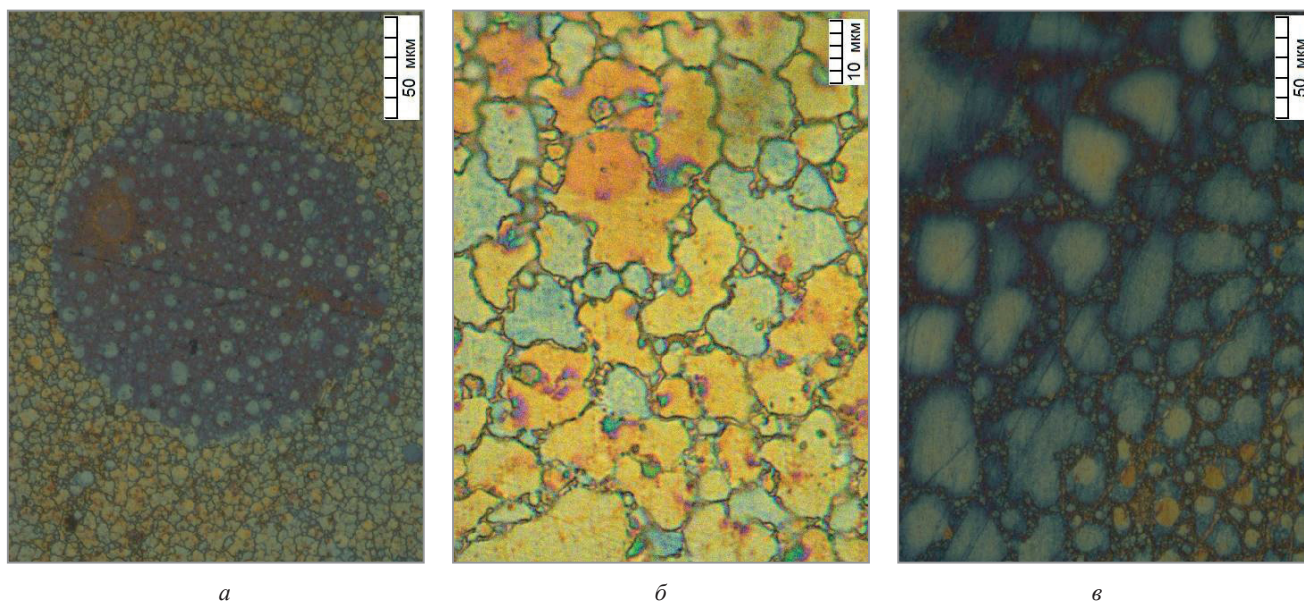


Рис. 11. Результат количественного анализа:

a – шлиф после травления операции и обнаружения объектов; *б* – распределение объектов по размерам

На рис. 12, *a* показана поверхность шлифа вольфрама после травления с артефактом в виде пятна иного цвета и структуры, структура самого металла – на рис. 12, *б*, структура в пятне – на рис. 12, *в*. Она не имеет ничего общего с реальной структурой материала и сформировалась, вероятно, при травлении в области пузырька воздуха.

Рис. 12. Шлиф сплава на основе вольфрама: *a* – структура с артефактом; *б* – структура сплава; *в* – ложная структура в пятне

Работа выполнена при поддержке Белорусского фонда фундаментальных исследований, проект № Т23МН-003.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-69-77>
УДК 621.785.5:620.178.16

Поступила 01.02.2024
Received 01.02.2024

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ЦЕМЕНТАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ 40X, 35XГСА И 42CrMoS4

Е. П. ПОЗДНЯКОВ, И. Н. СТЕПАНКИН, Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: hanter3@gstu.by

Исследовано влияние увеличения длительности цементации с 8 до 12 ч с последующей закалкой и низкотемпературным отпуском на структурообразование и контактную усталость конструкционных среднеуглеродистых низколегированных сталей 35XГСА, 40X и 42CrMoS4, не относящихся к традиционно цементуемым. Подтверждено, что в стали 35XГСА повышенное содержание кремния увеличивает микротвердость поверхности термодиффузионно-упрочненных слоев, снижает количество углерода и толщину заэвтектоидной зоны, уменьшает объемную долю карбидной фазы и размеры включений по сравнению с аналогичными слоями, сформированными на сталях 40X и 42CrMoS4. Установлено, что максимальную износостойкость имеют термоупрочненные слои стали 35XГСА после 12-часовой цементации и стали 40X после 8-часовой цементации, микроструктура которых состоит из мартенсита отпуска, 10–15 об. % карбидов размером не более 10 мкм и остаточного аустенита – 10 об. % в стали 35XГСА и 17 об. % в стали 40X. Обнаружено, что содержание углерода более 1,8 мас. % на поверхности цементованных слоев приводит к снижению износостойкости из-за высокого содержания (более 30 об. %) крупных (более 10 мкм) карбидов.

Ключевые слова. Среднеуглеродистые стали, цементация, износостойкость, аустенит, карбиды, контактная усталость.
Для цитирования. Поздняков, Е. П. Влияние длительности цементации на структуру и свойства конструкционных среднеуглеродистых сталей 40X, 35XГСА и 42CrMoS4 / Е. П. Поздняков, И. Н. Степанкин // Литие и металлургия. 2024. № 1. С. 69–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-69-77>.

INFLUENCE OF CEMENTATION DURATION ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF STRUCTURAL MIDDLE CARBON STEEL 40Cr4, 35CrMnSi4 AND 42CrMoS4

E. P. POZDNYAKOV, I. N. STEPANKIN, Sukhoi State Technical University of Gomel, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: hanter3@gstu.by

The influence of increasing the cementation duration from 8 to 12 hours with subsequent quenching and low-temperature tempering on the structure formation and contact fatigue of structural medium-carbon low-alloy steels 35CrMnSi4, 40Cr4, and 42CrMoS4, which are not traditionally cemented, was investigated. It has been confirmed that in steel 35CrMnSi4, the increased silicon content enhances the microhardness of the surface of thermally diffused-hardened layers, reduces the amount of carbon and the thickness of the proeutectoid zone, decreases the volumetric fraction of carbide phase and inclusion sizes compared to similar layers formed on steels 40Cr4 and 42CrMoS4. It was found that the thermally hardened layers of steel 35CrMnSi4 after 12-hour carburizing and steel 40Cr4 after 8-hour carburizing exhibit maximum wear resistance. Their microstructure consists of tempered martensite, 10–15 vol. % of carbides with a size of less than 10 μm, and retained austenite – 10 vol. % in steel 35CrMnSi4 and 17 vol. % in steel 40Cr4. It was found that a carbon content of more than 1.8 wt. % on the surface of cemented layers leads to a decrease in wear resistance due to the high content (more than 30 vol. %) of large (more than 10 μm) carbides.

Keywords. Medium-carbon steels, cementation, wear resistance, austenite, carbides, contact fatigue.

For citation. Pozdnyakov E. P., Stepankin I. N. Influence of cementation duration on the structure and properties of structural middle carbon steel 40Cr4, 35CrMnSi4 and 42CrMoS4. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 69–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-69-77>.

Введение

При изготовлении метизной продукции, такой как болты, винты, шурупы, саморезы и пр., используются отделочные пуансоны с наличием мелких элементов гравюры. В их окрестности локализуются максимальные эквивалентные и касательные напряжения [1], способствующие интенсивному разрушению инструмента. Высокая твердость, ударная вязкость и износостойкость штампового инструмента

достигаются при использовании высоколегированных сталей, содержащих сильные карбидообразующие элементы – Cr, Mo, W, V. В совокупности с большим содержанием углерода данные элементы формируют крупные избыточные карбиды, которые являются структурными концентраторами напряжений. Равноценную замену можно обеспечить при использовании углеродистых инструментальных сталей, не содержащих крупных карбидных включений [2]. Однако низкая технологическая пластичность указанных инструментальных материалов обязывает осуществлять выдавливание гравюры инструмента за 2 перехода из углеродистых сталей и 3–4 перехода из высоколегированных сталей. Для повышения пластичности перлитной матрицы перед каждым переходом выдавливания проводится длительный отжиг.

Альтернативный вариант решения этой задачи – применение конструкционных среднеуглеродистых сталей [3]. Они в своей структуре содержат избыточный феррит, обладающий высокой пластичностью по сравнению с перлитом. При формировании гравюры α -фаза перераспределяет внешнюю нагрузку, пластически деформируется и способствует получению рабочей части отделочных пуансонов за один переход [4]. Формирование окончательных свойств, таких как твердость, прочность и износостойкость, достигается путем проведения диффузионного упрочнения поверхностного слоя инструмента посредством цементации с последующей термической обработкой [5].

Материалы и методы исследований

Объект исследований – диффузионные слои конструкционных низколегированных среднеуглеродистых сталей 40X, 35ХГСА и 42CrMoS4. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P
35ХГСА	0,39	1,35	1,06	1,27	0,07	0,020	0,017
40X	0,40	0,25	0,66	0,92	0,015	0,010	0,011
42CrMoS4	0,44	0,23	0,76	1,06	0,21	0,031	0,011

Диффузионное насыщение осуществляли путем проведения цементации при температуре 920 °С в древесно-угольном карбюризаторе с длительностью активного насыщения 8 и 12 ч. Термическая обработка образцов заключалась в закалке в масле при 860 °С и последующем низком отпуске при 200 °С в течение 1 ч. Для металлографических исследований использовали оптический микроскоп Метам-РВ22 и сканирующий электронный микроскоп Vega II LSH. Травление стальных микрошлифов проводили в спиртовом растворе азотной кислоты. Определение объемной доли карбидной фазы осуществляли в диффузионном слое толщиной 0,2 мм от поверхности образцов. Распределение микротвердости по толщине упрочненных слоев измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 1,962 Н. Количество углерода на поверхности диффузионно-упрочненных слоев определяли методом фотоэлектрического спектрального анализа при помощи спектрометра SPECTROLAB LAVM11. Интенсивность накопления усталостных повреждений в поверхностном слое образцов при многократном контактом воздействии на материал исследовали на установке для испытаний на контактную усталость и износ [6]. Фазовый состав поверхности упрочненных образцов определяли на рентгеновском дифрактометре модели APD 2000 и дифрактометре ДРОН-3.

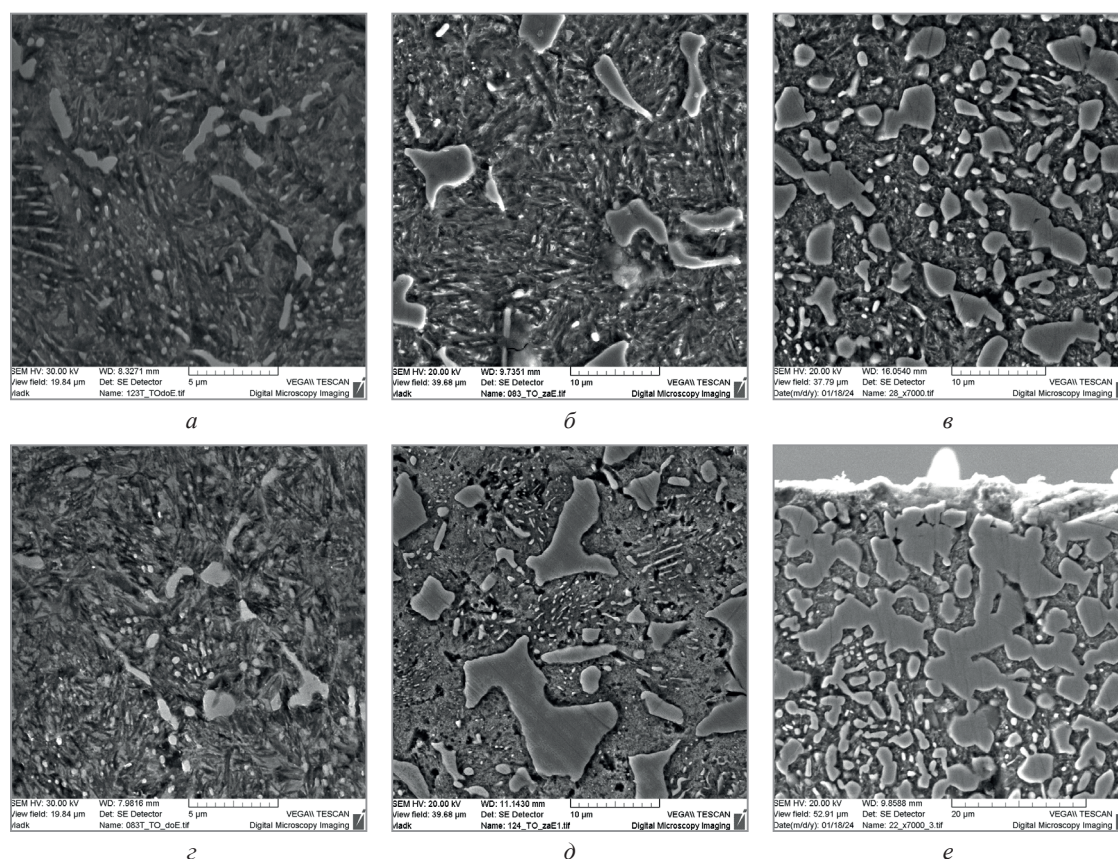
Результаты исследований и их обсуждение

Окончательная термическая обработка цементованных слоев сформировала металлическую матрицу, состоящую из мартенсита отпуска и остаточного аустенита. В поверхностной зоне слоев дополнительно присутствует карбидная фаза (рис. 1). В стали 35ХГСА объемная доля составила 10% после 8-часового насыщения (рис. 1, а) и после увеличения длительности насыщения до 12 ч повысилась до 15% (рис. 1, з). Морфология включений представлена преимущественно мелкодисперсными карбидами, равномерно распределенными по всей металлической основе, а также образующими прерывистую цементитную сетку вокруг α -твердого раствора. Максимальный размер включений не превысил 3 мкм. Толщина зоны с избыточными включениями составила около 0,2 мм для обоих случаев длительности насыщения.

В цементованных слоях стали 40X содержание и морфология карбидной фазы значительно отличается от слоев стали 35ХГСА. Ее объемная доля возрастает с 15 до 40% при увеличении длительности

науглероживания с 8 (рис. 1, б) до 12 ч (рис. 1, д). Обнаружено, что увеличение длительности химико-термической обработки (ХТО) приводит к существенному укрупнению включений – с 10 до 20 мкм. При этом общая толщина заэвтектоидного слоя также увеличивается с 0,5 до 0,7 мм.

Цементованные слои, сформированные на стали 42CrMoS4, в своей структуре имеют более развитую карбидную фазу, чем аналогичные слои сталей 40X и 35ХГСА. При увеличении длительности диффузионного насыщения ее объемная доля увеличивается с 30 до 40%. Морфология включений после 8-часового насыщения представлена преимущественно разрозненными включениями глобулярной формы. При увеличении времени цементации до 12 ч происходит их коагуляция с укрупнением с 10 до 30 мкм. В обоих случаях толщина слоев с избыточными карбидами достигла 0,7 мм.



а–в – 8-часовое насыщение; *г–е* – 12-часовое насыщение

Рис. 1. Микроструктура термоупрочненных цементованных слоев стали: *а, г* – 35ХГСА; *б, д* – 40X; *в, е* – 42CrMoS4

Анализ дифрактограмм, полученных от поверхности всех исследованных слоев, показал отсутствие специальных карбидов, а вся карбидная фаза представлена цементитом (рис. 2).

Определено, что при увеличении длительности науглероживания массовая доля углерода на поверхности слоев возрастает (табл. 2). Его количество значительно меньше в стали 35ХГСА, чем в сталях 40X и 42CrMoS4, что связано с повышенным содержанием кремния [7]. Анализ результатов химического состава показал, что повышение количества углерода на поверхности отразилось на увеличении объемной доли остаточного аустенита. Пониженное количество аустенита в слоях стали 42CrMoS4 по сравнению с аналогичными слоями, сформированными на стали 40X, связано с содержанием более высокой доли карбидной фазы (рис. 1), которая снижает долю металлической матрицы.

Наибольшая микротвердость поверхности зарегистрирована у слоев стали 35ХГСА (рис. 3, *а*). Этот факт свидетельствует о том, что кремний является одним из легирующих элементов, значительно повышающим твердость α -твердого раствора [5]. При увеличении длительности цементации с 8 до 12 ч микротвердость поверхности стали 35ХГСА немного снижается с 9200 до 9100 МПа, а твердость сердцевины составляет 6000–6200 МПа.

При формировании науглероженных слоев на стали 40X (рис. 3, *б*) оказалось, что микротвердость поверхности значительно снижается по отношению к аналогичным слоям, образованным на стали 35ХГСА. При 8-часовом насыщении этот показатель составил 7900 МПа, а в случае повышения

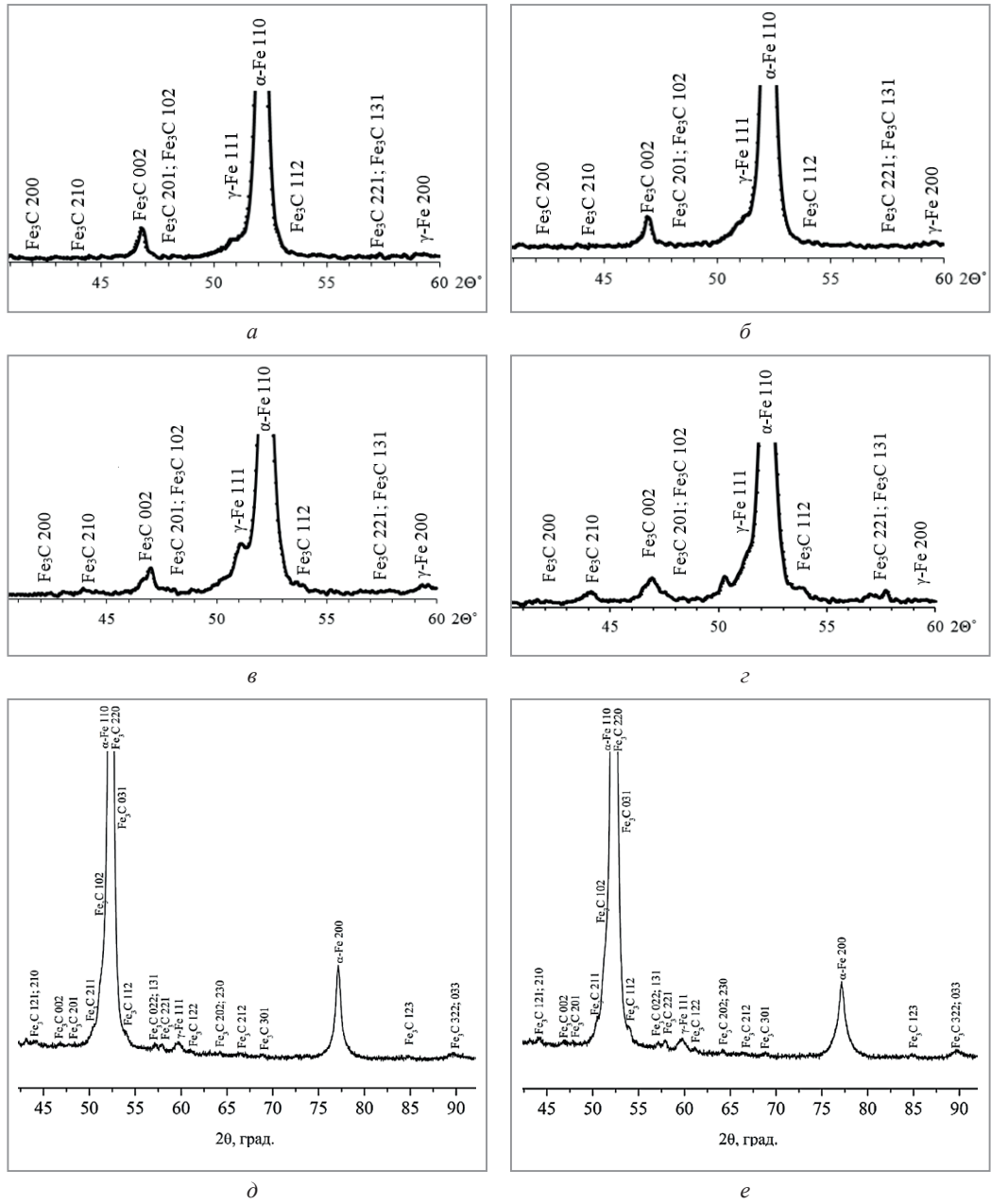


Рис. 2. Участки дифрактограмм от поверхности термоупрочненных цементованных слоев сталей: а, б – 35ХГСА; в, г – 40Х; д, е – 42CrMoS4

Т а б л и ц а 2. Показатели науглероженных слоев исследуемых сталей

Показатель	Марка стали					
	35ХГСА		40Х		42CrMoS4	
	Длительность цементации, ч					
	8	12	8	12	8	12
Общая толщина диффузионного слоя, мм	2,0	2,2	2,0	2,2	1,9	2,0
Количество углерода на поверхности, мас. %	1,10	1,30	1,67	>1,80	>1,80	>1,80
Объемная доля остаточного аустенита, об. %	7,0	10,0	17,0	18,0	12,0	13,0

длительности насыщения до 12 ч – 8200 МПа. На кривых распределения микротвердости наблюдается наличие более пологой площадки в подповерхностном слое. Эта зависимость возникла вследствие распространения карбидной фазы на большую глубину. Твердость сердцевины в обоих случаях диффузионного насыщения оказалась близкой – 5500–6000 МПа.

Схожие зависимости распределения микротвердости по сечению слоев стали 40Х имеют слои стали 42CrMoS4 (рис. 3, в). Микротвердость поверхности незначительно снизилась с 8500 до 8300 МПа при увеличении длительности цементации. Микротвердость сердцевины составила порядка 6100 МПа. Общая толщина всех термодиффузионных слоев исследуемых сталей 1,9–2,2 мм (табл. 2).

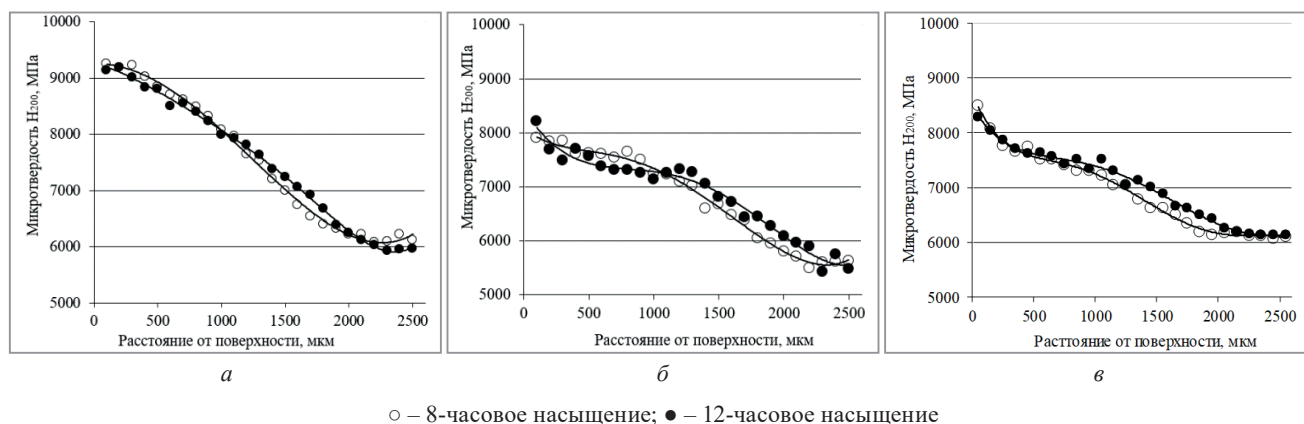


Рис. 3. Распределение микротвердости по сечению термоупрочненных науглероженных слоев стали: а – 35ХГСА; б – 40Х; в – 42CrMoS4

В ходе испытаний на контактную усталость при амплитуде контактных напряжений 1300 ± 65 МПа получены кривые износа (рис. 4). Их анализ показал, что науглероженные слои сталей 35ХГСА, 40Х и 42CrMoS4 имеют различные зависимости, однако у всех слоев присутствует начальный этап – приработка образцов с дисковым контртелом. Его длительность составила 1,0–1,5 тыс. циклов нагружения. Глубина лунки для слоев сталей 35ХГСА и 40Х на данном этапе 0,03–0,05 мм, а для слоев стали 42CrMoS4 – 0,05 после 8-часовой ХТО и достигла 0,14 мм после 12-часовой. В участках между контактной и бесконтактной поверхностями отмечено образование локализованных зон интенсивной пластической деформации, в которых касательные напряжения достигают своих максимальных значений [8]. При изучении образцов обнаружено, что в данных областях расположены подповерхностные трещины (рис. 5, а). Форма трещин имеет серповидную траекторию, распространяющуюся от поверхности контакта к сердцевине образцов. Для слоев стали 42CrMoS4 высокая интенсивность износа является следствием скалывания объемов материала на боковых поверхностях, содержащих большое количество хрупкой карбидной фазы с пониженным содержанием остаточного аустенита (рис. 5, б).

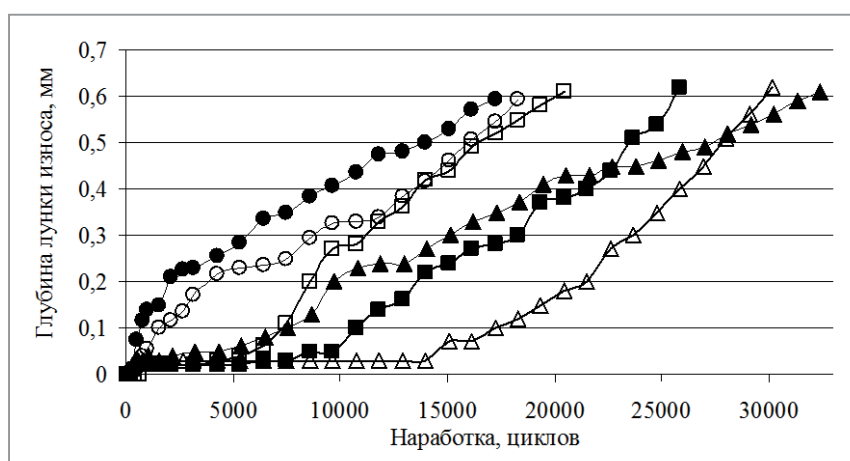


Рис. 4. Зависимость изнашивания от числа циклов нагружения науглероженных слоев сталей 35ХГСА (■, □), 40Х (▲, △) и 42CrMoS4 (●, ○) при амплитуде контактных напряжений 1300 ± 65 МПа

Анализ кривых изнашивания показал, что зависимости износа слоев сталей 40Х и 35ХГСА имеют этап высокой износостойкости. Для слоев стали 35ХГСА после 8- и 12-часовой цементации и слоя стали 40Х после 8-часовой цементации данный этап представлен практически безизносным характером. Для слоя стали 35ХГСА после 8-часовой ХТО наработка составила порядка 5 тыс. циклов нагружения, а при

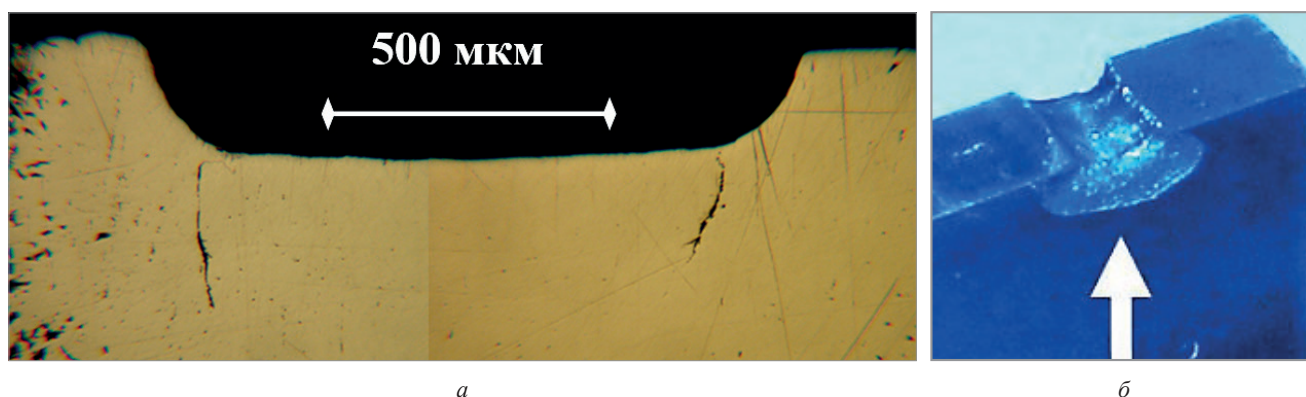


Рис. 5. Особенности изнашивания термоупрочненных цементованных слоев на первом этапе изнашивания для сталей: а – 35ХГСА и 40Х; б – 42CrMoS4

увеличении длительности науглероживания до 12 ч достигла 10 тыс. Выявлено, что слой, сформированный на стали 40Х в результате 8-часового насыщения, обладает наибольшей износостойкостью. Длительность периода испытаний без проявления износа достигла 14 тыс. циклов нагружения. У слоя стали 40Х после 12-часовой цементации на данном этапе изнашивание характеризуется постепенным приращением глубины лунки износа на 0,01 мм за каждую тысячу циклов нагружения. Характер изнашивания слоев сталей 40Х и 35ХГСА отмечен пластической деформацией материала, в котором формируются трещины контактной усталости (рис. 6, а, б). Исследование дефекта при больших увеличениях (рис. 6, в) позволило обнаружить многочисленные ответвления небольших трещин от магистральной трещины. Основные микроразрушения зафиксированы в более темных областях сплава, имеющего мартенситное строение. Данное обстоятельство связано с более высокой хрупкостью мартенсита по отношению к соседним областям остаточного аустенита. Фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение также протекает в поверхностном слое и наиболее интенсивно локализуется в зонах микропластического течения металла у острия трещины в момент ее продвижения [8]. В итоге упругая энергия трещины поглощается за счет фазового превращения остаточного аустенита. Зона перегрузки материала локализуется в окрестности выделившихся вторичных включений. Их границы с мартенситом становятся источниками зарождения и роста трещин контактной усталости [9]. Размеры вновь образованных микротрещин соизмеримы с размерами зерна твердого раствора. Траектория трещины способна изменяться при встрече с областью остаточного аустенита. Это свидетельствует об изменении баланса между энергией, запасаемой трещиной, и работой, которую необходимо совершать для преодоления аустенитной области, т.е. энергия трещины тратится на пластическую деформацию более пластичной области – зерна остаточного аустенита. Таким образом, вследствие накопления дислокационных нагромождений у препятствия, этим препятствием являются именно участки остаточного аустенита [10]. Выявленный механизм подтверждает выводы о повышении сопротивления слоя к продвижению в нем трещин в случае присутствия равномерно распределенных мелких аустенитных областей [11]. Определено, что питтинговое изнашивание распространено для всех слоев сталей 40Х и 35ХГСА. В завершающей фазе второго этапа в претерпевающем пластическую деформацию материале происходят предельное накопление, рост и объединение трещин контактной усталости. По мере нагружения образцов окруженные трещинами контактной усталости объемы сплава удаляются, формируя питтинги, что является причиной увеличения износа.

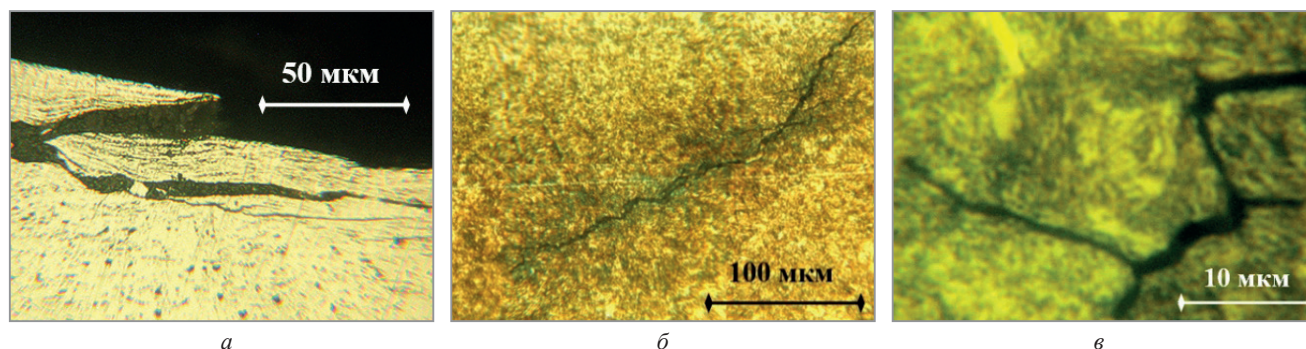


Рис. 6. Трещины контактной усталости в термоупрочненных цементованных слоях сталей 40Х и 35ХГСА: а – на поверхности; б – в подповерхностном слое; в – острие трещины

На третьем этапе изнашивания цементованных слоев сталей 40X и 35ХГСА происходит значительное увеличение интенсивности изнашивания за счет активного роста трещин контактной усталости с формированием новых питтингов (рис. 7).

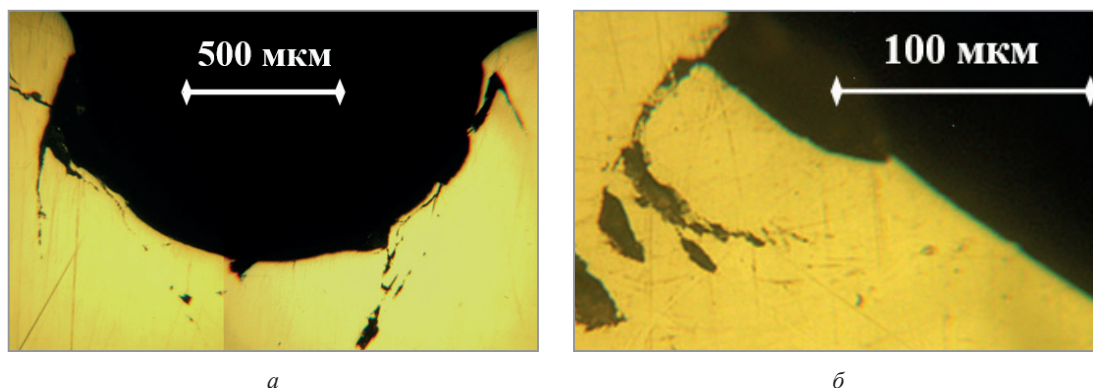


Рис. 7. Разрушение диффузионных слоев сталей 35ХГСА и 40X на третьем этапе изнашивания

Кривые износа диффузионных слоев стали 42CrMoS4 характеризуются отсутствием этапа прецизионной износостойкости (рис. 4). Это объясняется высоким содержанием крупных карбидных включений одновременно с пониженным содержанием остаточного аустенита, что в совокупности значительно снижает долю металлической матрицы, которая воспринимает на себя внешние нагрузки, – мартенсита. При достижении глубины лунки износа порядка 0,2 мм данный слой модифицированного сплава удаляется, и в работу вступает материал, имеющий меньшую долю хрупких карбидов. Интенсивность изнашивания по сравнению с начальным этапом снижается. Анализ зависимостей изнашивания позволил установить, что скорость изнашивания слоев стали 42CrMoS4 сопоставима со скоростью изнашивания слоев сталей 40X и 35ХГСА на заключительном этапе. Разрушение науглероженных слоев стали 42CrMoS4 также сопровождается интенсивным питтингообразованием (рис. 8).

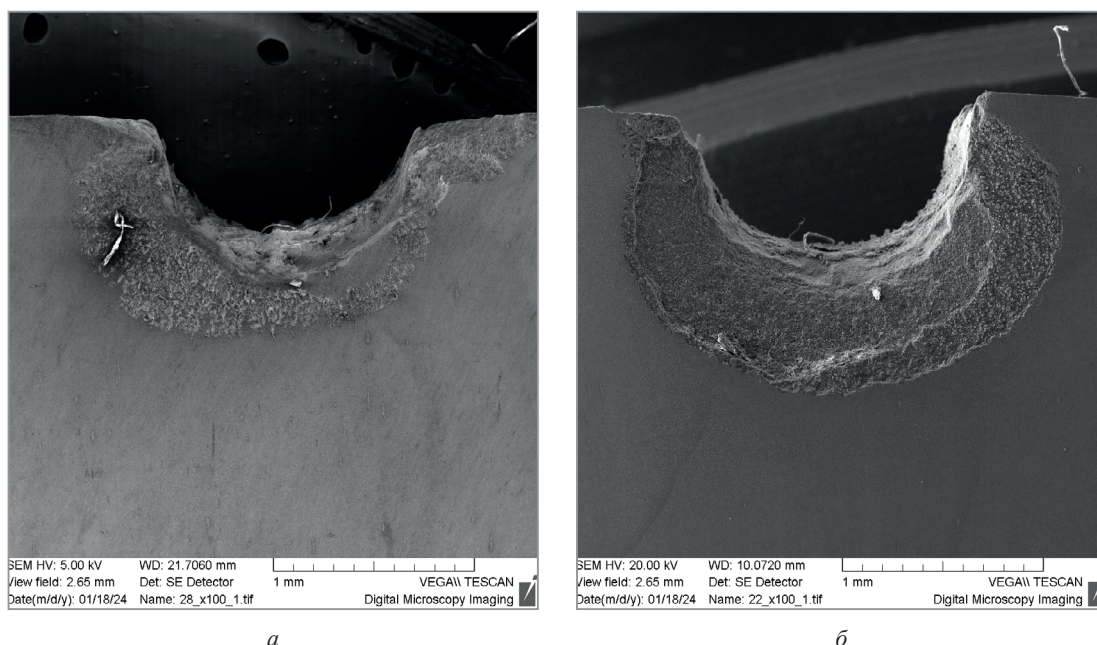


Рис. 8. Разрушение термоупрочненных слоев стали 42CrMoS4 на заключительном этапе изнашивания: а – 8-часовая цементация; б – 12-часовая цементация

Выводы

1. Подтверждено, что повышенное содержание кремния в стали 35ХГСА приводит к снижению количества углерода и толщины заэвтектоидной зоны, уменьшению размеров и объемной доли карбидной фазы, повышению микротвердости цементованных слоев по сравнению с аналогичными слоями, сформированными на сталях 40X и 42CrMoS4.

2. Установлено, что карбидная фаза в термодиффузионных слоях сталей 40X, 35XГСА и 42CrMoS4, сформированных посредством 8- и 12-часовой цементации, находится в виде цементита.

3. В результате проведенных испытаний на контактную усталость установлено, что максимальной износостойкостью обладают термоупрочненные слои стали 35XГСА после 12-часовой цементации и стали 40X после 8-часовой цементации, микроструктура которых состоит из мартенсита отпуска, 10–15% карбидов размером менее 10 мкм и остаточного аустенита – 10% в стали 35XГСА и 17% в стали 40X.

4. Содержание углерода более 1,8 мас. % на поверхности цементованных слоев способствует формированию в слоях высокого содержания (более 30 об. %) крупных (более 10 мкм) карбидов и, соответственно, снижению способности материала качественно противостоять интенсивному усталостному разрушению.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Степанкин, И. Н.** К вопросу изготовления мелкоразмерного штампового инструмента из экономно легированных сталей с диффузионным упрочнением поверхностного слоя / И. Н. Степанкин, Е. П. Поздняков // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2015. – № 9. – С. 25–32.
2. **Степанкин, И. Н.** Контактное изнашивание инструментальных сталей X12M, 9ХС и У8А / И. Н. Степанкин, Е. П. Поздняков // Вестник ГГТУ им. П. О. Сухого. – 2015. – № 3. – С. 19–24.
3. К вопросу влияния остаточного аустенита на износостойкость науглероженных слоев стали 40Х и 35ХГСА / И. Н. Степанкин [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. – Минск, 2019. – С. 104–116.
4. **Степанкин, И. Н.** Технологическая пластичность при холодном выдавливании гравюры штампового инструмента: практическая реализация / Е. П. Поздняков, И. Н. Степанкин // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр.: в 3 кн. Кн. 1. Материаловедение. – Минск, 2017. – С. 207–213.
5. **Лахтин, Ю. М.** Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
6. Устройство для испытания на контактную усталость и износ: полез. модель ВУ 8260 / И. Н. Степанкин, И. А. Панкратов, В. М. Кенько, Е. П. Поздняков, Л. В. Степанкина. – Опубл. 30.06.2012.
7. **Ворошнин, Л. Г.** Теория и технология химико-термической обработки: учеб. пособие / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеева, В. А. Сметкин. – Минск: Новое знание, 2010. – 304 с.
8. **Кремнев, Л. С.** Особенности разрушения инструментальных материалов / Л. С. Кремнев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1994. – № 4. – С. 17–22.
9. **Иванов, А. С.** О ревертированном аустените в цементованных слоях низкоуглеродистых мартенситных сталей / А. С. Иванов, М. В. Богданова, В. П. Вылежнев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 2. – С. 44–48.
10. **Левин, В. А.** Избранные нелинейные задачи механики разрушения / В. А. Левин, Е. М. Морозов, Ю. Г. Матвиенко. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 408 с.
11. Микроструктура упрочненных слоев высоконапряженных зубчатых колес из хромоникелевых сталей / С. П. Руденко [и др.] // Известия Национальной академии наук Беларуси. – 2011. – № 1. – С. 11–17.

REFERENCES

1. **Stepankin I.N., Pozdnyakov E.P.** K voprosu izgotovleniya melkorazmernogo shtampovogo instrumenta iz ekonomnolegированных сталей с диффузионным упрочнением поверхностного слоя [Small manufacturing punching tools from economically alloyed steels with a diffusion hardening]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and stamping production. Pressure processing of materials*, 2015, no. 9, pp. 25–32.
2. **Stepankin I.N., Pozdnyakov E.P.** Kontaktное iznashivanie instrumental'nyh stalej H12M, 9HS i U8A [Contact wear of tool steels X155CrMo12–1, 90CrSi5 and C80W1]. *Vestnik GGTU im. P. O. Suhogo = Bulletin of GGTU named after P. O. Sukhoi*, 2015, no. 3, pp. 19–24.
3. **Stepankin I.N., Astreiko A.V., Pozdnyakov E.P., Radionov A.V.** K voprosu vliyaniya ostatochnogo austenita na iznosostojkost' nauglerozhennykh sloev stali 40H i 35HGSA [On the issue of the influence of retained austenite on the wear resistance of carburized layers of steel 40Cr4 and 35CrMnSi4]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sb. nauch. tr. = Modern methods and technologies for creating and processing materials: proc.* Minsk, 2019, pp. 104–116.
4. **Stepankin I.N., Pozdnyakov E.P.** Tekhnologicheskaya plastichnost' pri holodnom vydavlivanii gravyury shtampovogo instrumenta: prakticheskaya realizatsiya [Technological plasticity during cold extrusion of die tool engraving: practical implementation]. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sb. nauch. tr. = Modern methods and technologies for creating and processing materials: proc.* Minsk, 2017, vol. 1, pp. 207–213.
5. **Lahtin Y.M., Arzamasov B.N.** Himiko-termicheskaya obrabotka metallov [Chemical-thermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 256 p.
6. **Stepankin I.N., Pankratov I.A., Ken'ko V. M., Pozdnyakov E.P., Stepankina L.V.** Ustrojstvo dlya ispytaniya na kontakt-nuyu ustalost' i iznos [Contact Fatigue and Wear Test Device]. Patent BY, no. 8260, 2012.
7. **Voroshnin L.G., Mendeleeva O.L., Smetkin V.A.** Teoriya i tekhnologiya himiko-termicheskoy obrabotki: uch. posobie [Theory and technology of chemical-thermal treatment: textbook]. Minsk, Novoe znanie Publ., 2010, 304 p.
8. **Kremnev L.S.** Osobennosti razrusheniya instrumental'nyh materialov [Features of the destruction of tool materials]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals*, 1994, no. 4, pp. 17–22.
9. **Ivanov A.S., Bogdanova M.V., Vyazhnev V.P.** O revertirovannom austenite v cementovannykh sloyah nizkouglerodistykh marten-sitnykh stalej [About reversed austenite in cemented layers of low carbon martensitic steels]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals*, 2015, no. 2, pp. 44–48.

10. Levin V.A., Morozov E.M., Matvienko Yu.G. *Izbrannye nelinejnye zadachi mekhaniki razrusheniya* [Selected nonlinear problems of fracture mechanics]. Moscow, FIZMATLIT Publ., 2004, 408 p.

11. Rudenko S.P., Shipko A.A., Mosunov E.I., Valko A.L. Mikrostruktura uprochnennyh sloev vysokonapryazhennyh zubchatyh koles iz hromonikelevyh stalej [The microstructure of hardened layers of highly stressed gears made of nickel-chromium steels]. *Izvestija Nacional'noj akademii nauk Belarusi = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2011, no. 1, pp. 11–17.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-78-82>
УДК 621.74

Поступила 26.01.2024
Received 26.01.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОДИФфуЗИОННОГО ЦИНКОВАНИЯ В СИСТЕМЕ $Zn_{отх}-Al_2O_3$ НА СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ ПОКРЫТИЯ

Н. И. УРБАНОВИЧ, К. Э. БАРАНОВСКИЙ, В. Г. ДАШКЕВИЧ,

Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.

E-mail: urbanovichbntu@tut.by, baranosky_metolit@tut.by, vladimir_dvl@tut.by

А. А. ЖУМАЕВ, Навоийский государственный горно-технологический университет,

г. Навои, Узбекистан, ул. Янубий косачи, 27

Представлены результаты исследований влияния продолжительности термодиффузионного цинкования, размера частиц отхода горячего цинкования – цинковой пыли в насыщающей смеси на свойства и структуру цинкового покрытия.

Ключевые слова. Покрытие, термодиффузионное цинкование, цинковая пыль, микроструктура, частицы.

Для цитирования. Урбанович, Н. И. Исследование влияния технологических параметров термодиффузионного цинкования в системе $Zn_{отх}-Al_2O_3$ на свойства и микроструктуру покрытия / Н. И. Урбанович, К. Э. Барановский, В. Г. Дашкевич, А. А. Жумаев // *Литье и металлургия*. 2024. № 1. С. 78–82. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-78-82>.

RESEARCH OF THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF THERMAL DIFFUSION ZINCAMING IN THE $Zn_{oth}-Al_2O_3$ SYSTEM ON THE PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF THE COATING

N. I. URBANOVICH, K. E. BARANOVSKY, V. G. DASHKEVICH,

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

E-mail: urbanovichbntu@tut.by, baranosky_metolit@tut.by, vladimir_dvl@tut.by

A. A. ZHUMAЕV, Navoi State Mining and Technological University, Navoi, Uzbekistan, 27, Janubius Kosachi str.

This article presents the findings of research on the impact of thermal diffusion galvanizing duration and the particle size of zinc dust waste in the galvanizing mixture on the properties and structure of the zinc coating. The study focuses on coating characteristics, such as microstructure and particle distribution.

Keywords. Coating, thermal diffusion galvanizing, zinc dust, microstructure, particles.

For citation. Urbanovich N. I., Baranovsky K. E., Dashkevich V. G., Zhumaev A. A. Research of the influence of technological parameters of thermal diffusion zincaming in the $Zn_{oth}-Al_2O_3$ system on the properties and microstructure of the coating. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 1, pp. 78–82. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-78-82>.

Использование цинковых покрытий – один из самых распространенных способов защиты стали от коррозии. Формирование таких покрытий происходит в том числе методом термодиффузионного цинкования. В качестве основного компонента применяют цинковый порошок, производимый в России и дальнем зарубежье. В Республике Беларусь также существуют производства горячего цинкования, в частности на ОАО «Речицкий метизный завод», где, кроме изгари и гартцинка, образуется дисперсный цинксодержащий отход в виде порошка при цинковании труб и последующей их паровой обдувке в количестве около 100 т в год. Использование данного отхода – цинковой пыли $Zn_{отх}$ в технологических решениях при получении цинковых покрытий позволит не только осуществить рециклинг цинка в промышленный оборот, но и расширить применение метода термодиффузионного цинкования для маломерных деталей сложной конфигурации, в том числе имеющих резьбовые соединения.

Прежде чем предложить применение указанного отхода в качестве цинксодержащего компонента для термодиффузионного цинкования в насыщающих смесях, проведены исследования его химического, фазового, гранулометрического состава, результаты которых отражены в [1].

Гранулометрический состав цинковой пыли в размерном диапазоне частиц менее 250 мкм, доля которого 87 мас. %, соответствует фракционному составу стандартного порошкового цинка. В свою очередь химический и фазовый состав данного отхода примерно соответствует порошковому цинку (ГОСТ 12601–76). Доля чистого цинка в пыли составляет 95 %. Проведенные исследования отхода горячего цинкования – цинковой пыли показали перспективность его применения в качестве компонента в насыщающих смесях при получении цинковых покрытий химико-термической обработкой.

Авторами данной статьи изучено влияние таких технологических параметров, как состав смеси и температура термодиффузионного цинкования, на структуру, толщину и свойства диффузионных цинковых покрытий, полученных в насыщающих смесях на основе цинковой пыли [1–3]. Результаты исследований позволили установить, что при термодиффузионном цинковании стальных образцов при температуре 450 °С в течение 4 ч на основе системы $Zn_{отх}-Al_2O_3$ формирующиеся слои покрытия состоят из Γ - и δ -фаз, характерных и для цинковых слоев в порошковых средах на основе системы стандартный порошковый цинк $Zn_{ст}-Al_2O_3$. Что касается влияния температурного параметра, то повышение температуры термодиффузионного цинкования в системе $Zn_{отх}-Al_2O_3$ приводит к увеличению толщины покрытия. Формирующиеся слои состоят из Γ -, δ_1 - и ζ -фаз, характерных для цинковых слоев в порошковых средах на основе системы $Zn_{ст}-Al_2O_3$ в диапазоне 400–550 °С.

Рост толщины покрытия происходит за счет δ_1 -фазы, причем в диапазоне 450–550 °С – за счет δ_{III} -фазы, имеющей столбчатую структуру (полисады), а при 400 °С – за счет δ_{IK} -фазы, имеющей в основном мелкокристаллическую компактную структуру.

К технологическим параметрам относится также продолжительность процесса термодиффузионного цинкования.

Исследования влияния времени выдержки на структуру и толщину цинкового слоя, полученного при термодиффузионном насыщении в смеси, состоящей из $Zn_{отх}-Al_2O_3$, ранее не проводились. Поэтому в данной работе установление экспериментальной зависимости влияния продолжительности процесса на толщину цинкового покрытия и его структуру при термодиффузионном насыщении в системе $Zn_{отх}-Al_2O_3$ является одной из задач, которую необходимо решить.

В опытах по определению влияния продолжительности выдержки на толщину и структуру исследуемых покрытий применяли базовую диффузионную смесь, состоящую из 40 % $Zn_{отх}$, 59 % оксида алюминия и 1 % хлористого аммония. Исследования проводили на образцах в виде пластин из стали марки Ст3. Термическую обработку осуществляли в муфельной электропечи. Продолжительность выдержки при цинковании от 1 до 4 ч, температура 450 °С. После соответствующей выдержки контейнер с образцами охлаждали на воздухе. Проведенные опыты показали, что длительность выдержки в пределах от 1 до 4 ч изменяет толщину цинкового слоя и способствует росту фаз. Так, толщина слоя при выдержке в течение одного часа составила 20–25 мкм, а при четырехчасовой выдержке – 110 мкм (рис. 1). Данная зависимость носит экспоненциальный характер, а именно: более интенсивный рост слоя происходит после трехчасовой выдержки.

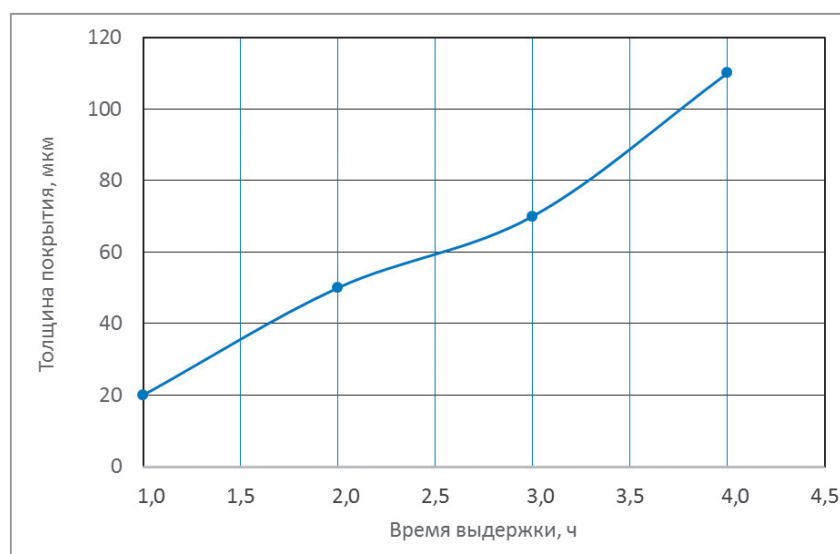


Рис. 1. Влияние времени выдержки на толщину цинкового покрытия при термодиффузионном цинковании в системе $Zn_{отх}-Al_2O_3$

На рис. 2 представлены микрофотографии покрытий, полученных термодиффузионным цинкованием в системе $Zn_{отх}-Al_2O_3$ при разном времени выдержки.

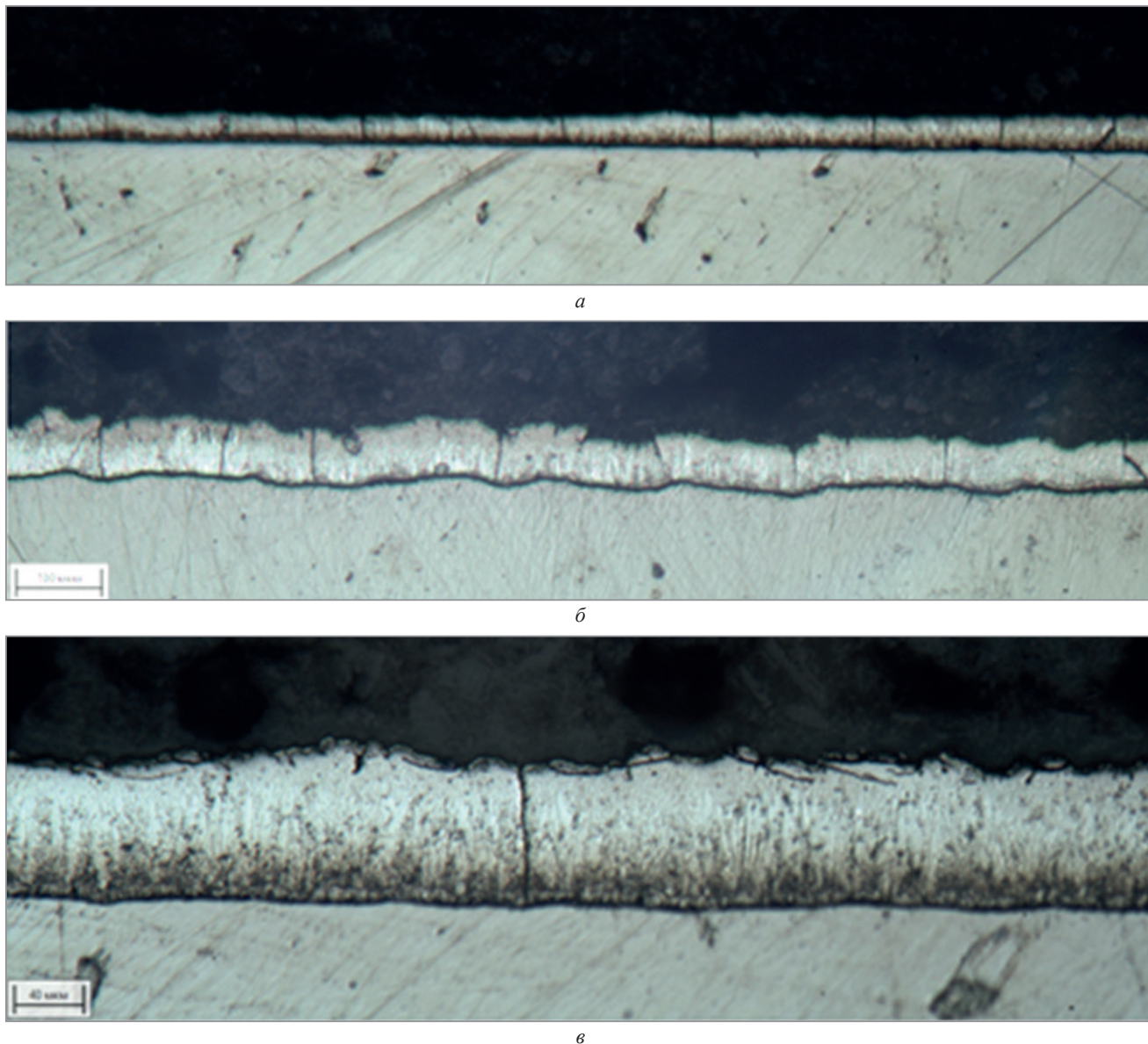


Рис. 2. Микрофотографии цинкового покрытия, полученного в системе $Zn_{отх}-Al_2O_3$ при разном времени выдерживания: а – 1 ч; б – 2 ч; в – 4 ч

Анализ структур показал (рис. 2), что цинковое покрытие состоит из слоев α -, Γ -, δ_1 - и ζ -фаз. Следует отметить, что рост покрытия с увеличением времени выдержки происходит в основном за счет δ_{II} -фазы. Продолжительность времени выдержки при термодиффузионном насыщении в системе $Zn_{отх}-Al_2O_3$ приводит к росту толщины слоя. Причем наиболее интенсивный рост происходит после трехчасовой выдержки и осуществляется за счет увеличения δ_{II} -фазы. Вместе с тем продолжительность не влияет на структуру цинкового покрытия, которое во всех случаях состоит из слоев α -, Γ -, δ_1 - и ζ -фазы.

К технологическим параметрам термодиффузионного цинкования также можно отнести размер зерен цинкового порошка в насыщающей смеси и его влияние на качество покрытия, толщину и цвет. Цинковая пыль в размерном диапазоне частиц ≤ 250 мкм имеет приблизительно следующий гранулометрический состав, мас. %: фракции менее 63 мкм – не менее 50,0; 63–160 мкм – не более 40,0; 160–250 мкм – не более 10,0. Влияние размера частиц на качество покрытия, толщину и цвет изучали на основе сравнительного анализа цинковой пыли в диапазоне зерен ≤ 63 мкм и ≤ 250 мкм.

Термодиффузионное цинкование осуществляли по вышеописанной методике в контейнере, насыщающая смесь имела базовый состав: 40 % $Zn_{отх}$, 59 % оксида алюминия и 1 % хлористого аммония. На рис. 3 показан внешний вид образцов, покрытия которых получены в насыщающих смесях с цинковой

пылью, имеющей различный размер зерен. Более светлое покрытие получили при применении цинковой пыли с размером частиц ≤ 63 мкм.

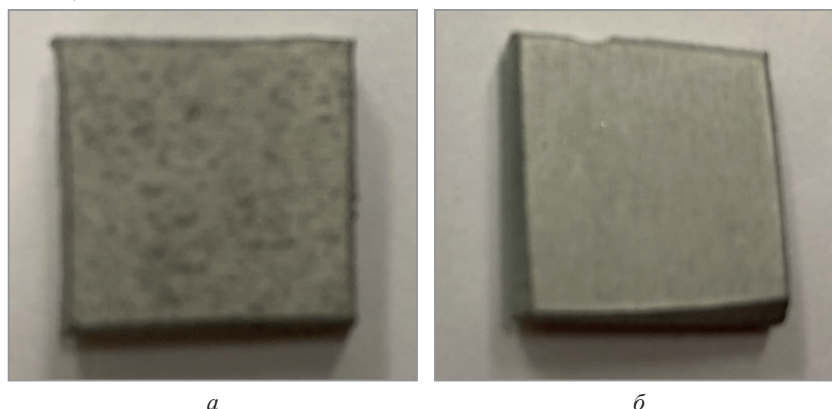


Рис. 3. Внешний вид образцов с цинковым покрытием, полученным в насыщающих смесях с цинковой пылью с размером зерен: *а* – ≤ 250 мкм; *б* – ≤ 63 мкм

Для оценки степени шероховатости поверхности в зависимости от размера частиц цинковой пыли в насыщающей смеси снимали профилограмму на приборе MarSurfPS1 (рис. 4).

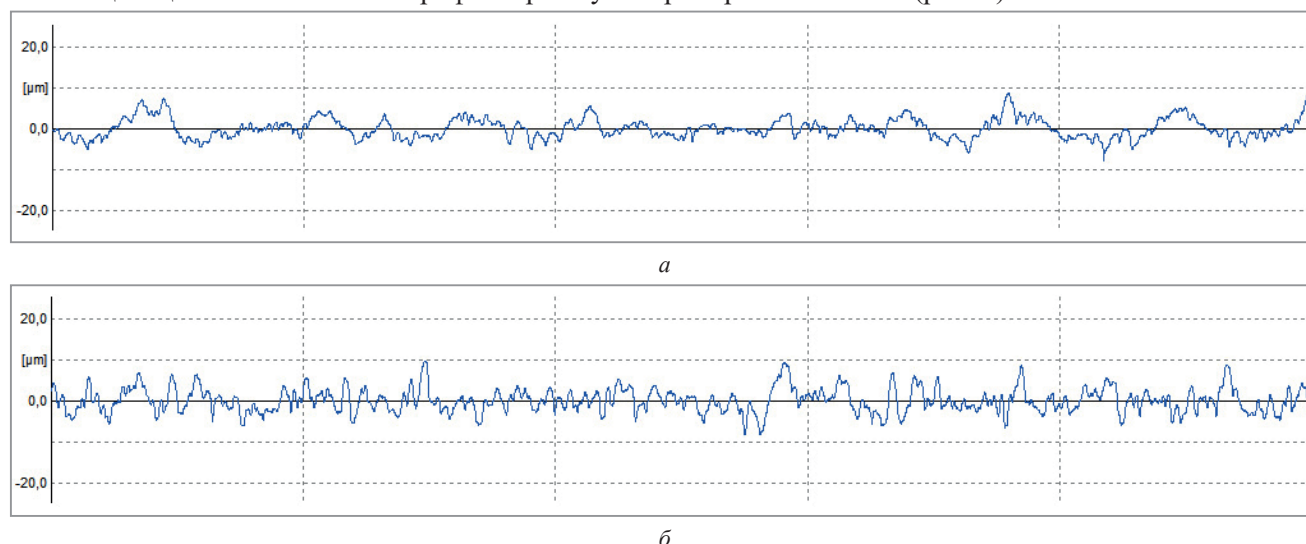


Рис. 4. Профилограмма шероховатости цинковых покрытий, полученных в насыщающих смесях на основе цинковой пыли, имеющей различный размер частиц: *а* – ≤ 250 мкм; *б* – ≤ 63 мкм

При сравнении образцов цинковых покрытий, полученных при одинаковых температуре и времени выдержки в насыщающих смесях одинакового состава, где отличие состояло только в размере частиц цинковой пыли, выявлено, что более гладким является покрытие на цинковой пыли с размером частиц ≤ 63 мкм. Профилограмма шероховатости данного покрытия показывает (рис. 4, *б*), что высота пиков и впадин неровностей в два раза ниже, они имеют относительно меньший шаг на базовой длине, чем покрытие, полученное на цинковой пыли с размером частиц ≤ 250 мкм (рис. 4, *а*).

Таким образом, с уменьшением зернистости цинковой пыли в насыщающей смеси качество покрытия улучшается за счет снижения его шероховатости, получается более светлым и гладким.

Микроструктуры цинковых покрытий из насыщающих смесей с цинковой пылью, имеющей различный размер частиц, представлены на рис. 5.

Анализ структур показал (рис. 5), что цинковое покрытие состоит из слоев α -, Γ -, δ_1 - и ζ -фаз. Рост цинкового диффузионного покрытия в насыщающей среде с цинковой пылью с размером частиц ≤ 250 мкм происходит в основном за счет роста $\delta_{1П}$ -фазы, имеющей столбчатую структуру, а с цинковой пылью с размером частиц ≤ 63 мкм – за счет роста $\delta_{1К}$ -фазы, имеющей в основном мелкокристаллическую компактную структуру.

Согласно результатам экспериментов, уменьшение размера частиц цинковой пыли позволяет получить цинковое покрытие с мелкокристаллической компактной структурой.

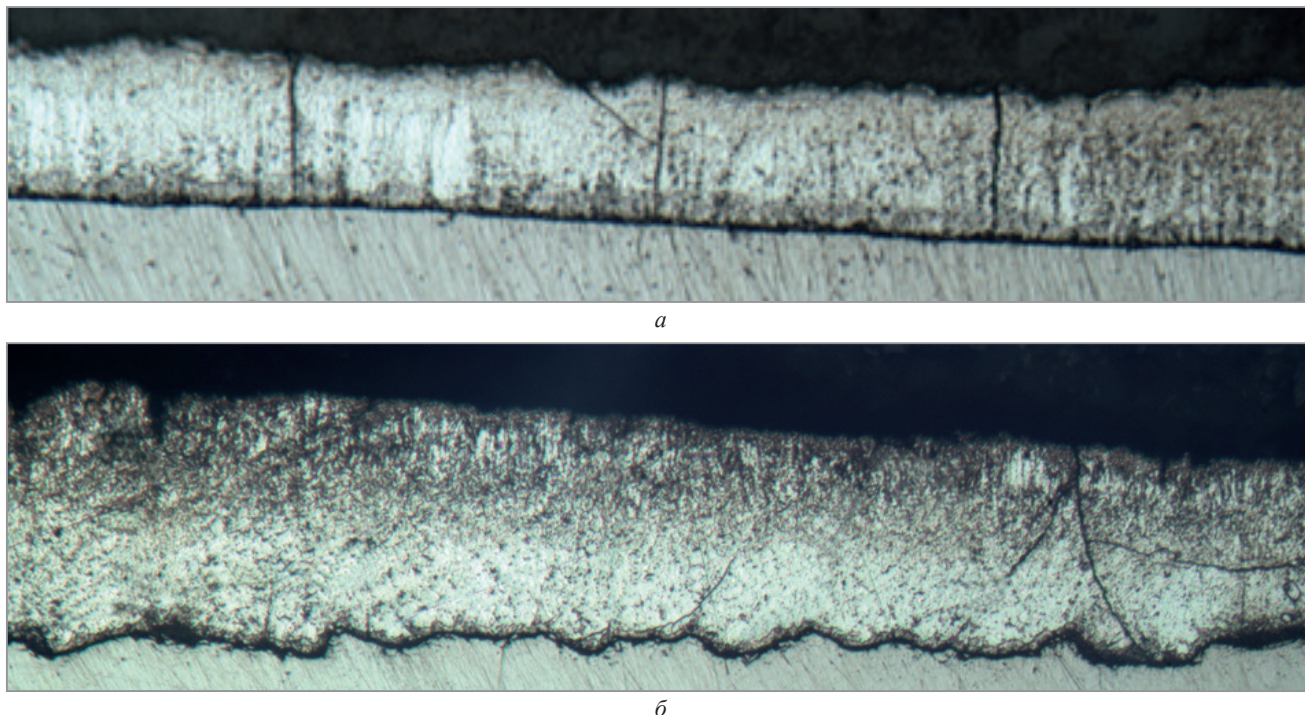


Рис. 5. Микроструктуры цинковых покрытий из насыщающих смесей с цинковой пылью, имеющей размер частиц: а – ≤ 250 мкм; б – ≤ 63 мкм; $\times 200$

Таким образом, продолжительность времени выдержки при термодиффузионном насыщении в системе $Zn_{отх}-Al_2O_3$ приводит к росту толщины покрытия, причем наибольшая интенсивность наблюдается после трехчасовой выдержки. Рост покрытия происходит за счет увеличения δ_1 -фазы. Продолжительность термодиффузионного насыщения не влияет на структуру цинкового покрытия, которое во всех случаях состоит из слоев α -, Γ -, δ_1 - и ζ -фазы. С уменьшением зернистости цинковой пыли в насыщающей смеси улучшается качество покрытия за счет снижения его шероховатости, оно получается более светлым и гладким. Уменьшение размера частиц цинковой пыли способствует получению мелкокристаллической компактной структуры (δ_{1K}).

ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование гранулометрического, химического и фазового составов отходов производства горячего цинкования / Н. И. Урбанович [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2021. – № 3. – С. 106–111.
2. Влияние температурного параметра и его продолжительности на толщину цинкового покрытия, структуру при термодиффузионном цинковании в порошковых средах на основе цинсодержащего отхода – гартцинка / Н. И. Урбанович [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2013. – № 3. – С. 99–102.
3. **Урбанович, Н. И.** Влияние температуры на толщину цинкового покрытия при термодиффузионном насыщении в порошковой среде из дисперсного отхода горячего цинкования – цинковой пыли ($Zn_{отх}$) + Al_2O_3 / Н. И. Урбанович, К. Э. Барановский, С. В. Корнеев // *Проблемы и перспективы инновационной техники и технологий в аграрно-пищевом секторе: сб. науч. тр. III Международ. науч. конф., Ташкент, 20–21 апр. 2023: в 2 ч.* – Ташкент, 2023. – Ч. 1. – С. 105–106.

REFERENCES

1. **Urbanovich N. I., Baranovsky K. E., Rozenberg E. V., Dashkevich V. G., Lugin V. G.** Issledovanie granulometricheskogo, himicheskogo i fazovogo sostavov othodov proizvodstva gorjachego cinkovaniya [Investigation of granulometric, chemical and phase compositions of hotdip galvanizing wastes]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 106–111.
2. **Urbanovich N. I., Konstantinov V. M., Basalay I. A., Baranovsky K. E., Gorki G. P., Garost A. I., Geginya D. V.** Vliyanie temperaturnogo parametra i ego prodolzhitel'nosti na tolshchinu cinkovogo pokrytiya, strukturu pri termodiffuzionnom cinkovanii v poroshkovykh sredah na osnove cinsoderzhashchego othoda – gartcinka [The influence of the temperature parameter and its duration on the thickness of zinc coating, its structure while thermal diffusion galvanizing in powder-based environments zinc-containing waste – gartzink]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2013, no 3, pp. 99–102.
3. **Urbanovich N. I., Baranovsky K. E., Korneev S. V.** Vliyanie temperatury na tolshhinu cinkovogo pokrytiya pri termodiffuzionnom насыщении в порошковой среде из дисперсного отхода горячего цинкования – цинковой пыли ($Zn_{отх}$) + Al_2O_3 [The influence of temperature on the thickness of zinc coating during thermal diffusion saturation in a powder medium from dispersed waste of hot-dip galvanizing – zinc dust (($Zn_{отх}$) + Al_2O_3). *Problemy i perspektivy innovacionnoj tehniki i tehnologij v agrarno-pishhevom sektore: sb. nauch. tr. III Mezhdunar. nauch. konf. = Problems and prospects of innovative equipment and technologies in the agricultural and food sector: collection of scientific works of the III International scientific conf., Tashkent, 20–21 apr. 2023: in 2 vol.* Tashkent, 2023, vol. 1, pp. 105–106.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-83-92>

УДК 669.2.017:620.18; 669.2.017:620.17; 669.2-419:620.18; 669.2-419:620.17

Поступила 12.01.2024

Received 12.01.2024

СПЛАВЫ СИСТЕМЫ Mg–Al–Mn–Ca, ДОПОЛНИТЕЛЬНО ЛЕГИРОВАННЫЕ Zr И La ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ СКОРОСТНОЙ ЭКСТРУЗИИ

А. Т. ВОЛОЧКО, В. А. ЗЕЛЕНИН, М. С. КОВАЛЬКО, Д. С. ФЕДОРОВИЧ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академика Купревича, 10. E-mail: volochkoat@mail.ru
ЧЭН ВАН, Университет Цзилин, г. Чанчун, Китай, ул. Реньминь. E-mail: chengwang@jlu.edu.cn

В работе проведены расчет и анализ фазовых равновесий в магниевых сплавах системы Mg–Al–Mn–Ca при дополнительном ее легировании Zr и La. Осуществлена оценка влияния степени, скорости деформации, а также температуры экструдирования на состав, структуру и механические свойства сплавов. Исследовано влияние термообработки деформированных образцов на комплекс прочностных и пластических свойств.

Ключевые слова. Магниевые деформируемые сплавы, легирование тугоплавкими и редкоземельными металлами, фазовые равновесия, диаграмма состояния, лигатуры, экструдирование.

Для цитирования. Волочко, А. Т. Сплавы системы Mg–Al–Mn–Ca, дополнительно легированные Zr и La для получения изделий методом скоростной экструзии / А. Т. Волочко, В. А. Зеленин, М. С. Ковалько, Д. С. Федорович, Чэн Ван // Литье и металлургия. 2024. № 1. С. 83–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-83-92>.

MAGNESIUM ALLOYS BASED ON THE Mg–Al–Mn–Ca SYSTEM, ADDITIONALLY ALLOYED WITH Zr AND La FOR HIGH-SPEED DEFORMATION OF PRODUCTS AND SEMI-FINISHED PRODUCTS

A. T. VOLOCHKO, V. A. ZELENIN, M. S. KOVALKO, D. S. FEDOROVICH, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Akademika Kuprevicha str.
E-mail: volochkoat@mail.ru

CHENG WANG, Jilin University, Changchun, China, Renmin str. E-mail: chengwang@jlu.edu.cn

The article presents calculations and analysis of phase equilibria in magnesium alloys of the Mg–Al–Mn–Ca system with additional alloying of Zr and La. An assessment of the influence of the degree, deformation rate, and extrusion temperature on the composition, structure, and mechanical properties of the material has been evaluated. The impact of heat treatment of deformed samples on the complex of strength and plastic properties has been investigated.

Keywords. Magnesium deformable alloys, alloying of magnesium alloys with refractory and rare-earth metals, phase equilibria, phase diagram, ligatures, extrusion.

For citation: Volochko A. T., Zelenin V. A., Kovalko M. S., Fedorovich D. S., Cheng Wang. Magnesium alloys based on the Mg–Al–Mn–Ca system, additionally alloyed with Zr and La for high-speed deformation of products and semi-finished products. Foundry production and metallurgy, 2024, no. 1, pp. 83–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-83-92>.

Введение

Магниевые сплавы – одни из самых легких конструкционных материалов, широко используемых в промышленности. Магний при плотности 1,74 г/см³ в 4,5 раза легче железа, в 5,0 – меди, в 2,6 – титана и в 1,6 раза – алюминия. Магниевые сплавы обладают хорошей вибрационной стойкостью, что обеспечивает возможность эксплуатации изделий из них в широком диапазоне температур: от криогенных (–70)–(–196) °С до высоких кратковременных до 300–350 °С и длительных до 200–250 °С. Объемы производства магниевых сплавов постоянно увеличиваются, а лидером в этой отрасли является Китай, выпускающий 600–700 тыс. т в год, что составляет около 80 % мирового производства. Любопытно, что востребованность этих сплавов выросла в первую очередь в самом Китае и составляет около 30 %

мирового спроса. Экспансия магния началась с возможностью замены алюминиевых и других сплавов в машиностроении, прежде всего в авиации и автомобильной промышленности.

Значительную часть деталей из магниевых сплавов изготавливают методами литья, преимущественно литьем под давлением [1]. Этот метод отличается технологичностью и высокой производительностью. Проблемой при литье под давлением остается высокая газовая пористость отливок, возникающая при заполнении формы. Сдерживающим фактором увеличения объемов производства изделий из магниевых сплавов является также невысокая температура их возгорания, требующая повышения культуры производства, использования флюсов или защитной атмосферы.

Повышение литейных свойств магниевых сплавов и обеспечение требуемых эксплуатационных характеристик изделий из них обеспечивается использованием легирующих элементов. Однако введение в литейные магниевые сплавы одного из основных легирующих элементов – алюминия массовой долей более 4 % снижает вязкость металла, а массовой долей 8–10 % – его прочностные характеристики. Кроме того, γ -фаза переменного состава на основе конгруэнтного соединения $Mg_{17}Al_{12}$ имеет относительно низкую температуру плавления 437 °С, что приводит к нестабильности микроструктуры при температурах более 127 °С, зернограничному скольжению и, как следствие, ухудшению свойств при повышенных температурах. При использовании в качестве упрочняющего легирующего элемента цинка в тройной системе $Mg-Al-Zn$ фаза $\alpha-Mg_{17}Al_{12}$ является катодом по отношению к матрице $\alpha-Mg$ и образует с ним гальваническую пару, что приводит к ускорению коррозии сплавов этой системы.

Особое внимание в мировой практике уделяется деформируемым магниевым сплавам, в первую очередь низколегированным (до 1–2 мас. %) [2, 3]. Актуальна задача повышения их прочности, коррозионной стойкости, а также увеличения пластических свойств как при комнатных температурах, так и при температурах деформирования. Разработка новых сплавов позволила существенно расширить эффективное конструкционное использование изделий и полуфабрикатов из них за счет применения технологий экструдирования профилей, прокатки листов, изготовления поковок высокоскоростными методами обработки давлением.

Состав и концентрацию легирующих элементов в этих сплавах выбирают исходя из соображений, что они должны, во-первых, находиться при температуре деформации в твердом растворе, а во-вторых, не образовывать интерметаллических соединений, что и позволяет применить высокоскоростные методы обработки.

Из известных деформируемых магниевых сплавов особый интерес представляют сплавы на основе системы $Mg-Al-Mn$. Введение марганца как основного легирующего элемента обусловлено тем, что он не образует с магнием промежуточных соединений. При температуре 652 °С марганец участвует с α -магниевым твердым раствором в периодическом превращении $L + \alpha-Mn \rightarrow \alpha-Mg$. Легирование сплавов магния марганцем улучшает коррозионную стойкость и свариваемость.

Кальций в магниевых сплавах в количестве 0,1–0,4 мас. % способствует: повышению стойкости к окислению благодаря защитной оксидной пленке; измельчению структуры, повышению твердости и термической стабильности; снижению пористости заготовки.

Наибольший интерес представляют сплавы, содержащие цирконий и редкоземельные металлы. Ряд сплавов, содержащих цирконий, были разработаны фирмой Magnesium Electron Limited (Великобритания) и нашли применение за рубежом.

Методика проведения исследований

В качестве базового низколегированного материала использовали сплав $Mg_{0,85}Al_{0,53}Mn_{0,2}Ca$, который дополнительно легировали 0,5 мас. % Zr и 0,4 мас. % La. Плавку лигатур и образцов магниевых сплавов для последующего экструдирования осуществляли в индукционной тигельной печи ИСВ 0,04. Шихту помещали в тигель из диоксида циркония, затем камеру печи вакуумировали и поддерживали в ней давление 5×10^4 Па. При достижении температуры плавления в камеру подавали инертный газ (аргон), предотвращающий возгорание. Расплав заливали в металлическую форму и в последующем получали заготовки массой 20–40 г, которые подвергали экструдированию с различной степенью деформации (от 85 до 96 %) в температурном интервале 350–450 °С. Скорость деформирования при экструзии варьировалась в пределах 0,16–0,24 м/с. Процесс экструзии осуществляли как на гидравлических, так и на кривошипно-шатунных прессах.

Часть полученных заготовок подвергали термической обработке по режиму T61: закалка с 420 °С после выдержки в течение 30–60 мин охлаждением в горячую воду с $t = 80$ °С и искусственное

старение в течение 8–16 ч при $t = 200$ °С. Механические свойства заготовок исследовали в соответствии с ГОСТ 25503–97 и 9012–59.

Для определения доли вторичных фаз, образовавшихся при кристаллизации расплава, использовали программные продукты PATDAT и PanMagnesium.

Металлографический анализ выполняли с помощью комплекса Micro-200. Рентгенофазовый анализ производили на дифрактометре Дрон-3М (CuK_α - и CoK_α -излучения) в режиме сканирования (по точкам) с шагом $0,1^\circ$ в интервале углов рассеяния $2\theta = 20\text{--}60^\circ$. Состав и распределение основных элементов определяли на сканирующем электронном микроскопе Tescan Mira 3.

Анализ фазовых равновесий в магниевых сплавах

Расчеты диаграмм равновесного состояния интерметаллидных фаз, образующихся в магниевых сплавах $\text{Mg}_{0,85}\text{Al}_{0,2}\text{Ca}_{0,53}\text{Mn}$, $\text{Mg}_{0,85}\text{Al}_{0,2}\text{Ca}_{0,53}\text{Mn}_{0,5}\text{Zr}$ и $\text{Mg}_{0,85}\text{Al}_{0,2}\text{Ca}_{0,53}\text{Mn}_{0,5}\text{La}$, выполнены с использованием PATDAT и PanMagnesium, приведены на рис. 1–3 [4, 5].

Согласно расчетам, образование первичных кристаллов фазы Al_8Mn_5 при затвердевании расплава $\text{Mg}_{0,85}\text{Al}_{0,2}\text{Ca}_{0,53}\text{Mn}$ начинается при температуре 620 °С (рис. 1). Доля кристаллов соединения Al_8Mn_5 по мере охлаждения расплава медленно увеличивается вплоть до температуры 180 °С, при которой начинается его превращение в соединение $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$. При комнатной температуре доля вторичных кристаллов $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$ в сплаве в три раза превышает долю кристаллов соединения Al_8Mn_5 .

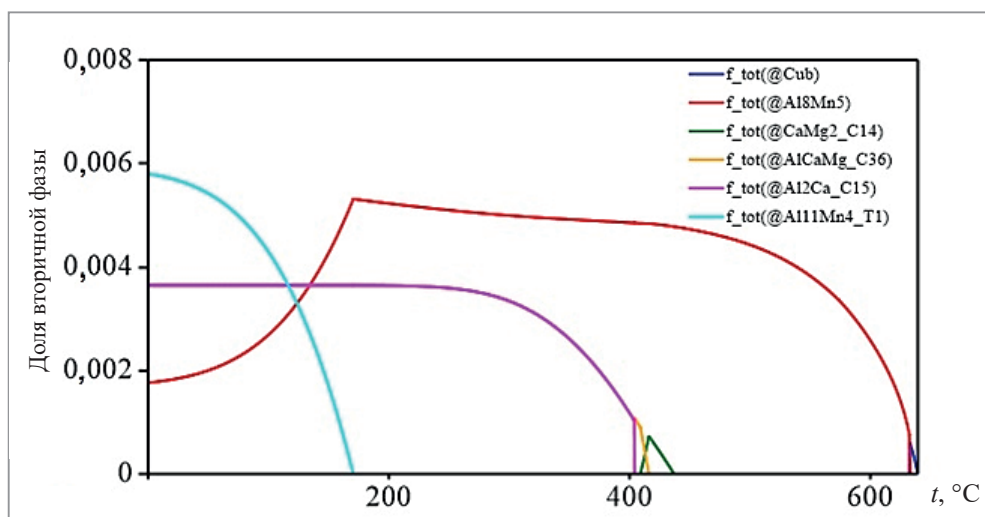


Рис. 1. Зависимость доли вторичных фаз, образующихся при затвердевании расплава состава $\text{Mg}_{0,85}\text{Al}_{0,2}\text{Ca}_{0,53}\text{Mn}$, от температуры

Температура сольвуса соединения Mg_2Ca составляет 435 °С. Однако уже при температуре порядка 400 °С кристаллы этого соединения полностью распадаются, как и кристаллы тройного соединения AlCaMn , с образованием соединения Al_2Ca . В результате при остывании до комнатной температуры в сплаве данного состава образуется выпадающий по границам зерен твердого раствора магния упрочняющий каркас, состоящий из зерен трех соединений: Al_8Mn_5 , $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$ и Al_2Ca .

Образование первичных кристаллов фазы Al_4Zr_5 при затвердевании расплава состава $\text{Mg}_{0,85}\text{Al}_{0,2}\text{Ca}_{0,53}\text{Mn}_{0,5}\text{Zr}$ начинается, согласно расчетам, при температуре 1440 °С (рис. 2). В процессе остывания расплава при температурах 1160, 940, 630 и 500 °С происходят фазовые превращения по схеме:



Образование кристаллов фазы Al_8Mn_5 начинается при температуре ~ 600 °С. Кристаллы соединения Mg_2Ca начинают выделяться в виде преципитатов из пересыщенного твердого раствора магния при температурах менее 400 °С, а кристаллы соединения Al_2Ca — при температурах ниже 260 °С. В результате в сплаве данного состава формируется более прочный каркас, состоящий из зерен четырех соединений: Al_3Zr , Al_8Mn_5 , Mg_2Ca и Al_2Ca .

Образование первичных кристаллов фазы Al_8Mn_5 при затвердевании расплава состава $\text{Mg}_{0,85}\text{Al}_{0,2}\text{Ca}_{0,53}\text{Mn}_{0,5}\text{La}$ начинается, согласно расчетам, при температуре 620 °С (рис. 3).

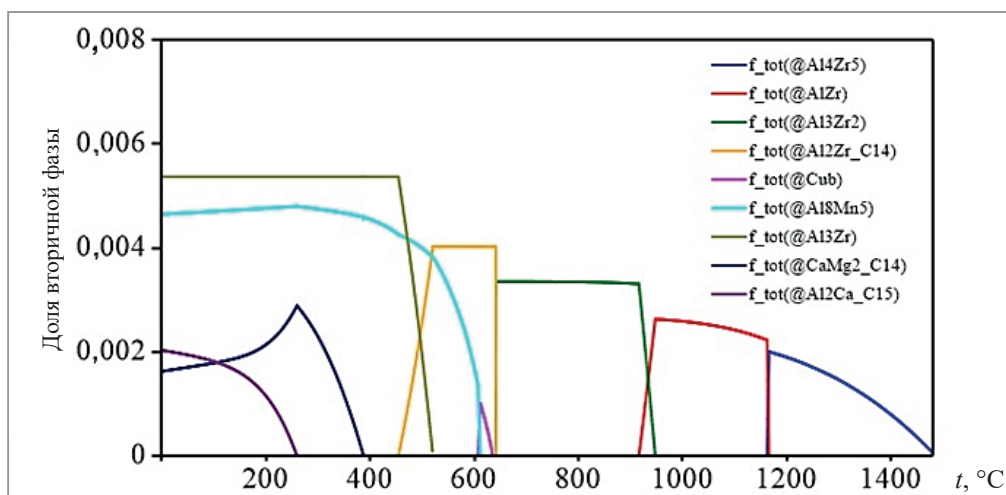


Рис. 2. Зависимость доли вторичных фаз, образующихся при затвердевании расплава состава $\text{Mg}_{0,85}\text{Al}_{0,2}\text{Ca}_{0,53}\text{Mn}_{0,5}\text{Zr}$, от температуры

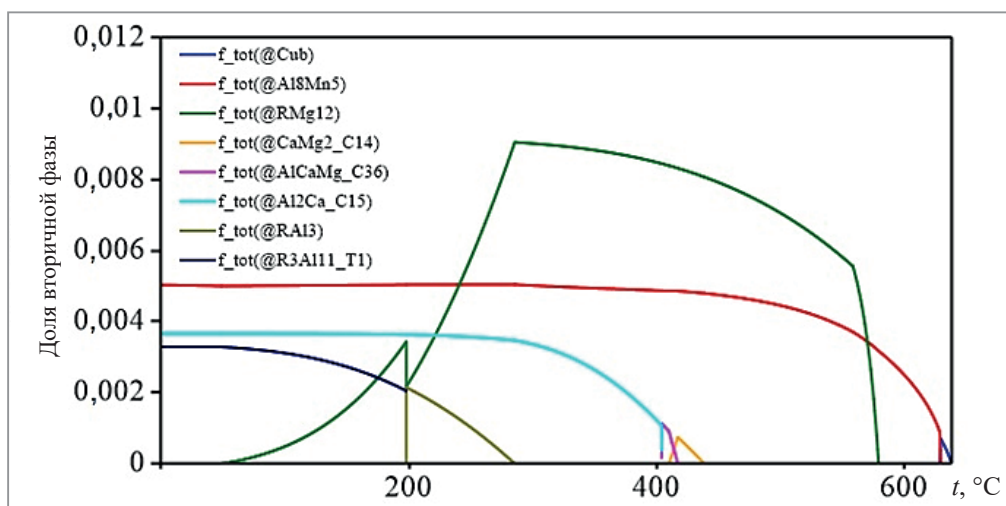


Рис. 3. Зависимость доли вторичных фаз, образующихся при затвердевании расплава состава $\text{Mg}_{0,85}\text{Al}_{0,2}\text{Ca}_{0,53}\text{Mn}_{0,5}\text{La}$, от температуры

При температуре 580 °C начинается образование кристаллов соединения Mg_{12}La . В интервале температур 580–280 °C их доля в сплаве растет. При температуре 435 °C образуется соединение Mg_2Ca . При температуре порядка 400 °C кристаллы этого соединения полностью распадаются, как и кристаллы тройного соединения AlCaMn , с образованием соединения Al_2Ca .

При температуре 280 °C соединение Mg_{12}La вступает в реакцию с алюминием с образованием Al_3La . Однако уже при температуре порядка 200 °C происходит фазовое превращение с образованием соединения $\text{Al}_{11}\text{La}_3$. В результате при остывании до комнатной температуры в сплаве данного состава образуется выпадающий по границам зерен твердого раствора магния упрочняющий каркас, состоящий из зерен трех соединений: Al_8Mn_5 , Al_2Ca и $\text{Al}_{11}\text{La}_3$.

Анализ системы Mg-Al-La-Mn-Zr на основе двойных диаграмм состояний

Анализ представленной на рис. 4 пятикомпонентной системы Mg-Al-La-Mn-Zr показал, что самым тугоплавким элементом в ней является Zr, температура плавления которого равна 1855 °C. Кроме того, как видно на рис. 4, Zr плохо растворяется в Mg (до 0,983 ат. %) и в паре с Mn образует две эвтектики с содержанием до 5,0 и 67,5 ат. % Zr.

С La цирконий не образует ни эвтектик, ни интерметаллических соединений.

Состав и температура плавления эвтектик, образующихся в двойных системах Mg-Al , Mg-La и Al-La , приведены на рис. 5.

Представляется целесообразным приготовление в первую очередь твердого раствора Zr в магнии. Введение до 0,985 ат. % Zr не окажет заметного влияния на литейные свойства Mg. В связи с этим

Для двойной системы

$$T_{\text{эвт}} = K_{\text{эт}} (T_1 + T_2), \quad (1)$$

где $K_{\text{эт}}$ – коэффициент эвтектической температуры,

$$K_{\text{эт}} = 0,497 \exp(-0,2657X), \quad (2)$$

где X – масштабный температурный параметр,

$$X = (T_1 - T_2)/(T_1 + T_2)^{0,74}. \quad (3)$$

Расчеты эвтектической концентрации тройных эвтектик проводили по вычисленным значениям эвтектической температуры (в % по массе) по формулам:

$$C_{\text{эвт}}^{T1} = [(T_2 - T_{\text{эвт}})/(T_1 + T_2 - 2T_{\text{эвт}})]100\%; \quad (4)$$

$$C_{\text{эвт}}^{T2} = [(T_1 - T_{\text{эвт}})/(T_1 + T_2 - 2T_{\text{эвт}})]100\%. \quad (5)$$

При расчетах эвтектики в системе Al–La–(Mg) сводим к расчету двойной системы (Mg–Mg₃La)–(Mg–γMg₁₇Al₁₂)_{эвт} [7].

По уравнениям (1–5) находим:

$$X = (612 - 438)/(612 + 438)^{0,74} = 174/172 = 1,01;$$

$$K_{\text{эт}} = 0,497 \exp(-0,2657 \cdot 1,01) = 0,3800;$$

$$T_{\text{эвт}} = 0,38(612 + 438) = 400 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Концентрация элементов в тройной эвтектике

$$C_{\text{эвт}}^{T1} = 100[(438 - 400)/(1050 - 800)] = 24,8 \text{ мас. \% (Mg–Mg}_3\text{La)}.$$

Концентрация (Mg–γMg₁₇Al₁₂)_{эвт} в тройной эвтектике составляет 75,2 мас. %.

В 75,2 мас. % (Mg–γMg₁₇Al₁₂)_{эвт} состава 67,6 мас. % Mg и 32,4 мас. % Al содержится 50,8 мас. % Mg и 24,4 мас. % Al. В 24,8 мас. % эвтектики (Mg–Mg₃La) состава 83,5 мас. % Mg и 16,5 мас. % La содержится 20,7 мас. % Mg и 4,1 мас. % La.

Таким образом, установлено, что эвтектика в тройной системе Al–La–(Mg) плавится при температуре $T_{\text{эвт}} = 400 \text{ } ^\circ\text{C}$ и содержит 71,5 мас. (76,0 ат. %) Mg (50,8 мас. % Mg + 20,7 мас. % Mg), 24,4 мас. (23,3 ат. %) Al и 4,1 мас. (0,7 ат. %) La. Результаты расчета эвтектики в системе Al–La–(Mg) представлены на рис. 5.

Результаты исследований

Процесс скоростной экструзии реализовывали на кривошипных прессах в изготовленных пресс-формах (рис. 6, а). Для повышения точности сопряжения рабочих деталей пуансон – матрица при скоростной экструзии в пресс-форме использовали направляющие втулки. Нагрев матрицы с фильерой производили при помощи водоохлаждаемого индуктора.

На рис. 6, б представлены зависимости изменения давления экструдирования базового состава от степени деформации при различных температурах экструдирования. Результаты исследований показали, что повышение температуры экструдирования с 350 до 450 °C снижает давление прессования на 20–25 %. Причем более существенное различие в давлении экструдирования отмечается при меньших степенях деформации.

Повысить прочностные и пластические свойства магниевого сплава, дополнительно легированного Zr и La, можно при увеличении степени деформации. Так, изменение данного показателя с 87 до 96 % повышает предел прочности на 10–13 % и относительное удлинение в среднем на 5 % (рис. 7).

Исследования влияния температуры экструдирования на прочностные (σ_b , МПа, НВ) и пластические (δ , %) свойства для базового состава магниевого сплава, дополнительно легированного 0,5 мас. % Zr и 0,4 мас. % La, представлены на рис. 8.

Наиболее существенное повышение твердости (до 100–110 НВ) при возрастании температуры экструдирования наблюдается для сплава, дополнительно легированного Zr. При этом предел прочности магниевого сплава с Zr и La при изменении температуры экструдирования от 350 до 450 °C повышается в среднем на 10–15 % (рис. 8, а).

Анализ результатов изменения относительного удлинения (рис. 8, б) для различных составов показывает, что наиболее высокие пластические свойства (на уровне $\delta = 10\%$) зафиксированы для образца магниевого сплава, дополнительно легированного 0,4 % La и экструдированного в температурном интервале 400–450 °C.

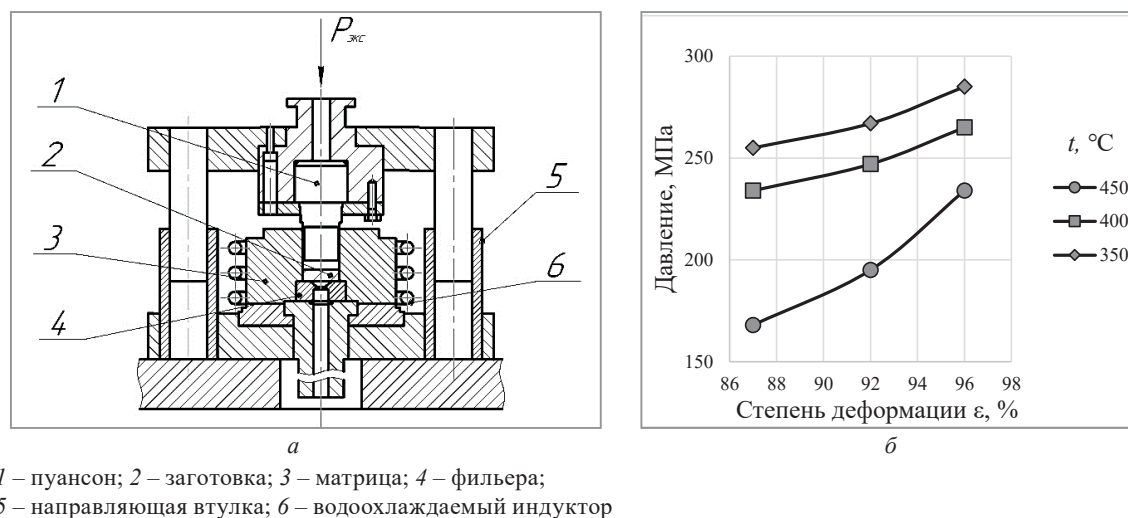


Рис. 6. Схема пресс-формы для высокоскоростной экструзии (а), влияние температуры и степени деформации на давление экструдирования (б)

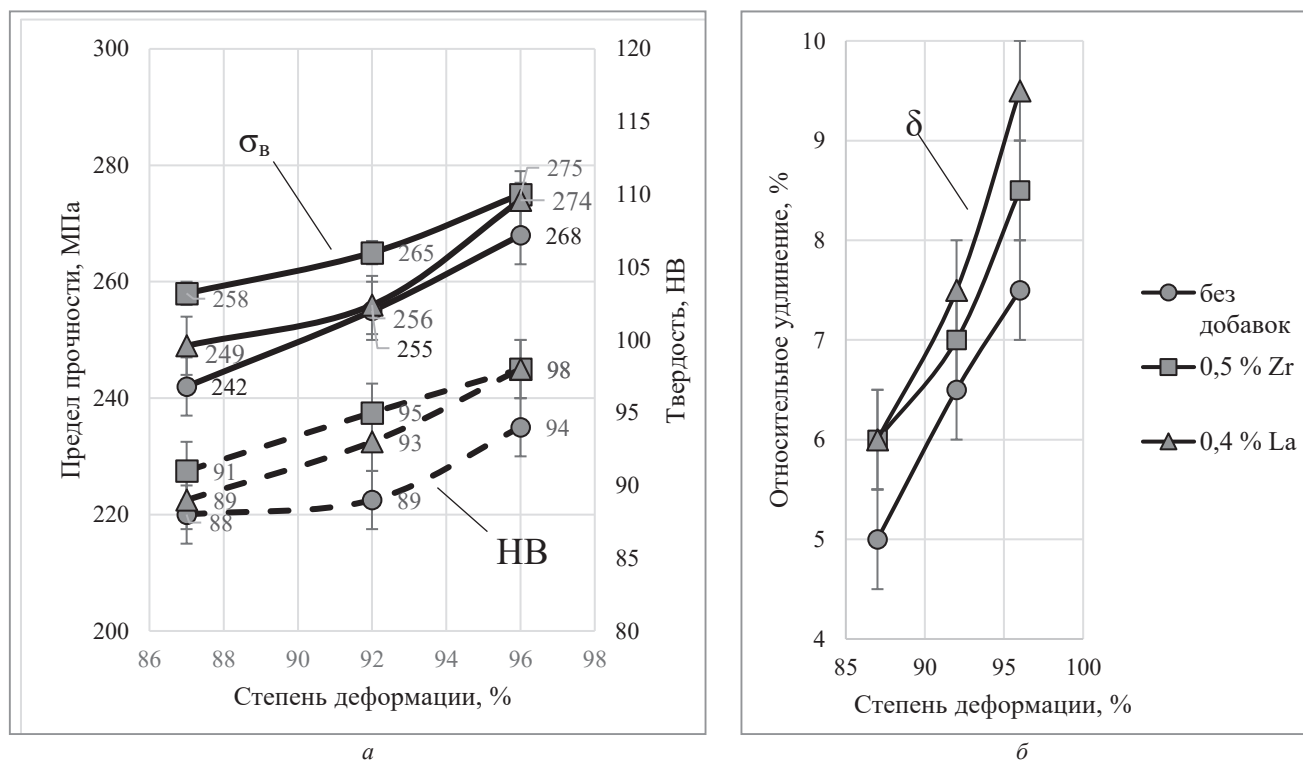


Рис. 7. Влияние степени деформации магниевых сплавов различных составов:
а – на предел прочности при растяжении σ_B , МПа (сплошные линии) и твердость, НВ (штриховые линии);
б – относительное удлинение при растяжении $\delta, \%$

Анализ фазового состава и микроструктуры образцов показывает, что для магниевого сплава, легированного La, структура характеризуется пересыщенным твердым раствором магния без интерметаллических фаз, что и позволяет повышать его пластичность на 25%. Для упрочненных образцов с добавками 0,5 % Zr в структуре дополнительно выявлены соединения ZrMg при углах рассеивания $36,31^\circ$ и $57,07^\circ$ (рис. 9).

Результаты исследования структуры образцов магниевого сплава после литья и экструдирования указывают на более дисперсное распределение структурных составляющих материала в деформированных заготовках (рис. 10).

Повысить предел прочности (до 350–355 МПа) и твердость (до 120–125 НВ) можно за счет термической обработки магниевых сплавов по режиму T61 (рис. 11) с использованием закалочного охлаждения в горячей воде.

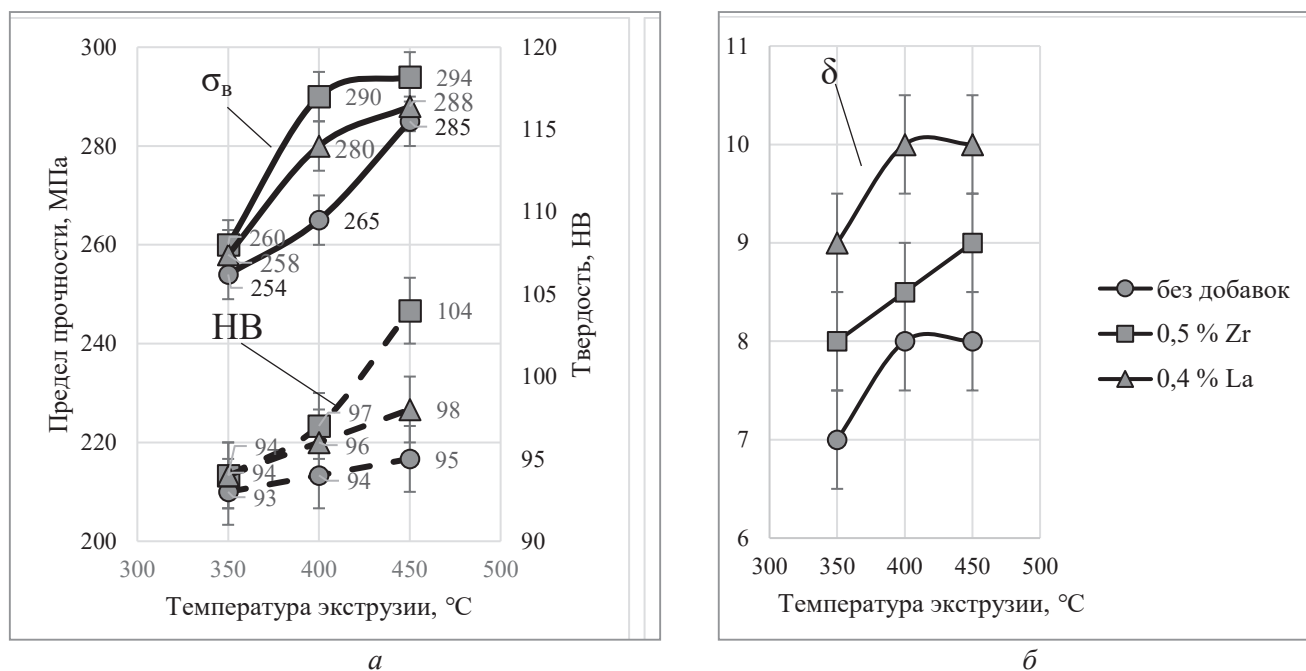


Рис. 8. Влияние температуры экструзии магниевых сплавов различных составов:
 а – на предел прочности при растяжении σ_B , МПа (сплошные линии) и твердость, HB (штриховые линии);
 б – относительное удлинение при растяжении δ , %

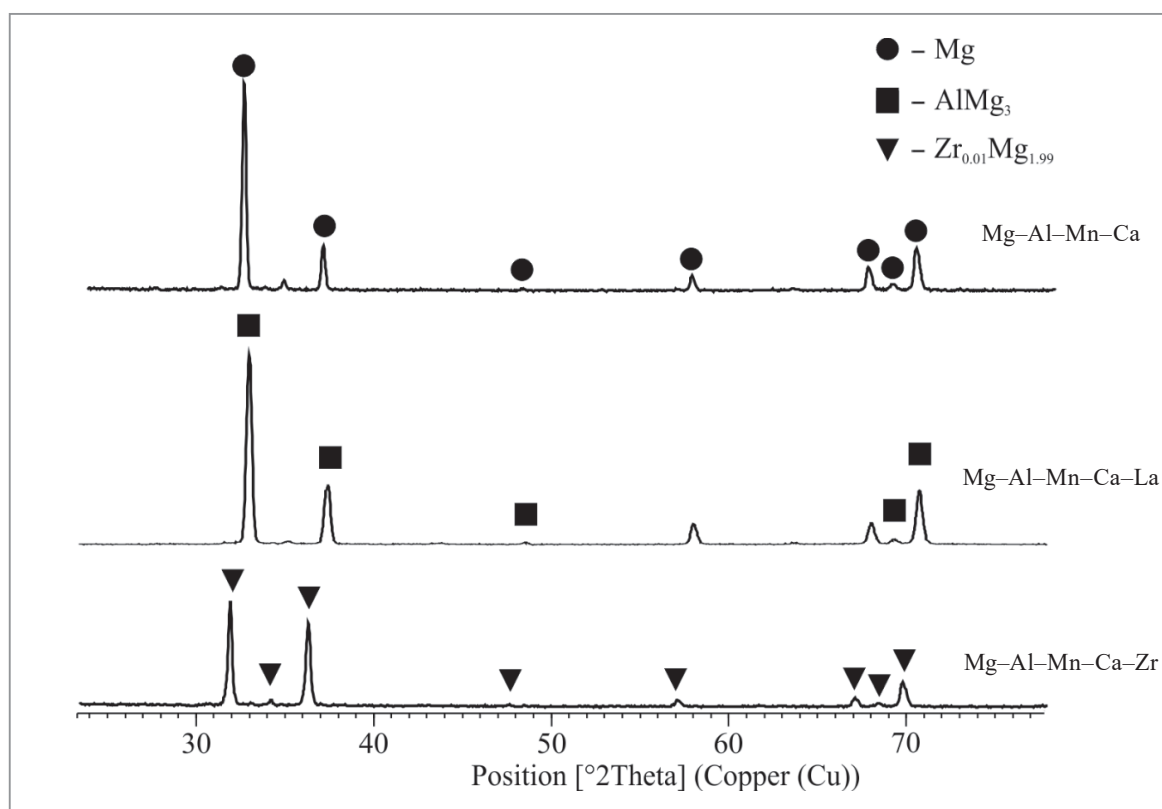


Рис. 9. Фазовый состав экструдированных образцов из магниевых сплавов с различными добавками; $\varepsilon = 96\%$, $t = 450^\circ\text{C}$

После закалки и искусственного старения в структуре наблюдаются темные иглы (пластинки), которые представляют собой выделения интерметаллидов типа $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, при этом добавки 0,5% Zr и 0,4% La приводят к их диспергированию. Пластинчатые выделения $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ образуются при распаде пересыщенного твердого раствора магния после закалки и последующем старении. Увеличение продолжительности старения приводит к большему охвату указанными интерметаллидами площади шлифа, что особенно ярко наблюдается в магниевом сплаве с добавками 0,4% La (рис. 12).

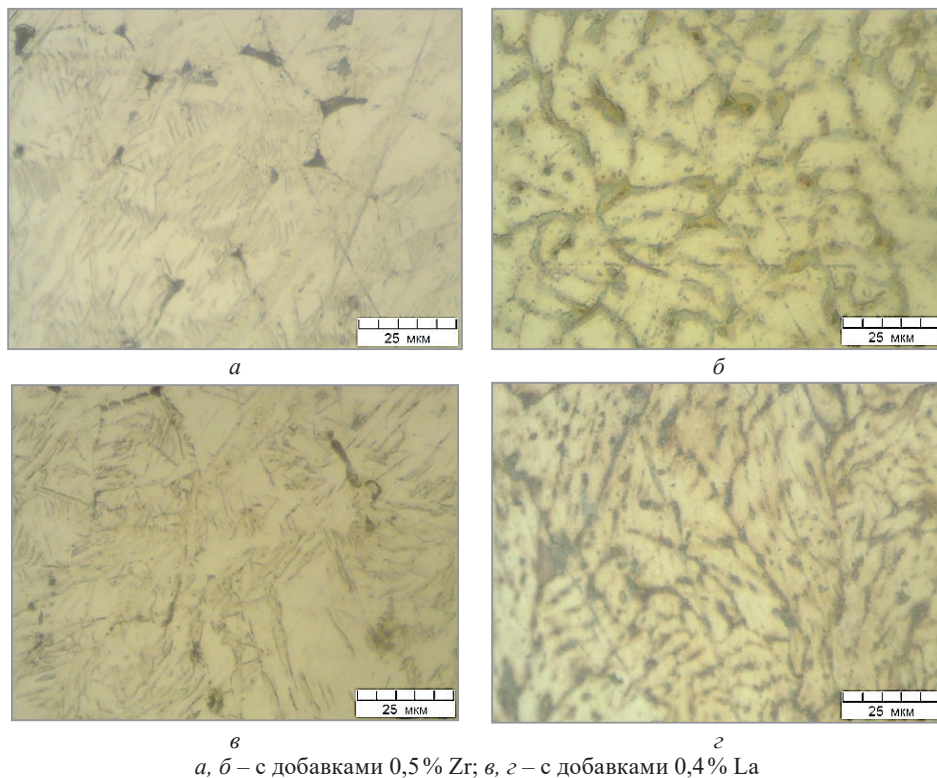


Рис. 10. Микроструктура магниевого сплава после литья (а, в) и после экструдирования (б, г); $\varepsilon = 96\%$, $t = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\times 1000$

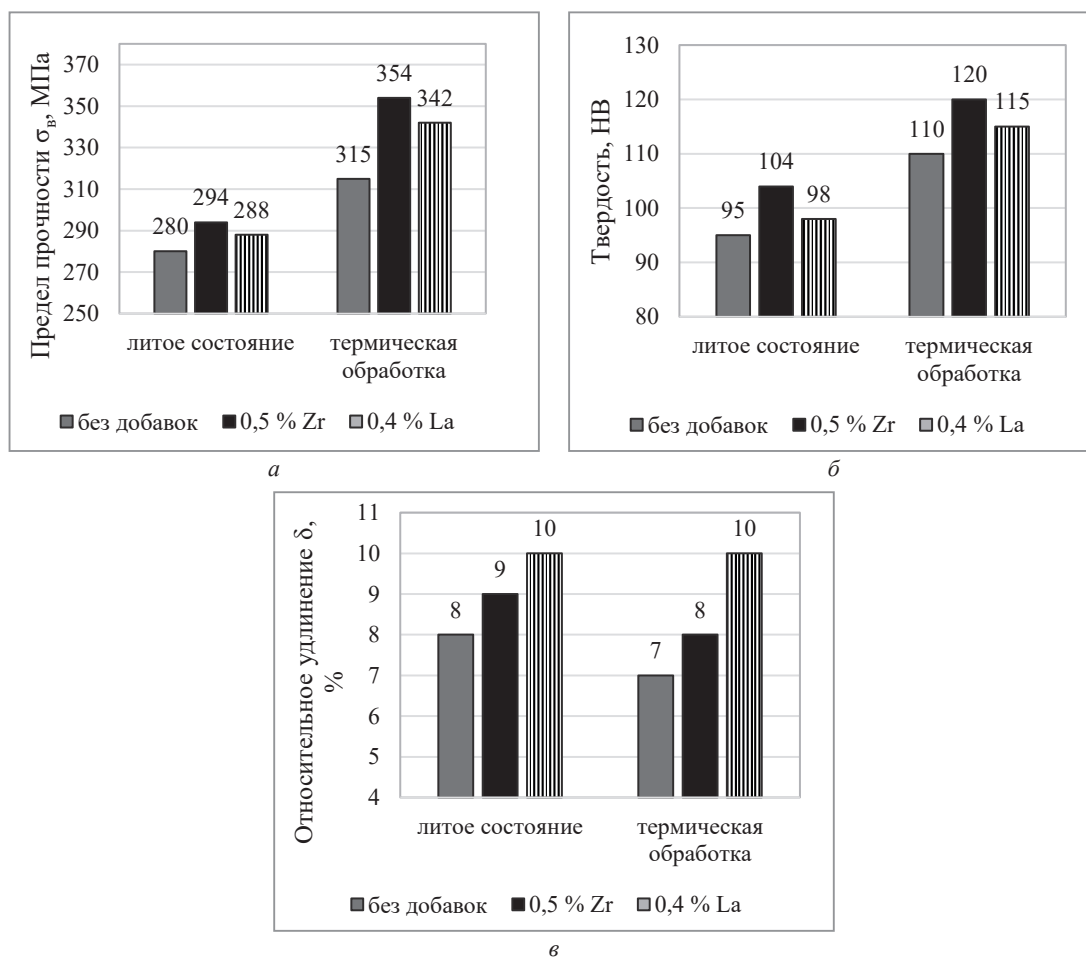


Рис. 11. Изменение прочности (а), твердости (б) и относительного удлинения (в) магниевых сплавов после термической обработки, режим Т61: закалка $420\text{ }^{\circ}\text{C}$, 40 мин, охлаждение в горячей воде ($80\text{--}85\text{ }^{\circ}\text{C}$), искусственное старение $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 8 ч

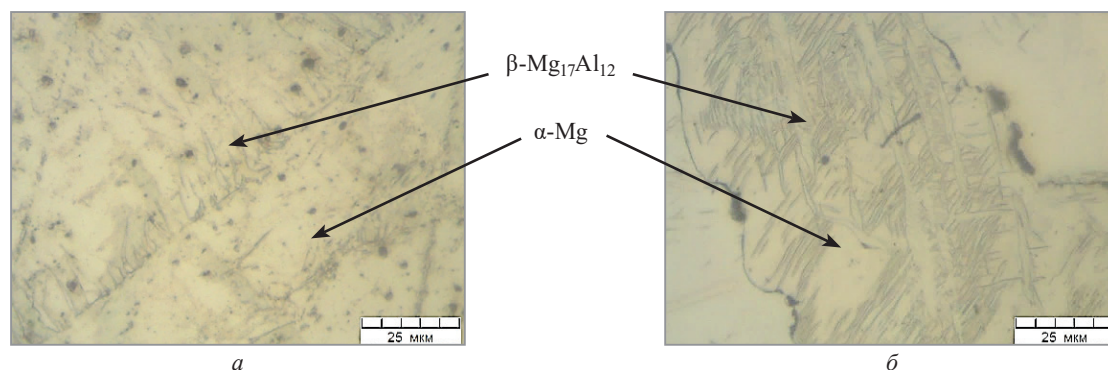


Рис. 12. Изменение структуры магниевого сплава с добавками 0,4% La в зависимости от длительности старения:
а – 4 ч; б – 8 ч; $\times 1000$

Выводы

Проведены исследования структуры, фазовых равновесий и механических свойств сплавов системы Mg–Al–Mn–Ca при дополнительном ее легировании Zr и La. Установлено, что структура магниевого сплава, легированного La, характеризуется пересыщенным твердым раствором магния без интерметаллических фаз, что и позволяет повышать его пластичность на 25%. В структуре сплавов, упрочненных введением 0,5 мас. % Zr, выявлено наличие фаз соединений Zr с Mg.

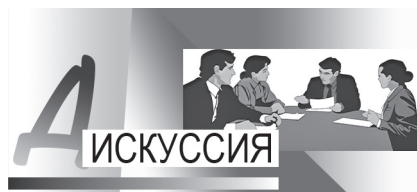
Работа выполнена при поддержке Белорусского фонда фундаментальных исследований, проект № T22КИТГ-015.

ЛИТЕРАТУРА

1. Синтез магний-циркониевых лигатур / Н.В. Францева [и др.] // Международный научно-исследовательский журнал. – 2016. – № 7, ч. 4. – С. 138–142.
2. Achieving extraordinary thermal stability of fine-grained structure in a dilute magnesium alloy / Zhao-Yuan Meng [et al.] // Material Research Letter. – 2022. – Vol. 10, iss. 12. – P. 797–804.
3. Tailoring the microstructure and enhancing the corrosion resistance of extruded dilute Mg–0.6Al–0.5Mn–0.25Ca alloy by adding trace Ce / Mei-Xuan Li [et al.] // Corrosion Science. – 2022. – Vol. 207. – P. 110605.
4. Плисецкая, И. В. Исследование влияния малых добавок кальция на структуру и свойства литейных магниевых сплавов системы Mg–Al–Zn–Mn с целью повышения температуры возгорания: дис. ... канд. техн. наук / И. В. Плисецкая. – М.: МИСиС, 2014.
5. Инновации в области литейных магниевых сплавов / В.Д. Белов [и др.] // Metallurg. – 2010. – № 5. – С. 67–70.
6. Колтыгин, А. В. Перспективы развития магниевых литейных сплавов, связанные с применением кальция в качестве легирующей добавки / А. В. Колтыгин, И. В. Плисецкая // Литейщик России. – 2012. – № 1. – С. 38–41.
7. Колтыгин, А. В. Особенности плавки магниевых сплавов, легированных кальцием в защитной газовой среде, содержащей элегаз / А. В. Колтыгин, И. В. Плисецкая // Прогрессивные литейные технологии: сб. материалов конф. – М.: МИСиС, 2011. – С. 40–42.

REFERENCES

1. Franceva N. V., Wojciechowski V. N., Savchenkov S. A., Bazhin V. Yu. Sintez magnij-cirkonievych ligatur [Synthesis of master alloys magnesium-zirconium]. *Mezhdunarodnyj nauchno-issledovatel'skij zhurnal = International scientific research journal*, 2016, no. 7, part 4, pp. 138–142.
2. Zhao-Yuan Meng, Cheng Wang, Zhen-Ming Hua, Min Zha, and Hui-Yuan Wang. Achieving extraordinary thermal stability of fine-grained structure in a dilute magnesium alloy. *Material Research letter*, 2022, vol. 10, iss. 12, pp. 797–804.
3. Mei-Xuan Li, Cheng Wang, Yi-Jia Li, Da-Wei Wang, Min Zha, Yipeng Gao, Hui-Yuan Wang. Tailoring the microstructure and enhancing the corrosion resistance of extruded dilute Mg–0.6Al–0.5Mn–0.25Ca alloy by adding trace Ce. *Corrosion Science*, 2022, vol. 207, p. 110605.
4. Pliseckaja I. V. Issledovanie vlijaniya malyh dobavok kal'cija na strukturu i svojstva litejnyh magnievych splavov sistemy Mg–Al–Zn–Mn s cel'ju povyshenija temperatury vozgoraniya: dis. ... kand. tehn. nauk [Study of the influence of small calcium additions on the structure and properties of cast magnesium alloys of the Mg–Al–Zn–Mn system in order to increase the ignition temperature. Ph.D. tech. Sci. diss.]. Moscow, MISiS Publ., 2014.
5. Belov V. D., Koltigin A. B., Belov H. A., Pliseckaja I. V. Innovacii v oblasti litejnyh magnievych splavov [Innovations in area of cast magnesium alloys]. *Metallurg = Metallurgist*, 2010, no. 5, pp. 67–70.
6. Koltigin A. B., Pliseckaja I. V. Perspektivy razvitiya magnievych litejnyh splavov, svjazannye s primeneniem kal'cija v kachestve legirujushhej dobavki [Prospects for the development of magnesium cast alloys associated with the use of calcium as an alloying additive]. *Litejshhik Rossii = Foundryman of Russia*, 2012, no. 1, pp. 38–41.
7. Koltigin A. B., Pliseckaja I. V. Osobennosti plavki magnievych splavov, legirovannyh kal'ciem v zashhitnoj gazovoj srede, soderzhashhej jelegaz [Features of melting magnesium alloys alloyed with calcium in a protective gas environment containing SF6 gas]. *Progrivnye litejnye tehnologii = Progressive foundry technologies*, 2011, pp. 40–42.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-1-93-95>
УДК 539.1

Поступила 03.01.2024
Received 03.01.2024

ФОТОННАЯ И НЕЙТРИННАЯ МАТЕРИЯ

Показано, что элементарными строительными частицами фотонной материи являются отрицательный, положительный и нейтральный фотоны. Из них образуются фотонные электроны и позитроны, из которых формируются фотонные протоны и нейтроны. Последние образуют фотонные ядра. Они захватывают фотонные электроны и формируют атомы фотонной материи, из которых образуется вещественная материя, изучаемая и используемая людьми. Из фотонной материи состоит тело человека и весь вещественный мир. Элементарными строительными частицами нейтринной материи являются отрицательный, положительный и нейтральный нейтрино. Образующиеся из них нейтринные электроны и позитроны формируют нейтринные протоны и нейтроны – основу нейтринного ядра. Они захватывают нейтринные электроны и формируют атомы нейтринной материи, из которых образуется духовная материя, не изучаемая людьми. Из нейтринной материи состоит душа человека и весь духовный мир. Показано, что душа человека в 10 000 раз легче его тела. Нейтринная материя значительно меньше подвержена воздействию гравитации, чем фотонная материя.

Пространство не пусто, а материально. Элементарными частицами пространства являются $(sp)^-$, $(sp)^+$ и $(sp)^0$ [1]. Первая из них представляет собой вихреобразное объемное трехмерное образование, вращающееся вокруг собственной оси в одном направлении, как планета Земля. Вторая подобна первой, но вращается в противоположном направлении. Эти частицы могут взаимодействовать, образуя третью элементарную частицу пространства, согласно следующей реакции [1]:



Частица $(sp)^0$ представляет собой вихревое гантелеобразное образование пространства. Элементарные частицы пространства являются стабильными. Реакция (1) обратима, термодинамически равновесна. Поэтому пространство и Вселенная – термодинамически равновесные системы, существующие вечно.

Из элементарных частиц пространства образуются три вида фотонов: (γ^+) , (γ^0) и (γ^-) [1]. Первым из них, по сути, является $(sp)^+$. У второго фотона вокруг $(sp)^+$ вращается $(sp)^-$. У третьего фотона вокруг $(sp)^+$ вращаются две $(sp)^-$. Положительный и отрицательный фотоны, взаимодействуя между собой, образуют нейтральные фотоны



Реакция (2) является обратимой.

Кроме того, из элементарных частиц пространства образуются три вида нейтрино: ν^- , ν^0 и ν^+ [1]. Первым из них является $(sp)^-$. У второго нейтрино вокруг $(sp)^-$ вращается $(sp)^+$. У третьего нейтрино вокруг $(sp)^-$ вращаются две $(sp)^+$. При взаимодействии положительного и отрицательного нейтрино образуются нейтральные нейтрино:



Реакция (3) обратима.

Свободный нейтральный фотон как стабильная частица может перемещаться в пространстве по траектории винтовой спирали [2]. По аналогичной траектории может перемещаться и свободный нейтральный нейтрино.

Элементарными строительными частицами фотонной материи являются фотоны γ^+ , γ^- , γ^0 , а элементарными связующими – $(sp)^-$ и ν^0 . При этом фотоны соединяются между собой посредством следующих элементарных обменных реакций [1]:

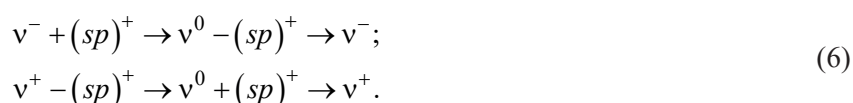


В результате по первой группе реакций образуется фотонный электрон (e_{γ}^{-}), а по второй – фотонный позитрон (e_{γ}^{+}) [1]. Каждый из них состоит из 106 фотонов [1]. Фотонный протон (p_{γ}) имеет: 365 e_{γ}^{+} (ядро), 364 e_{γ}^{-} (оболочка) и $1,13 \cdot 10^9 v^0$ (связующие). Фотонный нейтрон (n_{γ}): 365 e_{γ}^{+} (ядро), 365 e_{γ}^{-} (оболочка) и $(1,13 \cdot 10^9 + 1,56 \cdot 10^6) v^0$ (связующие). Свободный фотонный протон – стабильная частица. Свободный фотонный нейтрон нестабилен, поскольку имеет лишние e_{γ}^{-} и $1,56 \cdot 10^6 v^0$. Но в ядрах фотонных атомов фотонные нейтроны стабильны, так как соединяются с фотонными протонами посредством элементарных обменных реакций [1]:



В результате образуются фотонные ядра, которые, захватывая e_{γ}^{-} , формируют атомы фотонной материи (основу вещественной материи). Из фотонной материи состоит тело человека и весь вещественный мир.

Элементарными строительными частицами нейтринной материи являются нейтрино ν^{+} , ν^{-} , ν^0 , а элементарными связующими – $(sp)^{+}$ и γ^0 . При этом нейтрино соединяются между собой посредством элементарных обменных реакций:



В результате по первой группе реакций образуется нейтринный электрон (e_{ν}^{-}), а по второй – нейтринный позитрон (e_{ν}^{+}).

Нейтринный протон (p_{ν}) состоит из частиц: e_{ν}^{+} (ядро), e_{ν}^{-} (оболочка) и γ^0 (связующие). Нейтринный нейтрон (n_{ν}) имеет аналогичное строение, но содержит на одну частицу e_{ν}^{-} и фотонов больше, чем нейтринный протон. Свободный p_{ν} стабилен, а свободный n_{ν} нестабилен. Но в ядрах нейтринных атомов нейтринные нейтроны стабильны, поскольку соединяются с нейтринными протонами посредством элементарных обменных реакций:



В результате образуются фотонные ядра, которые, захватывая e_{ν}^{-} , формируют атомы нейтринной материи (основу духовной материи). Из нейтринной материи состоит душа человека и весь духовный мир.

Гравитация одинаково действует на фотонную и нейтринную материю, так как переносчиками гравитационного воздействия являются элементарные частицы пространства $(sp)^0$ [1]. Экспериментально установлено, что в момент смерти, после выхода души из тела, человек весом 70 кг становится легче в среднем на 7 г [3]. Это означает, что масса души человека в 10 000 раз меньше, чем масса его тела. Согласно Библии, душа человека подобна его телу. Тогда можно принять, что количество фотонных электронов, позитронов, протонов и нейтронов человеческого тела равно числу нейтринных электронов, позитронов, протонов и нейтронов человеческой души. В этом случае масса нейтринных электрона или позитрона в 10 000 раз меньше массы фотонных электрона или позитрона. Масса фотона (γ^0) равна массе нейтрино (ν^0), а фотонный электрон состоит из 10^6 фотонов [1, 2]. Тогда можно считать, что нейтринный электрон состоит из 100 нейтрино. Из такого количества нейтрино состоит и нейтринный позитрон.

Если считать, что нейтринные протон и нейтрон имеют строение, подобное фотонным протону и нейтрону, то масса атома нейтринной материи будет меньше массы подобного атома фотонной материи в 10 000 раз. Поэтому нейтринная материя значительно меньше подвержена воздействию гравитации, чем фотонная. Это позволяет телам духовной материи значительно легче перемещаться в пространстве, чем подобным телам вещественной материи. Примером служат НЛО, которые являются телами (объектами) духовного мира. Они могут иметь легкие оболочки из фотонной материи и быть видимыми или невидимыми для человеческих глаз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Стеценко, В. Ю. Об элементарных частицах / В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2023. – № 4. – С. 127–130.
2. Стеценко, В. Ю. Корпускулярно-волновое движение частиц / В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2023. – № 2. – С. 137–140.
3. Сколько весит душа человека? [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://skolko-vesit.ru/dusha.htm>. – Дата доступа: 15.12.2023.

В. Ю. СТЕЦЕНКО, г. Могилев, Беларусь.
E-mail: stetsenko.52@bk.ru



ЛИТМЕТЭКСПО-2024

Международная выставка литейного производства и металлургических технологий

Выставка проходит одновременно с выставкой **Машиностроение/Металлообработка-2024**

9–12 апреля 2024

Место проведения:

пр. Победителей, 20/2, Минск, Беларусь

Организаторы:

ЗАО «МинскЭкспо»

Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь

При поддержке:

- Министерства промышленности Республики Беларусь
- Национальной академии наук Беларуси
- Белорусского национального технического университета
- Международной ассоциации литейщиков

Тематика:

- Материалы литейного производства
- Технологии и оборудование литейного производства
- САПР и моделирование литейных и металлургических технологий
- Прокатное и метизное производства
- Трубное производство
- Листопрокатное производство
- Прокатные станы, кузнечно-прессовое оборудование
- Оборудование для инжекционного формования
- Электроплавка стали и чугунов
- Специальные виды литья
- Подготовка шихтовых материалов и плавильное оборудование
- Переработка вторичного сырья, утилизация отходов
- Вторичная обработка сплавов
- Очистка газовых выбросов, технологии защиты окружающей среды
- Автоматизация управления производственными процессами, информационные технологии
- Контрольно-измерительное оборудование и технологии
- Промышленное оборудование и технологии термообработки
- Вспомогательное оборудование для металлургического производства
- PVD-, CVD-покрытия
- Транспортировка и хранение, логистика
- Подготовка и повышение квалификации персонала
- Продукция металлургического производства
- Отраслевые издательства, специализированная литература

Контактное лицо:

Иванова Дарья Владимировна

Тел.: +375-17 367-90-83, +375 29 340 14 02

Тел./факс: +375-17 396-98-58

E-mail: event@minskexpo.com

Ассоциация литейщиков

и металлургов Республики Беларусь

220013, Республика Беларусь

г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, ком. 8.

Тел./факс: +375 17 292-74-75, 331-11-16,
292-50-60

E-mail: alimrb@tut.by

www.alimrb.by

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 – 750342 Индивидуальный – 75034

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; аннотацию на русском и английском языках (150–200 знаков).

Авторы несут ответственность за направление в редакцию статей, ранее опубликованных или принятых к печати другими изданиями.

По решению редколлегии статьи могут направляться на рецензирование.

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Рукопись предоставляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на страницах формата А4 в одну колонку, без абзацного отступа, шрифт *Times New Roman*, 12 пт, интервал одиночный. Поля не менее 1,5 см, страницы пронумерованы. Электронный вариант должен быть набран в *MS Word*. Электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному.

Для набора сложных формул использовать формульный редактор *MS Word* или *Mathtape*. Набор простых формул и вставку отдельных символов выполнять через меню «Вставка/символ». Верхние и нижние индексы (C^2 , C_2) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный». При наборе греческих символов и математических знаков использовать гарнитуру «*Symbol*» прямым начертанием, латинские буквы набирать курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд, в круглых скобках.

Если в статье встречаются символы специфической гарнитуры, она должна быть предоставлена вместе со статьей.

Правильно набирать «10 °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.

Основные направления деятельности:

- Ресурсосберегающие технологии в металлургии и литейном производстве
- Комплексные проекты по созданию новых и модернизации действующих литейных предприятий и цехов
- Технологии и оборудование для производства отливок из цветных и железоуглеродистых сплавов
- Технологии и оборудование для производства песчаных стержней
- Смесеприготовительное оборудование
- Формовочное оборудование
- Проектирование и изготовление литейной технологической оснастки
- Мелкосерийное литье



Машина стержневая



Комплекс стержневой



Машина центробежная
карусельная



Машина кокильная
карусельная



Комплекс кокильный

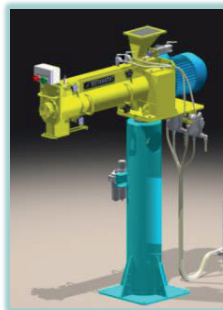


Машина кокильная
специальная (наклонная)



Комплекс оборудования
для изготовления
форм и
стержней из ХТС

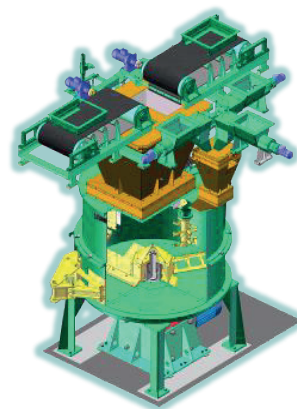
Смесители для приготовления
песчано-смоляных смесей



Непрерывного действия



Периодического действия



Комплекс
смесеприготовительный

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

Беларусь, 220118, г. Минск, ул. Машиностроителей, 28/2
Тел.: +375 17 341 0822. Факс: +375 17 340 0322
belniilit@belniilit.by; marketing@belniilit.by
www.belniilit.by