

ЛИТЬЕ МЕТАЛЛОВ

«Промышленные решения» при активном сотрудничестве и поддержке Китайской Литейной Ассоциации (CFA) занимается модернизацией и созданием новых литейных производств на территории РФ и стран СНГ, успешно совмещая производственные возможности ведущих предприятий и научно-исследовательской и инженерной базы Китая. Это позволяет нам предлагать клиентам проектные решения, отвечающие техническим, нормативным, качественным и другим требованиям, одновременно с этим повышающие экономическую привлекательность проекта.

- Отливки;
- Материалы;
- Оборудование;
- Технологии;
- Инжиниринг.

СТАНКИ ДЛЯ МЕХАНООБРАБОТКИ С ЧПУ

MUNZER TECHNOLOGY Co., LTD является предприятием по производству, продаже и обслуживанию металлообрабатывающих станков с ЧПУ. Производственные базы расположены в Тайване и континентальном Китае. Предприятие тесно сотрудничает с немецким REXROTH, что позволило создать научно-исследовательскую и прикладную базу по проектировке и созданию линейных направляющих для компании MUNZER. Кроме того, в США был открыт Научно-исследовательский центр высокопроизводительных фрезерных станков с ЧПУ.

- Токарные станки с ЧПУ;
- Вертикальные обрабатывающие центры;
- Горизонтальные обрабатывающие центры;
- Зубофрезерные станки с ЧПУ;
- Портальные фрезерно-расточные станки;
- Портальные шлифовальные станки.



Официальный дилер по РФ и СНГ
**ПРОМЫШЛЕННЫЕ
РЕШЕНИЯ**



浦锐国际

ОБРАБОТКА ЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА И ТРУБ

«Промышленные решения» в тесном сотрудничестве с PROTECH INTERNATIONAL осуществляют поставки оборудования для обработки листового металла и труб. Компании тесно сотрудничают с рядом надежных заводов в Тайване и континентальном Китае, а также подбирают технологии, с возможностью комплектования цеха «под ключ». Это позволяет подбирать оборудование любой сложности и для выполнения конкретных задач Заказчика, в т.ч. нестандартные решения. Опыт совместного посещения китайских заводов-изготовителей дает возможность познакомиться с передовыми технологиями производства при выборе оборудования.

- Станки для лазерной резки и лазерной сварки;
- Установки гидроабразивной/плазменной резки;
- Трубогибочное оборудование;
- Листогибочные прессы;
- Гильотины;
- Координатно-пробивные прессы;
- Валковые машины;
- Станки для полировки и шлифовки;
- Штамповочные прессы.



ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2022 г., № 2

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

УЧРЕДИТЕЛИ

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

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

РЕДАКЦИЯ

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

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И., главный редактор, акад. НАН Беларуси, д-р техн.
наук, проф., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь
Николайчик Ю. А., зам. главного редактора по литейному произ-
водству, канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Анелкин Н. И., зам. главного редактора по металлургии, ОАО
«БМЗ – УКХ «БМК», г. Жлобин, Беларусь
Анисович А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф., ГНУ Институт приклад-
ной физики НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
Дибров И. А., д-р техн. наук, проф., Российская ассоциация литей-
щиков, г. Москва, Россия
Иванов И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Константинов В. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Кramer Олаф. М., Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH,
Германия
Немененко Б. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Нофал А., проф., Центральный научно-исследовательский метал-
лургический институт, г. Каир, Египет
Пантелеенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф.,
БНТУ, г. Минск, Беларусь
Поддубный А. Н., д-р техн. наук, г. Москва, Россия
Прушак В. Я., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ЗАО
«Солигорский институт проблем ресурсосбережения с опытным
производством», г. Солигорск, Беларусь
Ровин С. А., д-р техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Рубаник В. В., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, Институт
технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь
Садох М. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Стеценко В. Ю., д-р техн. наук, ГНУ ИТМ НАН Беларуси, г. Мо-
гилев, Беларусь
Терлецкий С. В., канд. техн. наук, ОАО «БМЗ – УКХ «БМК», г. Жлобин,
Беларусь
Ткаченко С. С., д-р техн. наук, г. Санкт-Петербург, Россия
Томило В. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Трусова И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Франашек Т., Польская ассоциация литейщиков, Польша
Хань Юйсинь, Ассоциация литейщиков Китая, Китай
Чандл П., Furtenbach, Австрия
Чой Ки-Йонг, проф., Республика Корея

АДРЕС РЕДАКЦИИ

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

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

Подписано в печать 00.00.2022. Выход в свет 00.00.2022. Формат 60×84%. Цена свободная
Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 16,04. Уч.-изд. л. 10,8. Тираж 150 экз. Заказ 000000
Отпечатано в БНТУ. Лицензия ЛП № 02330/74 от 03.03.2014. 220013, г. Минск, пр-т 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.

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

2022, no. 2

Quarterly Journal

Issued in Russian with annotations in English.

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

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

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

PUBLISHER

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

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

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

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

EDITORIAL COUNCIL

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

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

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

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

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

CHIEF EDITOR

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

EDITORIAL STAFF

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

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

Halasiuk N. V., Management, BNTU, Minsk, Belarus

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

FOUNDER OF THE JOURNAL

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

EDITORIAL BOARD

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

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

Anel'kin N. I., Deputy Chief Editor for Metallurgy, OJSC «BSW – MCH «BMC», Zhlobin, Gomel Region, Belarus

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

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

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

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

Kramer Olaf M., HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH, Germany

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

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

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

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

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

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

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

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

Stetsenko V. Yu., Dr. of Engineering Sciences, Institute of Technology of Metals of NAS of Belarus, Mogilev, Belarus

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

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

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

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

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

Han Yuxin, China Foundry Association, China

Tschandl P., FURTENBACH, Austria

Choi Ki-Jong, Professor, Republic of Korea

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

Nezavisimosti ave., 65, 220013, Minsk

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

The Journal is registered in the Ministry of information of the Republic of Belarus. Certificate of registry No 1244 dated May 31, 2012.

Format 60x84%. Free price. Offset paper. Digital printing. Base print pages 16,04. Account. publ. pages 10,8.

Circulation 150 copies. Order . Printed in BNTU. Permit LP No 02330/74 dated 03.03.2014. 65, Nezavisimosti ave., Minsk, 220013

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

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

© Belarusian National
Technical University, 2022

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

С ЮБИЛЕЕМ

Косников Г. А. (к 85-летию со дня рождения)	8
---	---

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Ткаченко С. С., Филиал РАХ «Творческая Мастерская «Литейный Двор», г. Санкт-Петербург, Россия, Янговский А. В., ООО «ТЕХНОСТАНКО 21», г. Москва, Россия, Емельянов В. О., Мартынов К. В., Филиал РАХ «Творческая Мастерская «Литейный Двор», г. Санкт-Петербург, Россия	
Некоторые аспекты изготовления базовых деталей станков из модульных унифицированных отливок	9
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Стеценко А. В., Белорусско-Российский университет	
Механизмы фазовых превращений в железе	15
Садоха М. А., БНТУ, Андрушевич А. А., БГАТУ	
Применение литых деталей в машиностроении	18
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Стеценко А. В., Белорусско-Российский университет	
О распределении углерода в аустените Fe-C-сплавов	23
Тахеци И., Коробейников В. В., ООО «ТАХТЕХ РУС», г. Санкт-Петербург, Россия, Ткаченко С. С., Филиал РАХ «Творческая Мастерская «Литейный Двор», г. Санкт-Петербург, Россия	
Снижение тепловых потерь жидкого металла – залог эффективности литейного производства	26
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Стеценко А. В., Белорусско-Российский университет	
Наноструктурная кристаллизация стали	31
Ровин С. Л., Шейнерт В. А., Григорьев С. В., Телешова Е. В., БНТУ	
Исследование и переработка пыли дробеочистки	34

МЕТАЛЛУРГИЯ

Кашко С. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Нормы расхода металла в прокатном производстве	40
Фетисов В. П., г. Орел, Россия	
Структурные аспекты деформационного упрочнения при многократном волочении низкоуглеродистой проволоки	44
Ходосовская О. Ю., Муравейко И. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Разработка технологии производства металлокорда с модифицированным латунным покрытием	50

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Пантелеенко Ф. И., Мамонов А. М., БНТУ	
Установка для малодеформационной сварки нержавеющей сталей с сухим льдом	54
Дьяконов О. М., Литвинко А. А., Серeda В. Ю., БНТУ	
Моделирование процесса нагрева стружко-порошковых дисперсий черных металлов в проходной муфельной печи горячего брикетирования. Сообщение 1	59
Волочко А. Т., Ковалько М. С., Подболотов К. Б., Физико-технический институт НАН Беларуси, Wang Yangwei, Wang Haiyun, Beijing Institute of Technology, г. Пекин, КНР	
Алюминиевые композиты на основе высокопрочного сплава В95, обработанного активированными дисперсными частицами	68
Дробов А. Н., Босяков М. Н., Поболь И. Л., Физико-технический институт НАН Беларуси	
Влияние ионно-плазменного азотирования на износостойкость и характер изменения шероховатости поверхности титановых сплавов BT1-0, BT6 и OT4-1	78

Крень А. П. , Институт прикладной физики НАН Беларуси Измерение пластичности алюминиевых сплавов при их динамическом и статическом нагружении пирамидой Виккерса	84
Анисович А. Г. , Институт прикладной физики НАН Беларуси, Маркевич М. И. , Физико-технический институт НАН Беларуси Артефакты в металлографии: нитки и волокна	91
Антонюк В. Е. , Сандомирский С. Г. , Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Никифорович С. О. , Рудый В. В. , ОАО «БЕЛАЗ» – управляющая компания холдинга «БЕЛАЗ–ХОЛДИНГ», Тимошенко Н. П. , Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси Разработка основных требований к автоматизированному участку термической обработки кольцеракатного комплекса	97
Толстой А. В. , Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси Метод контроля температуры и продолжительности старения изделий из бериллиевой бронзы	104
Ушеренко Ю. С. , Ушеренко С. М. , Тарасевич А. Л. , Панько А. Н. , БНТУ Модификация материалов сварной зоны в режиме сверхглубокого проникания	111

ЭКОЛОГИЯ

Панасюгин А. С. , БНТУ, Цыганов А. Р. , БГТУ, Кулинич И. Л. , БНТУ, Машерова Н. П. , БГТУ, Долгий Л. П. , БНТУ Исследование свойств защитных составов при контакте кислотсодержащими отходящими газами, образующихся при получении вторичного алюминия в САТ-0,15, САТ-0,5 и САТ-2,5	118
--	-----

ОХРАНА ТРУДА

Лазаренков А. М. , Иванов И. А. , Садоха М. А. , БНТУ Исследование теплового фактора условий труда в литейном производстве	123
Лазаренков А. М. , Садоха М. А. , БНТУ Исследование шумового фактора условий труда в литейном производстве	130
Памяти Найдека В. Л.	137

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Kosnikov G.A. (to the 85th birthday anniversary)	8
---	---

FOUNDRY

Tkachenko S.S. , Branch of the Russian Academy of Arts "Creative Workshop "Foundry Yard", Saint Petersburg, Russia, Yantovsky A.V. , LLC "Tehnostanko 21", Moscow, Russia, Emelyanov V.O., Martynov K.V. , Branch of the Russian Academy of Arts "Creative Workshop "Foundry Yard", Saint Petersburg, Russia	
Some aspects of manufacturing basic machine parts from modular unified castings	9
Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Stetsenko A.V. , Belarusian-Russian University	
Mechanisms of phase transformations in iron	15
Sadokha M.A. , BNTU, Andrushevich A.A. , Belarusian State Agricultural Technical University	
Application of cast parts in mechanical engineering	18
Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Stetsenko A.V. , Belarusian-Russian University	
On carbon distribution in austenite Fe-C alloys	23
Tahetsi I., Korobeynikov V.V. , LLC «Tachtech-Rus», Saint Petersburg, Russia, Tkachenko S.S. , Branch of the Russian Academy of Arts "Creative Workshop "Foundry Yard", Saint Petersburg, Russia	
Reduction of liquid metal heat losses is the key to the efficiency of foundry production	26
Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Stetsenko A.V. , Belarusian-Russian University	
Nanostructured steel crystallization	31
Rovin S.L., Sheinert V.A., Grigoriev S.V., Teleshova E.V. , BNTU	
Research and processing of shot blasting dust	34

METALLURGY

S.A. Kashko , OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»	
Metal consumption rates in rolling production	40
Fetisov V.P. , Orel city, Russia	
Structural aspects of deformation hardening with repeated drawing low carbon wire	44
Khodosovskaya O. Yu., Muraveiko I.A. , OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»	
Development of technology for the production of metal cord with a modified brass coating	50

SCIENCE OF MATERIALS

Panteleenko F.I., Mamonov A.M. , BNTU	
Installation for low-deformation welding of stainless steels with dry ice	54
Dyakonov O.M., Litvinko A.A., Sereda V. Yu. , BNTU	
Modeling of the process of heating of chip-powder dispersions of ferrous metals in the pass-through muffle furnace of hot briquetting. Message 1	59
Volochko A.T., Kovalko M.S., Podbolotov K.B. , Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Yangwei Wang, Haiyun Wang , Beijing Institute of Technology, Beijing, China	
Aluminum composites based on high-strength alloy B95 treated with activated dispersed particles	68
Drobov A.N., Bosyakov M.N., Pobol I.L. , Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus	
The effect of ion-plasma nitriding on the enduring quality and the nature of changes in the surface roughness of titanium alloys VT1-0, VT6 and OT4-1	78

Kren A. P. , Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus Measurement of aluminum alloys plasticity under their dynamic and static loading by the Vickers pyramid	84
Anisovich A. G. , Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus, Markevich M. I. , Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Artifacts in metallography: threads and fibers	91
Antonyuk V. E. , Sandomirski S. G. , Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Nikiforovich S. O. , Rudiy V. V. , OJSC "BELAZ" – Management Company of Holding "Belaz-Holding", Timoshenko N. P. , Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus Development of basic requirements for an automated heat treatment site of a ring-rolling complex	97
Tolstoy A. V. , Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus Method of temperature control and duration of aging of beryllium bronze products	104
Usherenko Yu. S. , Usherenko S. M. , Tarasevich A. L. , Panko A. N. , BNTU Modification of the materials of the welded zone in the ultra-deep penetration mode.....	111

ECOLOGICAL

Panasyugin A. S. , BNTU, Tsyganov A. R. , Belarusian State Technological University, Kulinich I. L. , BNTU, Masheroval N. P. , Belarusian State Technological University, Dolgiy L. P. , BNTU Investigation of the properties of protective compositions contacting with acid-containing waste gases formed during the production of secondary aluminum in CAT-0,15, CAT-0,5 and CAT-2,5	118
---	-----

PROTECTION OF LABOUR

Lazarenkov A. M. , Ivanov I. A. , Sadokha M. A. , BNTU Research of the thermal factor of working conditions in the foundry production	123
Lazarenkov A. M. , Sadokha M. A. , BNTU Research of the working conditions noise factor in the foundry production	130
In memory of Naidek V. L.	137

С юбилеем!

Геннадий Александрович КОСНИКОВ

(к 85-летию со дня рождения)



24 мая исполнилось 85 лет профессору, доктору технических наук, заслуженному работнику Высшей школы РФ, профессору ВШФиТМ ИММИТ Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого Геннадию Александровичу Косникову.

После окончания в 1961 г. Ленинградского политехнического института Геннадий Александрович работал на Ленинградском машиностроительном объединении им. К. Маркса инженером-конструктором отдела главного металлурга, мастером участка машинной формовки, заместителем начальника литейного цеха завода им. К. Маркса, с 1965 по 1975 г. – главным металлургом объединения. С 1975 г. Геннадий Александрович – доцент, профессор, а с 1995 по 2012 г. – заведующий кафедрой Санкт-Петербургского государственного политехнического университета, с 2012 г. – профессор кафедры (высшей школы) СПбПУ.

Круг его основных профессиональных интересов – разработка конструкционных материалов со специальными и повышенными эксплуатационными свойствами (аустемпированные и алюминиевые чугуны, чугуны для обожженных анодов, алюмоматричные композиционные сплавы с повышенными радиационно-защитными свойствами) и современные технологии их получения (магнитогидродинамическое, ультразвуковое, вибрационное воздействие на жидкий и кристаллизующийся сплав, тиксотехнологии, алюмотермия).

В качестве руководителя ЗАО «Санто-кам» в содружестве с ОАО «КАМАЗ» и рядом ведущих НИИ являлся организатором комплексных исследований в области разработки и внедрения аустенитно-бейнитных чугунов в автомобилестроении. В качестве руководителя (ЗАО «ЛТИпром-лит») и главного специалиста (ООО «ПИПП «Вымпел») проектных организаций принимал участие в разработке проектов вновь строящихся и реконструируемых литейных цехов и заводов.

Под руководством и при участии Г. А. Косникова подготовлены и защищены 21 кандидатская и 4 докторских диссертации, опубликовано свыше 200 работ, получены 19 авторских свидетельств и патентов. Геннадий Александрович является одаренным педагогом и воспитателем молодого поколения специалистов-литейщиков, активным участником международных, федеральных и региональных форумов литейщиков, его исследования и разработки отвечают высоким современным требованиям.

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



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-9-14>
УДК 621.74

Поступила 14.04.2022
Received 14.04.2022

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БАЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ СТАНКОВ ИЗ МОДУЛЬНЫХ УНИФИЦИРОВАННЫХ ОТЛИВОК

С. С. ТКАЧЕНКО, Филиал РАХ «Творческая Мастерская «Литейный Двор»,
г. Санкт-Петербург, Россия, Расстанный проезд, 1. E-mail: spblenal@mail.ru

А. В. ЯНТОВСКИЙ, ООО «ТЕХНОСТАНКО 21», г. Москва, Россия

В. О. ЕМЕЛЬЯНОВ, К. В. МАРТЫНОВ, Филиал РАХ «Творческая Мастерская «Литейный Двор»,
г. Санкт-Петербург, Россия, Расстанный проезд, 1.

Изготовление цельнолитых базовых деталей станков весьма трудоемко и экономически не выгодно. Предлагается корпусные детали декомпозировать на простые плоские элементы, унифицировать их с возможностью использования при изготовлении родственных по назначению станков, выполняющих различные функции. Рассмотрены проблемы интеграции станкостроения в цифровую экономику в условиях развивающейся «Индустрии 4,0». Показаны возможности автоматизации и роботизации изготовления унифицированных литых заготовок для модульной сборки базовых деталей станков.

Ключевые слова. Литейное производство, базовые детали, унифицированные отливки, Индустрия 4,0, автоматизация и роботизация производства отливок.

Для цитирования. Ткаченко, С. С. Некоторые аспекты изготовления базовых деталей станков из модульных унифицированных отливок / С. С. Ткаченко, А. В. Янтовский, В. О. Емельянов, К. В. Мартынов // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 9–14. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-9-14>.

SOME ASPECTS OF MANUFACTURING BASIC MACHINE PARTS FROM MODULAR UNIFIED CASTINGS

S. S. TKACHENKO, Branch of the Russian Academy of Arts “CREATIVE WORKSHOP “FOUNDRY YARD”,
Saint Petersburg, Russia, 1, Rasstanny proezd. E-mail: spblenal@mail.ru

A. V. YANTOVSKY, LLC “TEHNOSTANKO 21”, Moscow, Russia

V. O. EMELIANOV, K. V. MARTYNOV, Branch of the Russian Academy of Arts “CREATIVE WORKSHOP
“FOUNDRY YARD”, Saint Petersburg, Russia, 1, Rasstanny proezd.

The production of solid-cast basic machine parts is very time-consuming and economically unprofitable. It is proposed to decompose the case-shaped parts into simple flat elements, unify them with the possibility of using them in the manufacture of related machines that perform various functions. The problems of integrating machine tool construction into the digital economy in the conditions of the developing “Industry 4.0” are considered. The possibilities of production automation and robotization of unified cast blanks for modular assembly of basic machine parts are shown.

Keywords. Foundry production, basic parts, unified castings, Industry 4.0, castings production automation and robotization.

For citation. Tkachenko S. S., Yantovsky A. V., Emelyanov V. O., Martynov K. V. Some aspects of manufacturing basic machine parts from modular unified castings. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 9–14. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-9-14>.

«Целью всей деятельности интеллекта
является превращение некоторого чуда
в нечто постигаемое»

А. Эйнштейн

Глобализация последних десятилетий и связанные с ней изменения в производственной сфере существенно отразились на промышленных предприятиях. Успехов добились те, кто сменил классическую стратегию производства движением в сторону Индустрии 4,0. Предприятиям, сумевшим изменить подход к производству и реализовать парадигмы Индустрии 4,0, открываются колоссальные возможности экономии материальных ресурсов и повышения эффективности производства, а также сокращения до

70 % расходов, связанных со сложностью производственных процессов. Термин «Индустрия 4,0», означающий стратегическую инициативу цифровой трансформации производственной отрасли, стал достаточно модным и распространенным [1], потому что целью этой концепции является значительное увеличение гибкости производства, рациональное ценообразование и индивидуализация продукции. На это, в первую очередь, необходимо обратить внимание станкостроителям. «Мы не задаем более вопроса об «истинности» какой-нибудь теории, а спрашиваем лишь, насколько полезна теория, и какие результаты можно получить с ее помощью» [2]. В настоящее время отечественное станкостроение сталкивается с двумя крупными проблемами: эволюцией развития, связанной с планомерным повышением эксплуатационных требований и усложнением конструкций всех моделей металлообрабатывающего (МОО) и кузнечно-прессового (КПО) оборудования, и политически-технологическим давлением мировых производителей как оборудования, так и комплектующих изделий. В течение последних 25–30 лет сложность машиностроительной продукции возросла в 4–6 раз, а требования по технико-эксплуатационным характеристикам и физико-механическим свойствам – на порядок. В то же время отечественное станкостроение за тот же период времени существенно деградировало, а потребитель оборудования перешел на повсеместное импортопотребление. Учитывая сегодняшнее состояние отрасли и отечественного станочного парка, трудно говорить о возможном быстром прорыве в этой области без принятия нестандартных конструкторских и технологических решений.

«Если технологии и общество быстро развиваются, а предприятия не в состоянии адаптироваться к новым условиям, то, по теории вероятности, это приводит к исчезновению определенных типов компаний» [1].

Одним из возможных направлений технологического прорыва может являться инновация в литейном производстве, являющимся основной заготовительной базой станкостроения, развитие которого определяет и уровень машиностроительного комплекса в целом. Практически ежегодно (постоянно) растут требования потребителей относительно повышения физико-механических характеристик, геометрической точности, чистоты поверхности и снижения массы отливок. По сравнению с другими заготовительными производствами (ковка, сварка) литейное производство отличается высоким коэффициентом использования металла (КИМ), который составляет от 75 до 98 % и обеспечивает получение сложных по геометрии и конфигурации литых заготовок с внутренними полостями, что практически невозможно выполнить методамиковки и сварки, тем более если заготовки чугунные. Поэтому литейное производство и в дальнейшем сохранит свое лидирующее положение среди заготовительных производств в проектах развития машиностроения. В этом векторе литейное производство занимает первостепенное значение в существовании национального станкостроения на уровне мировых стандартов. Чугунные литые заготовки (отливки) в структуре любой модели металлорежущего станка составляют до 85 % его общей массы. Для примера – общая металлоемкость расточного станка 2А 622 составляет 22 т, а доля чугунных отливок – 18 т, т.е. около 81 %. Всего в станке 164 наименования литых заготовок. Но особое место при производстве станков занимают процессы изготовления базовых отливок и готовых деталей из них. Всего в тяжелых станках 6–8 базовых деталей, но они составляют до 90 % массы станка. От них в большей степени зависят себестоимость, цикл изготовления, надежность и долговечность эксплуатации станка без потери гарантированных точностных параметров. Повышенные требования к данным отливкам определены ОСТ2-МТ21-2-90, где регламентируются параметры по геометрической точности, чистоте поверхности, шероховатости и особое внимание уделено качеству направляющих по микроструктуре, твердости и химическому составу. Эти параметры главным образом и влияют на долговременное гарантированное сохранение точностных характеристик станка при механической обработке литых и кованых заготовок для изготовления ответственных изделий. Но помимо их существуют и элементы человеческого фактора, определяющие качество итогового изделия. В стране практически не осталось станкостроительных заводов, способных изготавливать инновационные тяжелые станки, не осталось литейных производств, способных изготавливать базовые чугунные отливки массой от 10 т и более. Существующие литейные производства общего машиностроения не имеют обученных кадров и опыта производства сложных чугунных отливок для станкостроения. Существуют и большие сложности с проектированием.

Известны множество экспериментов по повышению качества литья и снижению его стоимости. Учитывая, что идеальным материалом для МОО является серый чугун, обладающий комплексом положительных физико-химических и эксплуатационных свойств (литейные, триботехнические и повышенная демпфирующая способность), конструктор для выполнения гарантированных точностных параметров при эксплуатации станка выбирает чугун марки СЧ25 и повышает твердость направляющих

до 200–220НВ, что можно выполнить применением высоколегированных чугунов, но это значительно снижает демпфирующую способность изделий (исследования «Экспериментального научно-исследовательского института металлорежущих станков» ЭНИИМС, Москва), вводит большое количество ребер для увеличения жесткости и прочности. Но высокая твердость легированных чугунов и демпфирующая способность не совместимы [3]. Для выполнения технических требований к базовым деталям некоторые передовые заводы применяли очень трудоемкий и дорогостоящий процесс двуслойной заливки: 1) когда направляющие (нижняя часть формы) заливаются высоколегированным чугуном с низким углеродным эквивалентом (3,5–3,6), а корпусная часть обладает хорошей демпфирующей способностью; 2) чугуном с высоким углеродным эквивалентом – (4,1–4,3). Известно, что конструктивные ужесточения требований к базовым деталям приводят к ряду технологических сложностей в процессе изготовления крупных отливок и при их эксплуатации. Сложности начинаются с момента разработки литейно-модельной технологии даже в лучшие времена, когда на каждом станкозаводе имелся штат опытных технологов-литейщиков, а сейчас это еще большая проблема. Следующая сложность – трудоемкость и материалоемкость изготовления модельных комплектов. Только для изготовления модельных комплектов для базовых отливок указанного станка требуется 75 куб. м высококачественных сухих пиломатериалов, а срок изготовления модельной оснастки при наличии опытных модельщиков составлял не менее 6 мес. В настоящее время при остром дефиците квалифицированных модельщиков этот процесс займет значительно больше времени (в 3 раза). Следующая проблема – сложность формообразования: изготовление большого количества стержней и сборка форм. Отсюда «вечная» проблема литейщиков – снижение трудоемкости и повышение качества. Технология формообразования с массивной верхней полуформой, при которой наблюдались частые «уходы металла по разьему» и повышенные заливы (рис. 1), сменилась на перекрытие формы крупными стержнями из ЖСС (из жидких самотвердеющих смесей) [4]. В результате внедрения новой технологии повысилась размерная точность отливок, сократился расход металла, ликвидирован парк опок и потребность в сушке громоздких полуформ, сократилась трудоемкость обрубных работ. Схема собранной формы станины станка 2А622 показана на рис. 2, но и в этом случае трудоемкость остается нежелательно высокой.

В эту форму устанавливается 36 стержней массой 200 кг и 20 мелких стержней массой до 15 кг. Сборку осуществляет опытный формовщик с использованием мостового крана и при наличии сборочного чертежа, где указываются база начала сборки, порядок установки стержней, холодильников, жербеков и другие моменты, затем заливка, выдержка в форме, извлечение из формы, охлаждение, обрубка, термообработка и передача на механическую обработку. Цикл изготовления такой отливки занимает до 12 сут. Это отливка массой всего 6 т. А если отливка 30 т? Она должна по регламенту охлаждаться

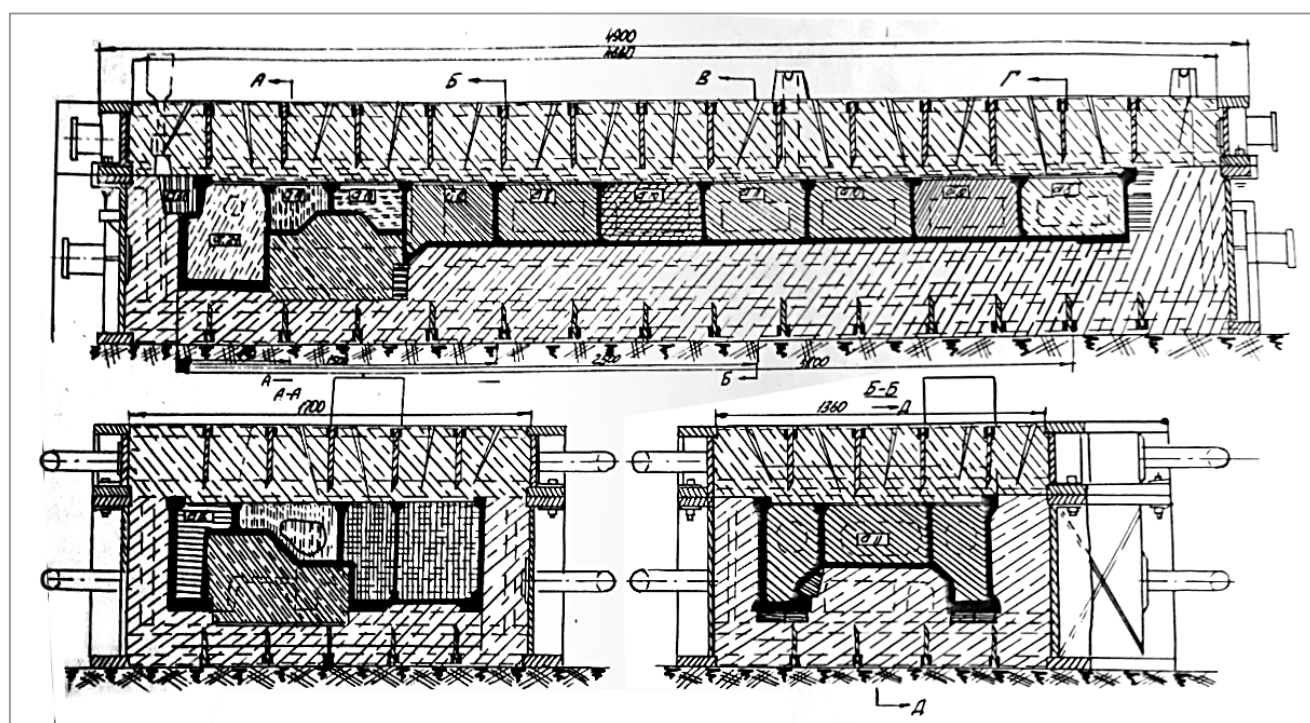


Рис. 1. Схема сборки формы станины расточного станка с верхней опокой

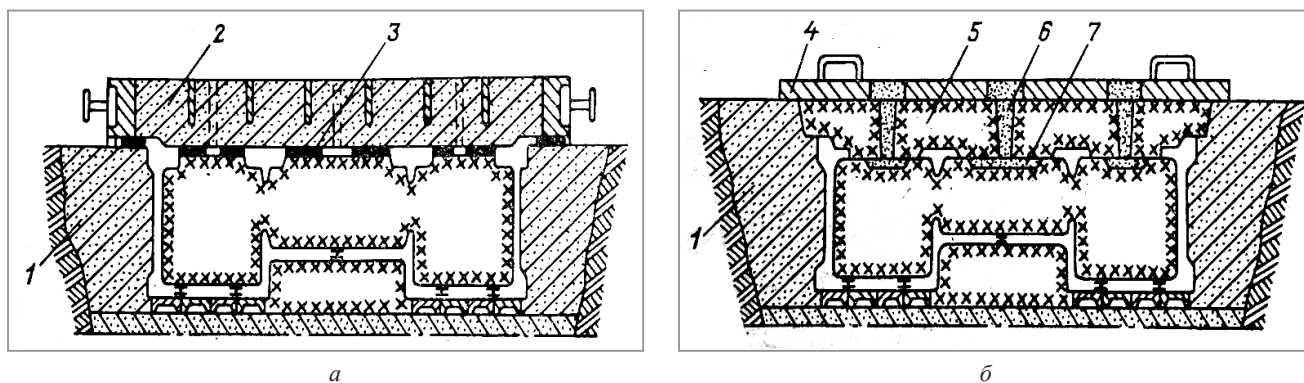


Рис. 2. Технология изготовления крупных форм: а – старая технология; б – новая технология;
1 – нижние почвенные полуформы; 2 – верхняя полуформа; 3 – прокладочная глина; 4 – пригрузочная плита;
5 – стержень, заменяющий верхнюю опочную полуформу; 6 – вентиляционные стояки; 7 – песчаные заглушки

в форме 10 сут при температуре воздуха в цехе не ниже 16 °С. Цикл изготовления увеличивается, съем с 1 м² уменьшается, рабочие площади используются не эффективно и себестоимость увеличивается. Кроме того, введение ребер в корпусные отливки для повышения жесткости приводит к усложнению литой заготовки, возникновению внутренних напряжений из-за разности толщин в местах сопряжения их с толстыми направляющими и основными стенками, что приводит к различной величине коробления [5] (в лучшем случае его удастся устранить за счет повышенных припусков или заданного обратного прогиба), трещинам и даже к полному разрушению (рис. 3). Исследованиями ЭНИИМС и практическим опытом станкозаводов еще раз подтверждается правило, используемое в основном в вычислительной технике, которое гласит, что увеличение числа регулируемых компонентов не всегда приводит к повышению качества итогового изделия, а зачастую наоборот.

Многолетний производственный опыт, статистический и экономический анализы производства крупных станочных отливок (базовых) показывают, что их изготовление влечет к резкому удорожанию металлообрабатывающего оборудования (МОО) и делает его неконкурентоспособным. Необходим новый, не традиционный подход к концепции создания МОО и КПО в виде инновационного металлообрабатывающего оборудования легко создаваемого и быстро переориентируемого на другой профиль мехобработки. Настало время пересмотреть конструкции и технологии создания традиционных базовых деталей станков. На смену традиционной технологии использования цельнолитых чугуновых корпусных отливок для станкостроения закономерно в ближайшее время должна прийти технология изготовления их из простых унифицированных литых заготовок [6] (рис. 4).

Из-за большого количества факторов риска, изложенных выше, ясно, что вероятность получения качественной заготовки обратно пропорциональна ее размеру, а устранение элементов брака требует существенных материальных затрат вплоть до изготовления новой заготовки. Достаточно усложнено и тестирование изделия на наличие конструкторских, технологических и производственных ошибок,



Рис. 3. Трещина в отливке «станина», возникшая в месте сопряжения ребра жесткости с конструктивным приливом

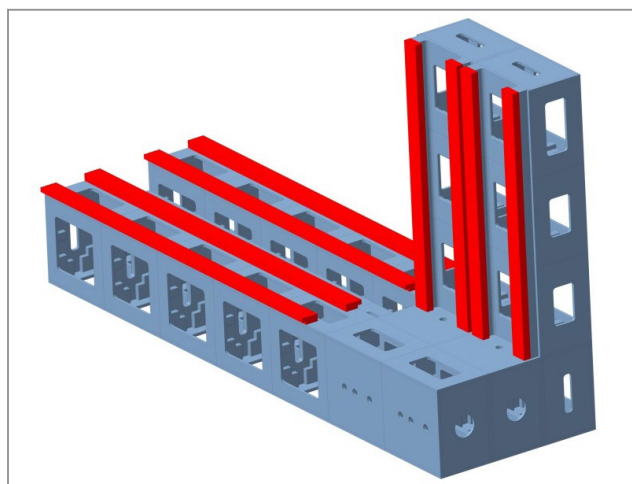


Рис. 4. Схема расточного станка из унифицированных литых заготовок (стойка повернута для наглядности)

особенно при единичном и мелкосерийном производстве. Если обозначить возможно допустимую площадь наличия различного вида погрешностей как $T1$, а площадь тестируемой поверхности $T2$, то можно определить коэффициент вероятности обнаружения погрешности $p(T)$ по формуле:

$$p(T) = T1 / T2.$$

Если $T1 = T2$, т.е. площадь тестирования совпадает с общей площадью изделия, вероятность обнаружения погрешности равна 1, другими словами, погрешность будет, безусловно, обнаружена. Чем меньше площадь тестируемой поверхности относительно общего объема изделия, тем больше вероятность различных отклонений от заданных параметров, что очевидно. Учитывая, что на качество конечной продукции влияет множество факторов, описанных выше, не трудно представить трудоемкость проведения комплексного тестирования. Особенно трудоемким является тестирование единичной продукции. Ослабление тестового контроля зачастую приводит к скрытым дефектам, проявляющимся в процессе эксплуатации МОО и КПО.

Предлагаемый метод декомпозиции цельнолитых чугунных корпусных отливок даст возможность перейти к технологии изготовления их из простых унифицированных литых заготовок (УнЛЗ) [7], которые возможно изготавливать в массовом количестве на механизированных и автоматических формовочных линиях. Это линии ЛГМ, Сейатсу или ВПФ-процесса, непрерывного литья для направляющих как наиболее экологически чистые и менее материалоемкие. Концепция производства крупных «модульных» станков на базе модульных базовых деталей выгодно отличается от «вековой» традиции изготовления крупных цельнолитых базовых отливок.

В этом случае у станкостроителей появляются возможности по снижению массы металлообрабатывающих агрегатов, трудовых затрат и естественно значительного сокращения сроков изготовления новых станков. Но самое главное – это резкое повышение качества изделий при их массовом производстве за счет отработки конструкторских решений при начале массового производства, подготовка и создание универсальных тестовых приспособлений и методик, позволяющих перейти от индивидуального тестирования к выборочному и существенному снижению трудоемкости и материалоемкости изготовления модельных комплектов. Все это скажется на себестоимости изделий, так как при C – себестоимости единицы товара; O – общей себестоимости произведенных товаров и K – общем количестве произведенных товаров итоговая себестоимость единичного товара рассчитывается по формуле

$$C = O / K.$$

По экспертным данным, «Концепция» призвана сократить сроки изготовления станков и их себестоимость в 3–4 раза. Приняв концепцию «модульного станкостроения», возможно разработать перечень унифицированных деталей (УнД) для базы станков родственного профиля (расточные, продольно-фрезерные, строгальные и т.п.). Наличие дешевых заготовок позволяет в полной мере реализовать концепцию «оборудование как расходный материал». Проектирование и изготовление станков на основе УнД существенно отличается от традиционных технических требований и производственных условий. Проект может быть реализован под отдельную деталь с последующим использованием УнД для композиции другого станка под другую деталь, а процесс самого проектирования может быть полностью компьютеризован.

Следовательно, для ускоренного процесса восстановления станкостроительной отрасли, хотя бы в области литейного производства, необходимо смелее переходить к системной разработке конструкций модульных базовых деталей из унифицированных литых чугунных заготовок из композиционных материалов (КМ) для «модульных станков будущего». «Любое целое всегда состоит из частей, обладает адекватным структуре целого функционированием и проявляет себя как целое при практических действиях, в первую очередь, по успешной реализации целенаправленных действий» [8]. С этой целью достаточно произвести декомпозицию сложных деталей (станин, стоек, шпиндельных бабок и т.п.) на элементы простой конфигурации с меньшей массой. Современная теоретическая, экспериментальная и производственные базы позволяют разрабатывать и изготавливать любые конструкции и детали из армированных (КМ) с металлической, полимерной или керамической матрицей, что подтверждается растущим объемом применения композитов в мире.

Переходя в дальнейшем к композиции МОО и КПО на основе мехатронных узлов и модульных базовых деталей, возможно ускоренное развитие как самой отрасли, так и модернизация всего станочного парка страны.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мерц С.Л., Рот А. Индустрия 4,0 – модель внедрения // Сер. Мир станкостроения. М.: Техносфера, 2020.
2. Эйнштейн А. Собрание сочинений. М. Т. 4. 1967.
3. Пивоварский Е. Высококачественный чугуны. М.: Металлургия, 1965. Т. 1. С. 518–521.
4. Ткаченко С.С., Жучков В.П., Гуляев Б.Б. Повышение точности крупных отливок // Литейное производство. 1969. № 6.
5. Коцюбинский О.Ю. Стабилизация размеров чугунных отливок. М.: Машиностроение. 1974.
6. Ткаченко С.С., Емельянов В.О., Мартынов К.В. Современные основы изготовления металлорежущих станков из унифицированных литых заготовок // Тр. 26-й Междунар. науч.-техн. конф. «Литейное производство и металлургия 2018. Беларусь». Минск, 2018.
7. Ткаченко С.С., Емельянов В.О., Мартынов К.В., Янговский А.В. Композиционные материалы – надежная основа модульного станкостроения // Станкоинструмент. 2021. № 3.
8. Аванесов В.А., Романов А.Д., Стапч А.Х. Введение в теорию успеха. Санкт-Петербург: Изд-во Политехн. ун-та, 2008.

REFERENCES

1. Merc S.L., Rot A. *Industrija 4,0 – model'vnedrenija* [Industry 4.0 – implementation model]. Moscow, Tehnosfera Publ., 2020.
2. Jejnshajtejn A. *Sobranie sochinenij* [Collected Works]. Moscow, 1967, vol. 4.
3. Pivovarskij E. *Vysokokachestvennyj chugun* [High quality cast iron]. Moscow, Metallurgija Publ., 1965, vol. 1, pp. 518–521.
4. Tkachenko S.S., Zhuchkov V.P., Guljaev B.B. *Povyshenie tochnosti krupnyh otlivok* [Improving the accuracy of large castings]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1969, no. 6.
5. Kocjubinskij O. Ju. *Stabilizacija razmerov chugunnych otlivok* [Dimensional stabilization of cast iron castings]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1974.
6. Tkachenko S.S., Emel'janov V.O., Martynov K.V. *Sovremennye osnovy izgotovlenija metallovezhushhih stankov iz unificirovannyh lityh zagotovok* [Modern fundamentals for manufacturing metal-cutting equipment using unified castings]. *Trudy 26-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2018. Belarus' = Proceedings of the 26th International Scientific and Technical Conference "Foundry production and metallurgy 2018. Belarus"*. Minsk, 2018.
7. Tkachenko S.S., Emel'janov V.O., Martynov K.V., Jantovskij A.V. *Kompozicionnye materialy – nadjozhnaja osnova modul'nogo stankostroenija* [Composite materials are a reliable basis for modular machine tool building]. *Stankoinstrument = Machine tools*, 2021, no. 3.
8. Avanesov V.A., Romanov A.D., Stapch A.H. *Vvedenie v teoriju uspeha* [Introduction to the theory of success]. Sankt-Peterburg, Izdatel'stvo Politehnicheskogo universiteta Publ., 2008.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-15-17>
УДК 621.745.35

Поступила 12.02.2022
Received 12.02.2022

МЕХАНИЗМЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЖЕЛЕЗЕ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси,
г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: stetsenko.52@bk.ru
А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43

Определены молярная объемная энергия Гиббса и молярная граничная энергия железа в зависимости от температуры. Показано, что фазовые превращения в железе происходят в термодинамически равновесных условиях. Микрокристаллы фаз железа являются дендритами. Кристаллизация расплава железа – наноструктурный процесс. Показано, что перекристаллизация железа является в основном диффузным процессом.

Ключевые слова. Железо, фазовые превращения, энергия Гиббса, граничная энергия, кристаллизация, перекристаллизация, нанокристаллы.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Механизмы фазовых превращений в железе / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 15–17. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-15-17>.

MECHANISMS OF PHASE TRANSFORMATIONS IN IRON

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru
A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

Gibbs molar volumetric energy and iron boundary molar energy are determined depending on temperature. It has been shown that phase transformations in iron occur under thermodynamically equilibrium conditions. The iron phase microcrystals are dendrites. Crystallization of the iron melt is a nanostructural process. Iron recrystallization has been shown to be a largely diffuse process.

Keywords. Iron, phase conversions, Gibbs energy, boundary energy, crystallization, recrystallization, nanocrystals.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Mechanisms of phase transformations in iron. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 15–17. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-15-17>.

Согласно литературным источникам, зависимости молярной объемной энергии Гиббса (G_V) фаз железа от температуры с учетом полиморфных превращений $\delta \rightarrow \gamma$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ приведены на рис. 1. Эти зависимости приведены для того, чтобы обосновать представление о неравновесных фазовых превращениях кристаллизации и перекристаллизации. При этом принято считать, что они являются атомно-структурными процессами [1–3]. Но расчеты термодинамических параметров металлов показывают, что их кристаллизация происходит в термодинамически равновесных условиях [4].

Согласно справочным данным, основанным на термодинамических расчетах, зависимость молярной объемной энергии Гиббса железа от температуры имеет вид, представленный на рис. 2 [5]. Сравнивая рис. 1 и 2, легко видеть, что зависимости молярной объемной энергии Гиббса железа, основанные на представлениях о неравновесных процессах кристаллизации и перекристаллизации фаз, не только гипотетические, но и ошибочные.

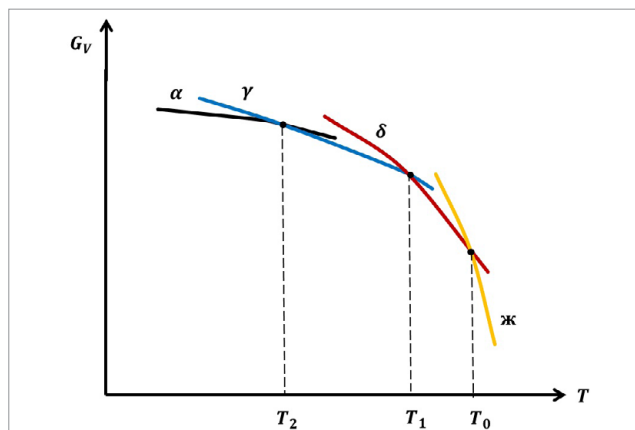


Рис. 1. Зависимость молярной объемной энергии Гиббса фаз железа от температуры согласно литературным источникам [1–3]: T_0 – равновесная температура кристаллизации; T_1 – температура полиморфного превращения $\delta \rightarrow \gamma$; T_2 – температура полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$

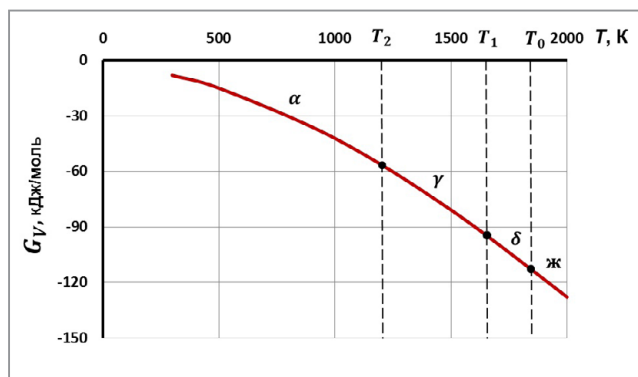


Рис. 2. Молярная объемная энергия Гиббса железа согласно расчетным термодинамическим данным [5]

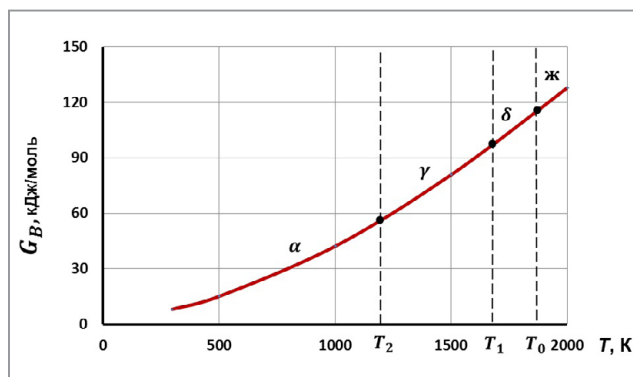


Рис. 3. Молярная граничная энергия железа в зависимости от температуры

Поэтому фазовые превращения в железе являются термодинамически равновесными процессами. Это подтверждается тем, что они обратимы и происходят при постоянной температуре [6, 7].

Из рис. 2 следует, что при охлаждении железа $\Delta G_V > 0$. Это означает, что зависимость молярной объемной энергии Гиббса железа от температуры отражает термодинамику процессов нагрева и охлаждения лишь частично, без учета молярной граничной энергии (G_B). Поскольку эти процессы обратимы, то справедливо уравнение [6]:

$$G_B = -G_V. \quad (1)$$

На основании уравнения (1), используя зависимость $G_V = f(T)$, можно построить график $G_B = f(T)$ для железа (рис. 3). Из рисунка видно, что при нагреве расплава происходит увеличение G_B , а при его охлаждении – уменьшение G_B . Это свидетельствует о том, что жидкое железо в основном состоит из нанокристаллов, что подтверждается термодинамическими расчетами [8, 9]. Наличие нанокристаллов в жидких металле и сплаве также подтверждено экспериментально методом малоуглового рассеяния нейтронов [10, 11]. Поэтому кристаллизацию расплава железа можно считать наноструктурным процессом [12].

При плавлении железа происходит реакция [13]:



где $\delta_{\text{МК}}$ – микрокристаллы δ -фазы; $\delta_{\text{ЭН}}$ – элементарные нанокристаллы δ -фазы; Fe_a – свободные атомы железа; ΔH_0 – молярная энтальпия плавления железа, равная 13,8 кДж/моль [5].

Процесс кристаллизации жидкого железа можно выразить следующим образом [14]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы δ -фазы ($\delta_{\text{СН}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации δ -фазы ($\delta_{\text{ЦК}}$):



Заканчивается процесс формированием $\delta_{\text{МК}}$:



Полиморфное превращение в железе δ -фазы в γ -фазу происходит по следующей реакции:



где $\gamma_{\text{МК}}$ – микрокристаллы γ -фазы; ΔH_1 – энтальпия полиморфного превращения $\delta \rightarrow \gamma$, равная 0,692 кДж/моль [5]. Поскольку $\Delta H_1 \ll H_0$, то реакция (6) будет осуществляться в основном за счет диффузии атомов железа, необходимой для перестройки кристаллических решеток в нанокристаллах. При этом будут диффундировать не все атомы δ -фазы, что подтверждается высокой скоростью полиморфного превращения (6).

Полиморфное превращение в железе γ -фазы в α -фазу происходит по реакции:



где $\alpha_{\text{МК}}$ – микрокристаллы α -фазы; ΔH_2 – энтальпия полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, равная 0,905 кДж/моль [5]. Поскольку $\Delta H_2 \ll H_0$, то реакция (7) будет происходить в основном за счет диффузии

атомов железа, необходимой для перестройки кристаллических решеток в нанокристаллах. При этом будут диффундировать не все атомы γ -фазы, что подтверждается высокой скоростью полиморфного превращения (7).

Из рис. 3 следует, что при охлаждении твердого железа молярная граничная энергия уменьшается, а при его нагреве – увеличивается. Это свидетельствует о том, что микрокристаллы фаз являются дендритами [12, 14].

ЛИТЕРАТУРА

1. Физическое металловедение. Т. 2. Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами / Под ред. Р. У. Кана и П. Хаазена. М.: Металлургия, 1987. 624 с.
2. Лившиц Б. Г. Металлография. М.: Металлургия, 1990. 236 с.
3. Новиков И. И., Золоторевский В. С., Портной В. К. и др. Металловедение / Под ред. В. С. Золоторевского. М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. 496 с.
4. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Стеценко А. В. Расчет термодинамических параметров металлов // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 12–15.
5. Свойства элементов: справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
6. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Стеценко А. В. К теории кристаллизации металлических расплавов // Металлургия машиностроения. 2022. № 1. С. 31–33.
7. Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П. Материаловедение. М.: Металлургия, 1990. 236 с.
8. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Термодинамические основы кристаллизации металлов // Литье и металлургия. 2020. № 2. С. 8–11.
9. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Структура металлического расплава // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 18–20.
10. Calvo–Dahlborg M., Popel P. S., Kramer M. J. et al. Superheat–dependent microstructure of molten Al–Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering // Journal of Alloys and Compounds. 2013. Vol. 550. P. 9–22.
11. Dahlborg U., Kramer M. J., Besser M. et al. Structure of molten Al and eutectic Al–Si alloy studied by neutron diffraction // Journal of Non–Crystalline Solids. 2013. Vol. 361. P. 63–69.
12. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Стеценко А. В. Кристаллизация металлов – наноструктурный процесс // Металлургия машиностроения. 2021. № 4. С. 28–30.
13. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Наноструктурная теория металлических расплавов // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 7–9.
14. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Стеценко А. В. Наноструктурная кристаллизация металлов // Литье и металлургия. 2021. № 2. С. 23–26.

REFERENCES

1. *Fizicheskoe metallovedenie. Fazovye prevrashcheniya v metallakh i splavah i splavy s osobymi fizicheskimi svoystvami* [Physical metal science. Phase transformations in metals and alloys and alloys with special physical properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, vol. 2, 624 p.
2. Livshic B. G. *Metallografiya* [Metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990, 236 p.
3. Novikov I. I., Zolotorevskij V. S., Portnoj V. K. i dr. *Metallovedenie* [Metallurgical Science]. Moscow, Izdatel'skij Dom MISiS Publ., 2009, 496 p.
4. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Raschet termodinamicheskikh parametrov metallov [Calculation of thermodynamic parameters of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 12–15.
5. *Svoystva elementov. Spravochnik* [Item Properties. Reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 600 p.
6. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. K teorii kristallizatsii metallicheskih rasplavov [To the theory of crystallization of metal melts]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2022, no. 1, pp. 31–33.
7. Lahtin Yu. M., Leont'eva V. P. *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990, 236 p.
8. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Termodinamicheskie osnovy kristallizatsii metallov [Thermodynamic foundations of metal crystallization]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 8–11.
9. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Struktura metallicheskogo raspplava [Metal melt structure]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 18–20.
10. Calvo–Dahlborg M., Popel P. S., Kramer M. J. et al. Superheat–dependent microstructure of molten Al–Si alloys of different compositions studied by small angle neutron scattering. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 550, pp. 9–22.
11. Dahlborg U., Kramer M. J., Besser M. et al. Structure of molten Al and eutectic Al–Si alloy studied by neutron diffraction. *Journal of Non–Crystalline Solids*, 2013, vol. 361, pp. 63–69.
12. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Kristallizatsiya metallov – nanostrukturnyj process [Metal crystallization – nanostructural process]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of Machinery Building*, 2021, no. 4, pp. 28–30.
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. Nanostrukturnaya kristallizatsiya metallov [Nanostructured crystallization of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 23–26.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-18-22>
УДК 621.74

Поступила 18.02.2022
Received 18.02.2022

ПРИМЕНЕНИЕ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ В МАШИНОСТРОЕНИИ

М. А. САДОХА, Белорусский национальный технический университет,

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

А. А. АНДРУШЕВИЧ, Белорусский государственный аграрный технический университет,

г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 99

Приведены сведения об объемах производства отливок в различных странах мира. Более подробно рассмотрена ситуация с производством отливок в Республике Беларусь. Представлен прогноз по путям дальнейшего развития литейного производства. Разработаны рекомендации по основным направлениям применения литых изделий в машиностроении.

Ключевые слова. Литейное производство, машиностроение, отливка, заготовка, сталь, серый чугун, высокопрочный чугун, алюминиевые сплавы, способы литья.

Для цитирования. Садоха, М. А. Применение литых деталей в машиностроении / М. А. Садоха, А. А. Андрушевич // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 18–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-18-22>.

APPLICATION OF CAST PARTS IN MECHANICAL ENGINEERING

M. A. SADOOKHA, Belarusian National Technical University,

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

A. A. ANDRUSHEVICH, Belarusian State Agricultural Technical University,

Minsk, Belarus, 99, Nezavisimosti ave.

Information about the volumes of castings production in various countries of the world is given. The situation with the castings production in the Republic of Belarus is considered in more detail. An outlook on the ways of further foundry production development is presented. Recommendations have been developed on the main areas of application of cast products in mechanical engineering.

Keywords. Foundry, mechanical engineering, casting, billet, steel, gray cast iron, high-strength cast iron, aluminum alloys, casting methods.

For citation. Sadokha M. A., Andrushevich A. A. Application of cast parts in mechanical engineering. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 18–22. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-18-22>.

Литейное производство является основной заготовительной базой машиностроения, занимающейся изготовлением сложнопрофильных фасонных заготовок.

Мировое производство литья находится в постоянной динамике и зависит от многих факторов, но прежде всего от требований и запросов машиностроения. Доля литых заготовок в общей массе конечной продукции машиностроения весьма значительна: в станкостроении и двигателестроении достигает 70–80%, автомобилестроении – 8–10, тракторостроении – 15–18, сельхозмашиностроении – 15–20%, при суммарных затратах на производство литых деталей – в среднем 20% от стоимости изделий. Номенклатура отливок очень многообразна. Только в Республике Беларусь она насчитывает около 15 тыс. наименований из 18 марок сплавов массой от 20 г до 14 т и толщиной стенок в пределах от 1,0 до 500,0 мм [1, 2]. Стоимость детали, полученной из литой заготовки, как правило, меньше изготовленной другими методами.

Суммарный объем производимых отливок в мире в 2019 г. составил 109,06 млн. т [3] и сократился на 3,2% по сравнению с 2018 г.

В первую десятку основных производителей отливок вошли следующие страны (рис. 1):

1. Китай (48,75 млн. т в год; –1,22% к 2018 г.).
2. Индия (11,49 млн. т в год; –14,17% к 2018 г.).

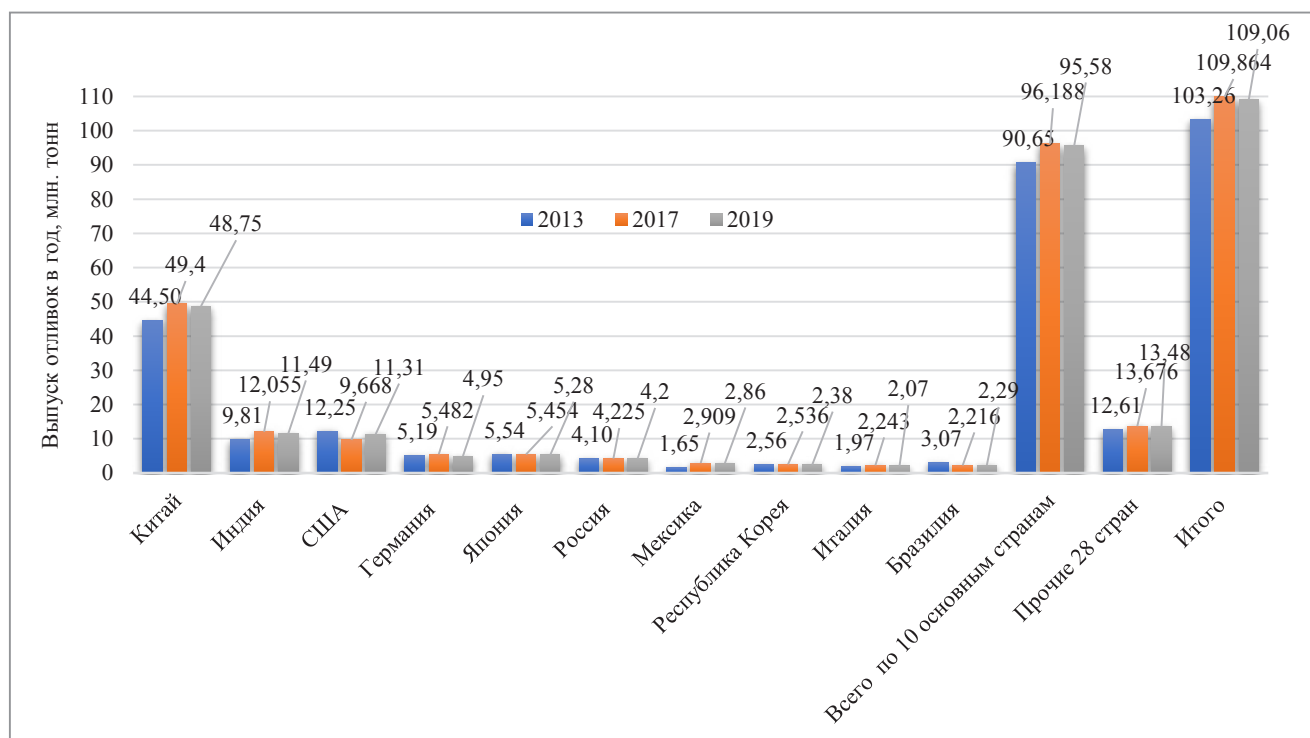


Рис. 1. Производство отливок в разных странах мира

3. США (11,31 млн. т в год; +5,1 % к 2018 г.).
4. Япония (5,28 млн. т в год; -5,38 % к 2018 г.).
5. Германия (4,95 млн. т в год; -8,87 % к 2018 г.).
6. Россия (4,20 млн. т в год; сравнительных данных нет).
7. Мексика (2,86 млн. т в год; -1,85 % к 2018 г.).
8. Корея (2,38 млн. т в год; -5,43 % к 2018 г.).
9. Турция (2,31 млн. т в год; 2,6 % к 2018 г.).
10. Бразилия (2,29 млн. т в год; 0,24 % к 2018 г.).

Если рассматривать мировое производство в разрезе материала отливок (рис. 2), то основные объемы выполнены из серого чугуна (48%), высокопрочного чугуна (22%) и алюминиевых сплавов (16%) [3].

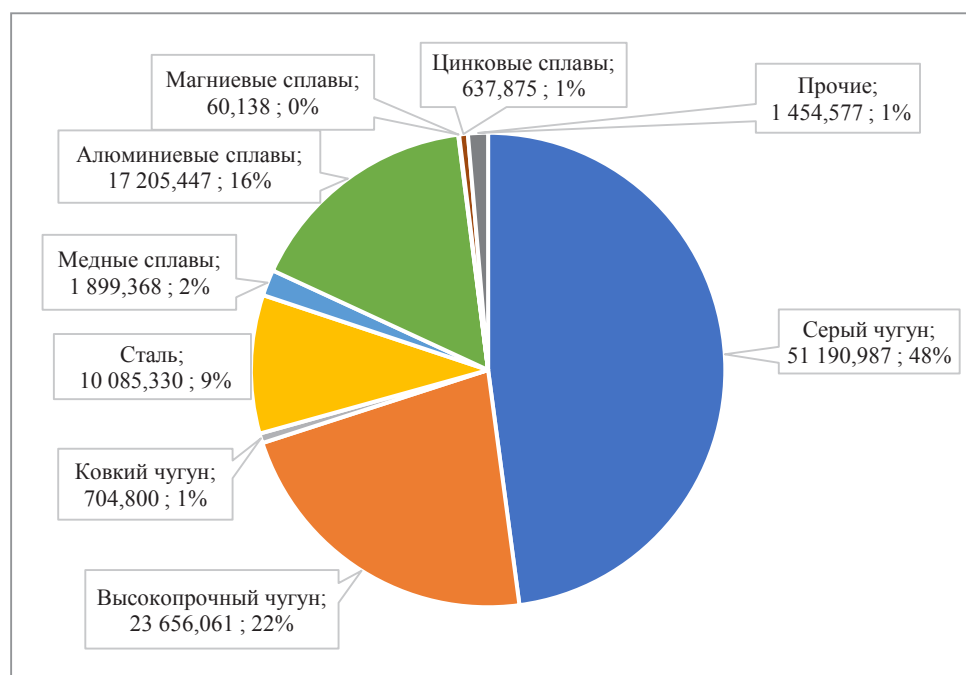


Рис. 2. Распределение мирового объема выпуска отливок в 2019 г. по видам сплавов (в тоннах и процентах)

В Республике Беларусь в 2019 г. было произведено 329 тыс. т отливок [1, 3]. При этом отливки производились на 140 предприятиях страны более чем в 40 городах и населенных пунктах Беларуси.

Объемы производства и имеющиеся мощности базовых предприятий Министерства промышленности Республики Беларусь в области литейного производства (а это 13 наиболее крупных производителей отливок, находящиеся в ведомственной принадлежности Минпрома РБ) в 2019–2021 гг. показаны на рис. 3.

Распределение произведенных базовыми предприятиями Минпрома РБ в 2021 г. отливок по видам сплавов и назначению представлено на рис. 4.



Рис. 3. Мощности и объемы в области литейного производства базовых предприятий Минпрома РБ в 2019–2021 гг.

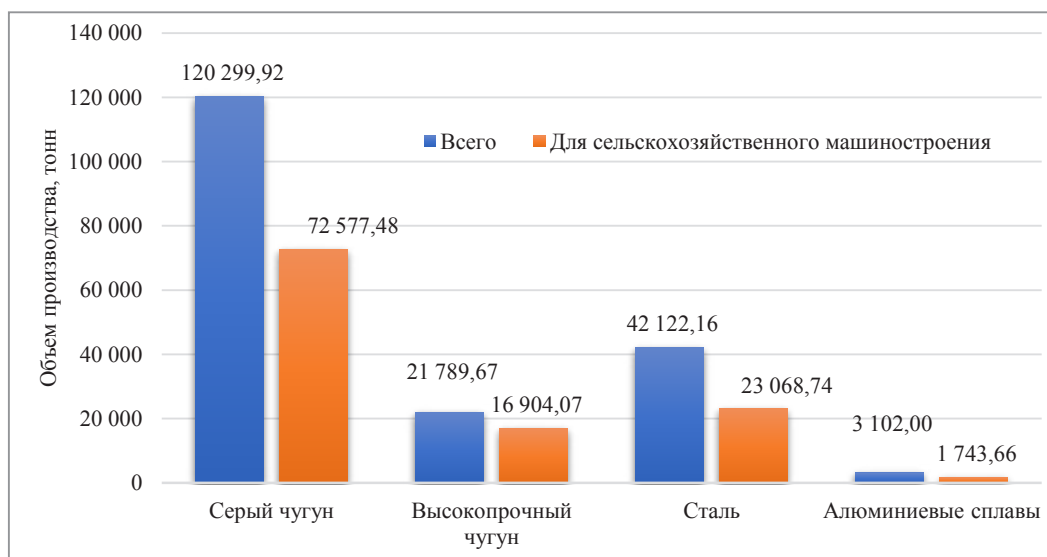


Рис. 4. Распределение произведенного базовыми предприятиями объема литья в 2021 г.

Как видно из рисунка, одним из основных потребителей литья, изготовленного базовыми литейными производствами, является сельскохозяйственное машиностроение, которое является одной из самых весомых отраслей в Республике Беларусь. Продукция сельскохозяйственного машиностроения имеет ряд своих особенностей, которые обусловлены следующими причинами: высокие требования к износостойкости и усталостной прочности рабочих поверхностей деталей, испытывающих большие нагрузки; относительно большие габариты и масса изготавливаемых машин; повышенная коррозионная стойкость; преимущественно мелкосерийный и серийный характер производства и др. [1, 2]. Методами литья в сельхозмашиностроении изготавливают головки и корпуса блоков цилиндров, гильзы цилиндров, коленчатые валы двигателей, поршни и поршневые кольца, корпуса коробок передач и редукторов, корпуса задних мостов, зубчатые колеса и шкивы, стойки, станины и корпуса машин, траки и другие детали сельскохозяйственной техники.

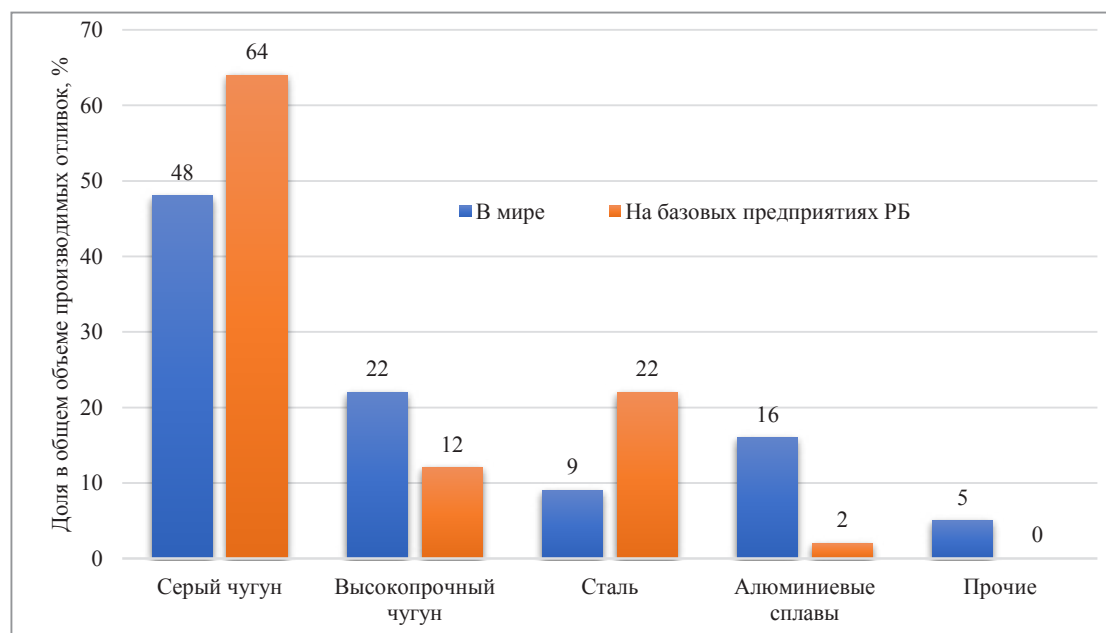


Рис. 5. Структура производимого литья по видам сплавов

При этом следует отметить, что структура производимых отливок в стране, в разрезе применяемых сплавов имеет заметное отличие от мировой структуры, особенно в производстве алюминиевого литья (рис. 5).

Так, в общем объеме литья базовых предприятий в 2021 г. литье из серого чугуна занимает 64 % (в мире – 48 %), литье из высокопрочного чугуна – 12 % (в мире – 22 %), стальное литье – 22 % (в мире – 9 %), литье из алюминиевых сплавов – 2 % (в мире – 16 %).

Анализ данной структуры позволяет сделать следующие выводы:

1. В силу того что физико-механические свойства высокопрочного чугуна значительно выше, чем у серого чугуна и близки к свойствам стали, гораздо больше деталей машин в мире, чем в Республике Беларусь, изготавливают из высокопрочного чугуна.

2. Широкое применение высокопрочного чугуна позволяет значительно снизить энергетические затраты на изготовление продукции машиностроения в силу того, что детали из серого чугуна можно заменить менее массивными деталями из более прочного высокопрочного чугуна. Изготовление стальных отливок является более энергозатратным и замена стали на высокопрочный чугун также ведет к снижению расхода энергии.

3. Высокая доля применения алюминиевых сплавов в мире свидетельствует о том, что машиностроение активно переходит на детали из таких сплавов, что позволяет получать облегченную продукцию машиностроения с минимальными массовыми показателями и более энергоэффективную [4].

Важнейшими приоритетами развития экономики Беларуси является развитие машиностроительного и агропромышленного комплексов, что непосредственно связано с расширением сельскохозяйственного машиностроения.

Необходимость повышения качества и конкурентоспособности продукции машиностроения постоянно требует повышения качества отливок, снижения их массы и себестоимости, затрат топливно-экономических ресурсов на основе повышения технического уровня литейного производства.

Исходя из рассмотренного выше, можно предложить следующие пути развития литейного производства в Республике Беларусь, обеспечивающие повышение конкурентоспособности машиностроительной продукции и сокращения затрат ресурсов на ее производство:

1. Активный переход на широкое применение в машиностроительной продукции высокопрочного чугуна взамен серого чугуна и сталей.

2. Широкое применение алюминиевых сплавов при создании машин и механизмов, особенно средств транспорта и сельскохозяйственной техники.

3. Максимальное приближение отливок по своим размерам к готовым деталям, снижение припусков на механическую обработку и повышение размерной точности за счет направленного использования специальных методов литья.

4. Повышение производительности и улучшение условий труда, экологии окружающей среды.
5. Сокращение сроков моделирования и проектирования технологий и оснастки.
6. Повышение уровня механизации и автоматизации технологических процессов в литейном производстве.
7. Экономия материальных и топливно-энергетических ресурсов, их регенерация и вторичное использование.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мельников А. П., Садоха М. А. Технологии и тенденции развития литейного производства // *Металлургия в машиностроении Беларуси: итоги и перспективы научного обеспечения*. Минск: Беларуская навука, 2016. С. 48–60.
2. Толочко Н. К. и др. *Современные литейные технологии*. Минск: БГАТУ, 2009. 359 с.
3. Census of World Casting Production: Total Casting Tons Dip in 2019//*Modern Casting*, January 2021. P. 28–31
4. Волочко А. Т., Садоха М. А. *Алюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий*. Минск: Беларуская навука, 2011. 387 с.

REFERENCES

1. Mel'nikov A. P., Sadoha M. A. *Tehnologii i tendencii razvitija litejnogo proizvodstva* [Technologies and development trends of foundry production]. *Metallurgija v mashinostroenii Belarusi: itogi i perspektivy nauchnogo obespechenija = Metallurgy in mechanical engineering of Belarus: results and prospects of scientific support*. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2016, pp. 48–60.
2. Tolochko N. K. *Sovremennye litejnye tehnologii* [Modern foundry technologies]. Minsk, BGATU Publ., 2009, 359 p.
3. Census of World Casting Production: Total Casting Tons Dip in 2019. *Modern Casting*, January 2021, pp. 28–31.
4. Volochko A. T., Sadoha M. A. *Aljuminij: tehnologii i oborudovanie dlja poluchenija lityh izdelij* [Aluminum: technologies and equipment for the production of cast products.]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2011, 387 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-23-25>
УДК 621.745.35

Поступила 22.02.2022
Received 22.02.2022

О РАСПРЕДЕЛЕНИИ УГЛЕРОДА В АУСТЕНИТЕ Fe-C-СПЛАВОВ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси,
г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

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

На основании расчетов модели элементарной кристаллической ячейки γ -железа показано, что в ее открытых порах не могут находиться ионы углерода. Углерод в Fe-C-сплавах растворяется и распределяется в основном в виде элементарных нанокристаллов графита. В аустените стали углерод находится в элементарных нанокристаллах графита и железо-углеродных комплексах. В аустените чугуна углерод присутствует в элементарных нанокристаллах графита.

Ключевые слова. Углерод, графит, атомы, ионы, аустенит, сталь, чугун, нанокристаллы, железо-углеродные комплексы.
Для цитирования. Марукович, Е. И. О распределении углерода в аустените Fe-C-сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 23-25. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-23-25>.

ON CARBON DISTRIBUTION IN AUSTENITE Fe-C ALLOYS

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences
of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru

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

Based on the calculations of the model of the elementary crystal cell γ -iron, it is shown that carbon ions cannot be present in its open pores. Carbon in Fe-C alloys dissolves and distributes mainly as elementary graphite nanocrystals. In steel austenite, carbon is found in elementary graphite nanocrystals and in iron-carbon complexes. In cast iron austenite, carbon is found in elementary graphite nanocrystals.

Keywords. Carbon, graphite, atoms, ions, austenite, steel, cast iron, nanocrystals, iron-carbon complexes.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. On carbon distribution in austenite Fe-C alloys. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 23-25. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-23-25>.

От распределения углерода в аустените Fe-C-сплавов во многом зависят свойства сталей и чугунов. Принято считать, что углерод в Fe-C-сплавах растворяется и распределяется в атомарном виде, образуя твердый раствор внедрения в кристаллической решетке γ -железа (γ -Fe) [1–4]. При этом выполняется уравнение:

$$d_{\text{пг1}} = 0,41d_{\gamma}, \quad (1)$$

где $d_{\text{пг1}}$ – диаметр сферы, вписанной в пору, находящуюся в центре элементарной ячейки γ -Fe; d_{γ} – диаметр атома железа γ -Fe.

Известно, что $d_{\gamma} = 0,257$ нм [5]. Тогда $d_{\text{пг1}}$, согласно уравнению (1), равно 0,105 нм.

Чтобы атом углерода внедрился в γ -Fe, необходимо, чтобы диаметр атома углерода (d_c) не превышал 0,105 нм. Но из справочных данных известно, что $d_c = 154$ нм [5]. Поскольку $d_c > d_{\text{пг1}}$, то принято считать, что атомы углерода в γ -Fe находятся в ионизированном виде [6, 7]. Если атомы углерода отдают свои электроны в коллективизированную зону проводимости γ -Fe и входят в поры его кристаллической структуры, то это должно способствовать увеличению электропроводности γ -Fe. В действительности даже малые концентрации углерода значительно снижают электропроводность железа. Кроме того, известно, что на один атом γ -Fe приходится одна пора с $d_{\text{пг1}}$ [1]. Если бы ионы углерода занимали все эти поры, то его максимальная концентрация в γ -Fe была равна 50 ат. %. В действительности она составляет всего 9 ат. % [6]. Поэтому целью настоящей работы является определение возможного места нахождения атомов углерода в γ -Fe. Для этого необходимо исследовать элементарную ячейку γ -Fe.

Данную работу выполняли на модели. Атомы железа моделировали пенопластовыми шариками диаметром 40 мм каждый. Расстояния между ними выбирали в соответствующем масштабе исходя из



Рис. 1. Общий вид модели элементарной кристаллической ячейки γ -железа

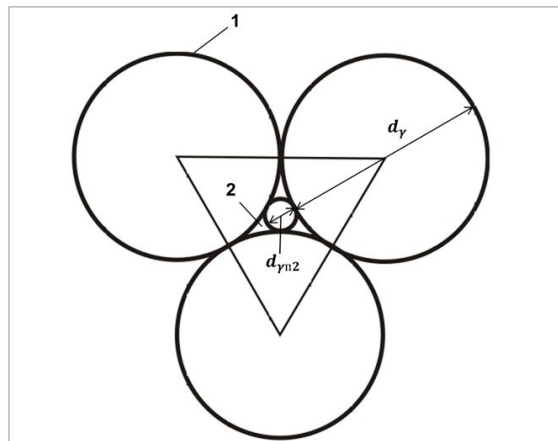


Рис. 2. Схема открытой поры элементарной кристаллической ячейки γ -железа: 1 – атом железа; 2 – пора

определяющего размера элементарной ячейки γ -Fe $a=0,364$ нм [5]. Общий вид модели представлен на рис. 1. Из рисунка видно, что центральная пора элементарной ячейки γ -Fe является изолированной. Поэтому ион углерода не может в нее попасть и там находиться. Но в элементарной ячейке γ -Fe есть и открытые поры (рис. 1). Схематично вид такой поры показан на рис. 2. Из рисунка следует, что диаметр сферы, вписанной в открытую пору элементарной ячейки γ -Fe ($d_{\gammaп2}$), выражается следующим уравнением:

$$d_{\gammaп2} = 0,156d_{\gamma}. \quad (2)$$

Поскольку $d_{\gamma} = 0,257$ нм, то $d_{\gammaп2} = 0,040$ нм.

Известно, что растворимость углерода в α -железе составляет всего 0,1 ат. % [6]. Считают, что атомы углерода не растворяются в кристаллической решетке α -железа (α -Fe) [2, 7, 8]. При этом выполняется уравнение:

$$d_{\alphaп} = 0,29d_{\alpha}, \quad (3)$$

где $d_{\alphaп}$ – диаметр сферы, вписанной в пору элементарных ячеек α -Fe; d_{α} – диаметр атома железа α -Fe. Известно, что $d_{\alpha} = 0,248$ нм [5]. Тогда $d_{\alphaп}$, согласно уравнению (3), равно 0,072 нм. Поскольку $d_{\alphaп} > d_{\gammaп2}$, то ионы углерода не смогут попасть в поры элементарных ячеек γ -Fe. Также не могут 9 ат. % ионов углерода находиться в вакансиях γ -Fe, поскольку их атомная концентрация намного меньше углеродной. Известно, что в металлах и сплавах концентрация вакансий вблизи точки плавления составляет 0,1–0,01 ат. % [9]. Тогда возникает вопрос: где и как распределяется углерод в аустените Fe-C-сплавов? Для ответа на этот вопрос необходимо исследовать процессы растворения графита в жидком железе и кристаллизацию аустенита в стали и чугуна.

Молярная энтальпия плавления железа составляет только 3 % от его молярной энтальпии атомизации [10]. Поэтому при плавлении железа происходит реакция:



где $\text{Fe}_{\text{мк}}$, $\text{Fe}_{\text{эн}}$, $\text{Fe}_{\text{а}}$ – соответственно микрокристаллы, элементарные нанокристаллы и свободные атомы железа. Расчетное значение диаметра элементарного нанокристалла железа составляет 6,6 нм [13].

Сталь и чугун можно получать растворением графита в расплаве железа или Fe-C-сплава. При этом молярная энтальпия растворения графита составляет 10 % от молярной энтальпии атомизации графита [10, 11]. Поэтому при растворении графита происходит реакция, аналогичная (4):



где $\text{C}_{\text{мк}}$, $\text{C}_{\text{эн}}$, $\text{C}_{\text{а}}$ – соответственно микрокристаллы, элементарные нанокристаллы и свободные атомы графита (углерода).

При растворении графита в жидком железе происходит взаимодействие $\text{Fe}_{\text{а}}$ с $\text{C}_{\text{а}}$. В результате образуются железо-углеродные комплексы (ЖУК). Тогда микрокристаллы графита в расплаве железа будут распадаться на элементарные нанокристаллы по следующей реакции:



Элементарными ЖУК являются соединения Fe_3C .

Кристаллизация металлов и сплавов является наноструктурным процессом [14]. Тогда процесс кристаллизации аустенита в стали можно выразить следующим уравнением:



где $\text{A}_{\text{МКС}}$ – микрокристаллы аустенита в стали.

В расплаве чугуна, который кристаллизуется по стабильной диаграмме состояния Fe-C, образование микрокристаллов графита ($\text{C}_{\text{МК}}$) происходит по реакции:



Микрокристаллы аустенита в чугуне ($\text{A}_{\text{МКЧ}}$) формируются по реакции:



Из уравнений (7) и (9) следует, что углерод не входит в γ -Fe. В аустените Fe-C-сплавов углерод находится в основном в элементарных нанокристаллах графита.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лившиц Б.Г. Металлография: учеб. для вузов. М.: Металлургия, 1990. 336 с.
2. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение: учеб. для вузов. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.
3. Новиков И.И., Золоторевский В.С., Портной В.К. и др. Металловедение. М.: Издательский Дом МИСиС, 2009, Т. 1. 496 с.
4. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. Материаловедение: учеб. для вузов. СПб.: Химиздат, 2017. 784 с.
5. Свойства элементов: справ. / Под ред. М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1985. 672 с.
6. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справ. / Под ред. О.А. Банных и М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1986. 440 с.
7. Гуляев А.П. Металловедение: учеб. для вузов. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
8. Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. М.: Металлургия, 1969. 416 с.
9. Физическое металловедение. Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами / Под ред. Р.У. Кана и П. Хаазена. М.: Металлургия, 1987. Т. 2. 624 с.
10. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 660 с.
11. Захарченко Э.В., Левченко Ю.Н., Горенко В.Г. и др. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом. Киев: Наукова думка, 1986. 248 с.
12. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Наноструктурная теория металлических расплавов // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 7–9.
13. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. Расчет параметров элементарных нанокристаллов жидких металлов при температуре плавления // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 16–18.
14. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. Наноструктурная кристаллизация металлов // Литье и металлургия. 2021. № 2. С. 23–26.

REFERENCES

1. Livshic B.G. *Metallografiya* [Metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990, 336 p.
2. Lahtin Yu.M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie*. [Materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990, 528 p.
3. Novikov I.I., Zolotorevskij V.S., Portnoj V.K. *Metallovedenie* [Metallurgical Science]. Vol. 1. Moscow, Izdatel'skij Dom MISiS Publ., 2009, 496 p.
4. Solncev Yu.P., Pryahin E.I. *Materialovedenie* [Materials Science]. St. Petersburg, Himizdat Publ., 2017. 784 p.
5. *Svojstva elementov. Spravochnik* [Item Properties. Reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 672 p.
6. *Diagrammy sostoyaniya dvoynyh i mnogokomponentnyh sistem na osnove zheleza. Spravochnik* [Status diagrams of dual and multi-component iron-based systems. Reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 440 p.
7. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal Science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 544 p.
8. Bunin K.P., Malinochka Ya.N., Taran Yu.N. *Osnovy metallografii chuguna* [Basics of metallography of cast iron]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969, 416 p.
9. *Fizicheskoe metallovedenie. Fazovye prevrashcheniya v metallah i splavah i splavy s osobymi fizicheskimi svojstvami* [Physical metal science. Phase transformations in metals and alloys and alloys with special physical properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, vol. 2, 624 p.
10. *Svojstva elementov. Ch. 1. Fizicheskie svojstva* [Item Properties. Part 1. Physical Properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 660 p.
11. Zaharchenko E.V., Levchenko Yu.N., Gorenko V.G. *Otlivki iz chuguna s sharovidnym i vermikulyarnym grafitom* [Cast iron castings with spherical and vermicular graphite]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1986, 248 p.
12. 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.
13. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Raschet parametrov elementarnyh nanokristallov zhidkih metallov pri temperature plavleniya [Calculation of parameters of elementary nanocrystals of liquid metals at melting temperature]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 16–18.
14. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Nanostrukturnaya kristallizaciya metallov [Nanostructured crystallization of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 23–26.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-26-30>
УДК 621.74

Поступила 14.03.2022
Received 14.03.2022

СНИЖЕНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОТЕРЬ ЖИДКОГО МЕТАЛА – ЗАЛОГ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

И. ТАХЕЦИ, В. В. КОРОБЕЙНИКОВ, ООО «ТАХТЕХ-РУС», г. Санкт-Петербург, Россия, Удельный пр., 5.
E-mail: tachtech@tachtech.ru

С. С. ТКАЧЕНКО, Филиал РАХ «Творческая мастерская «Литейный двор», г. Санкт-Петербург, Россия

Одной из проблем металлургов являются сложности снижения тепловых потерь жидкого металла, что напрямую связано с экономией энергоносителей и качеством готовой продукции. Показано, что наибольшие потери тепла металла происходят в ковше от момента выпуска его из печи до заливки. Приведены методы и оборудование для экономии энергетических затрат (газа, электроэнергии) при выплавке и разливке литейных сплавов. Особое внимание уделено необходимости создания стенов для качественного разогрева ковшей, футеровке ковшей и применения ковшей с крышками и термических печей нового поколения фирмы «ТАХТЕХ-РУС», что гарантирует значительное снижение брака, повышение производительности труда и экономии энергоносителей на 30–50%.

Ключевые слова. Литейные ковши, тепловые потери расплава, энергосбережение, стенов для разогрева ковшей, футеровка ковшей, снижение брака литья.

Для цитирования. Тахеци, И. Снижение тепловых потерь жидкого металла – залог эффективности литейного производства / И. Тахеци, В. В. Коробейников, С. С. Ткаченко // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 26–30. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-26-30>.

REDUCTION OF LIQUID METAL HEAT LOSSES IS THE KEY TO THE EFFICIENCY OF FOUNDRY PRODUCTION

I. TAHETSI, V. V. KOROBAYNIKOV, LLC «TACHTECH-RUS», Saint Petersburg, Russia, 5, Udelnyi ave.

E-mail: tachtech@tachtech.ru

S. S. TKACHENKO, Branch of the Russian Academy of Arts «Creative workshop «Foundry Yard», Saint Petersburg, Russia

One of the metallurgists' problems is that the reducing of liquid metal heat losses is difficult, which is directly related to energy savings and the finished products quality. It is shown that the greatest heat losses of metal occur in the ladle from the moment it is released from the furnace to pouring. Methods and equipment for saving energy costs (gas, electricity) during smelting and casting of foundry alloys are given. Special attention is paid to the need to create stands for high-quality heating of ladles, lining of ladles and the use of ladles with lids and thermal furnaces of the new generation of the company «TACHTECH-RUS», which guarantees a significant reduction in defects, increased labor productivity and energy savings by 30–50%.

Keywords. Casting ladles, heat losses of fusion, energy saving, ladle heating stands, ladle lining, reduction of casting defects.

For citation. Tahetsi I., Korobeynikov V. V., Tkachenko S. S. Reduction of liquid metal heat losses is the key to the efficiency of foundry production. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 26–30. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-26-30>.

Цифровая трансформация подталкивает общество к решению вопроса – должны ли мы поставить под сомнение существующие производственные парадигмы или, напротив, продолжить их развивать. Научная парадигма, безоговорочно признанная научным сообществом, – модель научной деятельности. Она предлагает производственным предприятиям возможность существенно оптимизировать процесс ценообразования на базе инновационных технологий и оборудования и «открыть новые возможности для ведения бизнеса» [1].

Если технологии и общество быстро развиваются, а предприятия не в состоянии адаптироваться к новым условиям, то, по теории эволюции, это приводит к исчезновению определенных типов компаний. Развитие технологий, объединенных концепцией «Индустрия 4,0», дало активный импульс к развитию и внедрению систем автоматизации управления на различных уровнях. Это утверждение в полной мере относится к управлению литейно-металлургическими производствами и одному из видов систем

автоматизации, наиболее востребованному сейчас на рынке России, – системам автоматизации оперативного управления технологическими процессами и производством в целом.

Металлурги добиваются этого путем применения новейших технологий, инновационного оборудования, сложной системы менеджмента материальных ресурсов, что гарантирует конкурентоспособность продукции. Обеспечение высокой конкурентоспособности отечественной промышленности во многом зависит от эффективности производственных предприятий.

Именно современный уровень развития технологий позволяет постепенно и последовательно реализовать основные положения концепции «Индустрия 4,0». Анализ технико-экономических показателей предприятий мировых лидеров говорит о том, что рост эффективности производств возможен только при применении инновационных технологий, современного оборудования и строгой системы ресурсосбережения.

Важнейшим фактором рентабельности производства является повышение эффективности использования сырья и энергоресурсов [2]. Одной из статей повышения эффективности заготовительных производств (литейных и кузнечных) является энергосбережение. Модернизация и инновации технологии и оборудования – необходимые условия постоянного повышения энергетической эффективности производства. Реализация этой тенденции стала возможной только благодаря внедрению новых технологий и оборудования.

Повышение эффективности использования энергии – приоритетная задача металлургов-литейщиков и кузнецов, решение которой позволяет повысить производительность труда; значительно улучшить качество продукции; оптимизировать технологию производства отливок на всех переделах (формообразование, плавка, заливка, финишные операции и т.д.); оптимизировать кузнечные процессы (количество, габариты и состав загружаемых в печь изделий); улучшить санитарно-бытовые условия на рабочих местах и экологическую обстановку в прилегающей местности [3].

Большие материальные и энергетические потоки, характерные для данных производств, требуют эффективного использования ресурсов даже из одних только экономических соображений. Во все времена потребители в первую очередь обращают внимание на соотношение цены и качества товара. Невозможно нашим отечественным производителям литья и поковок достичь уровня мировых стандартов по качеству и себестоимости без оснащения цехов современными стендами для регламентируемого уровня разогрева литейных ковшей и энергосберегающих кузнечных и термических печей.

Установлено, что наибольшие потери тепла металла происходят в ковше от момента выпуска его из печи до заливки. В крупных цехах ручной формовки из-за большой протяженности пролетов и возникающих крановых задержек время выдержки металла в разливочном ковше до момента заливки может составлять 15 мин и более. Если ковш футерован без научно обоснованного расчета, не имеет крышки, недостаточно разогрет, температура металла в нем может снизиться на 80–100° С. Для крупных отливок из серого чугуна это не очень критично, но для отливок из ВЧ и стали приходится значительно повышать температуру выпускаемого металла, что приводит к неоправданному расходу энергоносителей и естественно к повышению себестоимости продукции.

Тепловые потери металла через однослойную огнеупорную футеровку рассчитываются по формуле:

$$Q = \frac{\lambda(t_1 - t_2)}{S} \cdot F \cdot \tau, \text{ ккал}$$

(1)

или

$$Q = \frac{\lambda(t_1 - t_2)}{S}, \text{ ккал}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч}),$$

где F – теплопередающая поверхность, м^2 ; S – толщина стены, м ; $t_1 - t_2$ – температурный перепад, °С; τ – промежуток времени, ч ; λ – средний коэффициент теплопроводности, $\text{ккал}/(\text{м} \cdot \text{ч} \cdot ^\circ\text{С})$ (иногда $\text{ккал}/(\text{см} \cdot \text{с} \cdot ^\circ\text{С})$).

Данная формула дает возможность определить интенсивность теплоотдачи жидкого металла через один слой огнеупорного материала в зависимости от его теплопроводности.

Теплопроводность материалов через многослойную футеровку рассчитывается по формуле

$$Q = \frac{t_1 - t_n}{\frac{S_1}{\lambda_1} + \frac{S_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{S_n}{\lambda_n}}, \text{ ккал}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч}),$$

(2)

где $S_1, S_1...S_n$ – толщины отдельных слоев, м; $\lambda_1, \lambda_2... \lambda_n$ – соответствующие средние коэффициенты теплопроводности.

Величина потерь тепла может быть значительно уменьшена за счет увеличения толщины огнеупорного слоя и предварительного регламентируемого разогрева ковша. Расчеты и экспериментальные данные показали, что потери тепла через трехслойную футеровку и предварительно разогретого до 800–850 °С сокращаются в 4 раза по сравнению с потерями в ковше, футерованном в один слой и разогретого до 500 °С.

Для каждого производства весьма важно знать общие затраты на энергоносители и их «удельный вес» в себестоимости готовой продукции.

В конкретном случае нас интересуют затраты на разогрев ковшей. Остальные технологические переделы производства литья, прямо или косвенно связанные с процессом разогрева футеровки ковшей, в данной статье не рассматриваются.

Затраты энергии при разогреве футеровки ковшей складываются из стоимости топлива, расходуемого при нагреве ковша до 850 °С, и затрат электроэнергии для обеспечения работы механического оборудования станда.

Для предотвращения остывания металла в ковше наиболее эффективна многослойная футеровка, где между рабочим слоем футеровки, изготовленным из шамотного кирпича или бетонов, и металлическим корпусом ковша имеется один или несколько слоев, состоящих из керамоволокна, огнеупорного картона, кальциумсиликатных плит или других материалов, обладающих низкой теплопроводностью. Однако материалы внутренних слоев футеровки будут нормально работать только в том случае, если температура, воздействующая на них, не превысила температуру разложения.

Следовательно, чтобы воспользоваться преимуществами многослойной футеровки, необходимо правильно определить виды огнеупоров, толщину, последовательность их слоев в футеровке ковша.

Общеизвестно, что количество энергии, теряемое излучением с поверхности металла или футеровки открытых ковшей, весьма значительно. Это одна из основных причин большого снижения температуры при транспортировке металла в открытый ковш. Использование закрытых ковшей для сохранения энергии позволяет обеспечить снижение температуры выпуска металла на 30–40 °С и значительно сократить расход энергоносителей.

Оптимальное сочетание, гарантирующее повышение качества и сокращение расхода энергоносителей, может быть достигнуто только за счет применения термически оптимизированных ковшей (правильная футеровка и ее предварительный разогрев).

Литейщики понимают важность подготовки ковша к заливке его металлом, но зачастую не имеют соответствующего задаче оборудования, что влечет к дополнительным энергозатратам и снижает выпуск годного литья.

Применение закрытых стандов для разогрева футеровки ковшей фирмы TASCHECH s.r.o., представленной в России дочерним предприятием ООО «ТАХТЕХ-РУС», обеспечивает целый ряд преимуществ:

- разогрев футеровки ковшей на стандах позволяет сократить расход газа на 60–80 % по сравнению с открытыми горелками;
- шлак находится в горячем жидкоподвижном состоянии;
- повышается стойкость футеровки и снижаются трудозатраты на ее ремонт;
- снижается отрицательное влияние термоудара на стойкость футеровки при заливке;
- уменьшается брак при заливке (по причине металла) на 15–20 %.

Необходимо обратить серьезное внимание на экологический фактор. Хорошо разогретые ковши на стационарных изолированных стандах, с хорошей изоляцией, закрытые крышкой существенно улучшают условия труда в литейных цехах. Полностью удаляются вредные отходящие газы, воздух в рабочей зоне становится чистым, устраняются излучения с открытых поверхностей металла, отсутствуют настыли в ковшах. Санитарно-экологические условия в литейном цехе становятся сравнимы с механическими цехами, а труд более привлекательным.

С каждым годом во всех странах мира обостряются проблемы, связанные с энергоносителями. Наиболее энергозатратными являются металлургическое, литейное и кузнечное производства.

Существенную помощь в решении проблемы сокращения расхода энергоносителей и улучшение экологической обстановки на производствах оказывает оборудование TASCHECH s.r.o..

Фирма изготавливает (по заданию потребителя) экономически выгодные станды для разогрева литейных ковшей любой емкости, газовые и электрические нагревательные и термические печи широкого



Рис. 1. Двухпозиционный стенд нагрева ковшей 6 и 8 т



Рис. 2. Однопозиционный стенд нагрева ковшей 3 и 6 т



Рис. 3. Термическая печь с двумя выкатными подами

профиля известных конструкций (с выкатным подом, камерные, колпаковые, проходные, шахтные и др.) и уникальных конструкций, не имеющих аналогов в мире.

Стенды и печи оборудованы новейшими высокоэффективными горелками, автоматической системой и контролем подачи и горения газа для обеспечения равномерности разогрева ковшей и заготовок в любой точке печи с отклонением $\pm 2,5$ °С. Многолетний статистический анализ технико-экономических показателей эксплуатируемых термических агрегатов показал, что внедрение стендов для разогрева и сушки ковшей в литейных цехах сокращает расход газа на 60–80 % и заметно повышает производительность труда, позволяет сократить брак до 30 %, а современные термические печи фирмы TACHTECH s.r.o. гарантируют снижение энергозатрат (газа и электричества) на 30–50 %.

Подробности на сайте www.tachtech.ru.

ЛИТЕРАТУРА

1. Армин Р. Индустрия 4,0 – пустая шумиха или революция. М.: Техносфера, 2020.
2. Леушин И. О., Субботин А. Ю., Гейко М. А. Подготовка обреза оцинкованного стального листа к индукционному переплаву // Тр. 12-го съезда литейщиков России. Нижний Новгород, 2015.
3. Буторина И. В. Экологические проблемы металлургического производства. Санкт-Петербург: Изд-во политехнического университета, 2008.

REFERENCES

1. Armin R. *Industrija 4,0 – pustaja shumiha ili revolucija* [Industry 4.0 is an empty hype or a revolution.]. Moscow, Tehnosfera Publ., 2020.
2. Leushin I. O., Subbotin A. Ju., Gejko M. A. Podgotovka obrezi ocinkovannogo stal'nogo lista k indukcionnomu pereplavu [Preparation of cut galvanized steel sheet for induction remelting]. *Trudy 12-go s'ezda litejshhikov Rossii = Proceedings of the 12th Congress of foundry workers of Russia*. Nizhnij Novgorod, 2015.
3. Butorina I. V. *Jekologicheskie problemy metallurgicheskogo proizvodstva* [Environmental problems of metallurgical production]. Sankt-Peterburg, Izdatel'stvo Politehnicheskogo Universiteta Publ., 2008.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-31-33>
УДК 621.745.35

Поступила 22.02.2022
Received 22.02.2022

НАНОСТРУКТУРНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СТАЛИ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси,
г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: stetsenko.52@bk.ru
А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43

Показано, что кристаллизация стали является наноструктурным процессом. Микрокристаллы аустенита в жидкой стали с концентрацией углерода от 2,5 до 9,0 ат. %, микрокристаллы δ -феррита в расплаве с концентрацией углерода до 2,5 ат. %, микрокристаллы аустенита при перитектической реакции формируются из элементарных нанокристаллов железа и графита, свободных атомов железа и железо-углеродных комплексов.

Ключевые слова. Сталь, кристаллизация, наноструктурный процесс, нанокристаллы, свободные атомы, микрокристаллы, железо-углеродные комплексы.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Наноструктурная кристаллизация стали / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 31–33. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-31-33>.

NANOSTRUCTURED STEEL CRYSTALLIZATION

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru
A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

Steel crystallization has been shown to be a nanostructured process. Austenite microcrystals in liquid steel with a carbon concentration of 2.5 to 9 atomic percent, δ -ferrite microcrystals in melt with a carbon concentration of up to 2.5 atomic percent, austenite microcrystals in peritectic reaction are formed from elementary nanocrystals of iron and graphite, free iron atoms and iron-carbon complexes.

Keywords. Steel, crystallization, nanostructured process, nanocrystals, free atoms, microcrystals, iron-carbon complexes.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Nanostructured steel crystallization. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 31–33. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-31-33>.

Кристаллизация металлов является наноструктурным процессом [1]. Сталь – это сплав железа с углеродом при его концентрации до 9 ат. % [2]. При содержании в стали от 2,5 до 9,0 ат. % углерода расплав кристаллизуется с образованием аустенита. До концентрации 2,5 ат. % углерода жидкая сталь кристаллизуется с формированием δ -феррита, а при 1496 °С происходит перитектическая реакция с образованием аустенита [2, 3].

Сталь получается при растворении графита в жидком железе. При плавлении железа происходит реакция [4]:



где $\text{Fe}_{\text{МК}}$ – микрокристаллы железа; $\text{Fe}_{\text{а}}$ – свободные атомы железа; e_1 и u_1 – атомные концентрации элементарных нанокристаллов и свободных атомов железа; $\Delta H_{\text{ПЖ}}$ – молярная энтальпия плавления железа.

$\Delta H_{\text{ПЖ}} = 13,8$ кДж/моль, а энтальпия сублимации (атомизации) железа ($\Delta H_{\text{СЖ}}$) составляет 417,6 кДж/моль [5]. Атомная концентрация свободных атомов железа при плавлении определяется по уравнению [4]:

$$u_1 = \frac{\Delta H_{\text{ПЖ}}}{\Delta H_{\text{СЖ}}}. \quad (2)$$

Подставляя исходные данные в (2), получаем $u_1 = 3$ ат. %. Соответственно $e_1 = 97$ ат. %.

При растворении графита происходит реакция, аналогичная (1):

$$C_{\text{МК}} = e_2 C_{\text{ЭН}} + u_2 C_{\text{а}} - \Delta H_{\text{рг}}, \quad (3)$$

где $C_{\text{МК}}$ – микрокристаллы графита; $C_{\text{ЭН}}$ – элементарные нанокристаллы графита; $C_{\text{а}}$ – свободные атомы графита; e_2 и u_2 – атомные концентрации элементарных нанокристаллов и свободных атомов графита; $\Delta H_{\text{рг}}$ – молярная энтальпия растворения графита.

$\Delta H_{\text{рг}}$ равна молярной теплоте кристаллизации графита в чугуна и составляет 71,34 кДж/моль [6]. Молярная энтальпия сублимации (атомизации) графита ($\Delta H_{\text{сг}}$) равна 717,8 кДж/моль [5]. Атомная концентрация свободных атомов графита при растворении графита определяется по уравнению [4]:

$$u_2 = \frac{\Delta H_{\text{рг}}}{\Delta H_{\text{сг}}}. \quad (4)$$

Подставляя исходные данные в (4), получаем $u_2 = 10$ ат. %. Соответственно $e_2 = 90$ ат. %.

При растворении графита в жидком железе происходит взаимодействие Fe_a с C_a с образованием железо-углеродных комплексов (ЖУК). В результате микрокристаллы графита распадаются на элементарные нанокристаллы:



Элементарными ЖУК являются соединения Fe_3C . В расплаве с концентрацией углерода 9 ат. % содержатся 88,3 ат. % $\text{Fe}_{\text{ЭН}}$; 8,1 ат. % $C_{\text{ЭН}}$; 3,6 ат. % ЖУК. В жидкой стали с концентрацией углерода 2,5 ат. % находятся 94,5 ат. % $\text{Fe}_{\text{ЭН}}$; 2,0 ат. % Fe_a ; 2,25 ат. % $C_{\text{ЭН}}$; 1,0 ат. % ЖУК. Поэтому в расплаве стали с концентрацией углерода от 2,5 до 9 ат. % содержатся $\text{Fe}_{\text{ЭН}}$, $C_{\text{ЭН}}$, Fe_a и ЖУК. Тогда формирование микрокристаллов аустенита стали ($A_{\text{МКС}}$) при кристаллизации такого расплава происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы аустенита стали ($A_{\text{СНС}}$) по следующей реакции:



Затем формируются центры кристаллизации аустенита стали ($A_{\text{ЦКС}}$):



Заканчивается процесс образованием $A_{\text{МКС}}$ по реакции:



В жидкой стали с концентрацией углерода 0,8 ат. % содержатся 96,20 ат. % $\text{Fe}_{\text{ЭН}}$; 0,72 ат. % $C_{\text{ЭН}}$; 2,76 ат. % Fe_a ; 0,32 ат. % ЖУК. Поэтому в расплаве стали с концентрацией углерода до 2,5 ат. % находятся $\text{Fe}_{\text{ЭН}}$, $C_{\text{ЭН}}$, Fe_a и ЖУК. Тогда формирование микрокристаллов δ -феррита ($\Phi_{\text{МК}}$) при кристаллизации такой жидкой стали происходит следующим образом. Сначала образуются структурообразующие нанокристаллы δ -феррита ($\Phi_{\text{СН}}$) по реакции:



Затем формируются центры кристаллизации δ -феррита ($\Phi_{\text{ЦК}}$):



Заканчивается процесс образованием $\Phi_{\text{МК}}$ по реакции:



В стали с концентрацией углерода от 0,5 до 2,5 ат. % после окончания кристаллизации δ -феррита происходит перитектическая реакция. Она заключается в том, что 85 % $\Phi_{\text{МК}}$ с концентрацией углерода 0,5 ат. % реагирует с 15 % расплава с концентрацией углерода 2,5 ат. % с образованием микрокристаллов аустенита перитектической реакции ($A_{\text{МКР}}$) с концентрацией углерода 0,8 ат. % [2].

При температуре 1496 °С $\Phi_{\text{МК}}$ распадается на $\text{Fe}_{\text{ЭН}}$, $C_{\text{ЭН}}$, Fe_a и ЖУК. Эти компоненты $\Phi_{\text{МК}}$ взаимодействуют с аналогичными составляющими расплава. При этом сначала образуются структурообразующие нанокристаллы аустенита перитектической реакции ($A_{\text{СНР}}$):



Затем формируются центры кристаллизации аустенита перитектической реакции ($A_{\text{ЦКР}}$):



Заканчивается процесс образованием $A_{\text{мкр}}$ по следующей реакции:



Таким образом, кристаллизация стали является наноструктурным процессом, в котором большую роль играют нанокристаллы железа и графита, свободные атомы железа и железо-углеродные комплексы.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В.** Наноструктурная кристаллизация металлов // *Литье и металлургия*. 2021. № 2. С. 23–26.
2. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справ. / Под ред. О.А. Банных и М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1986. 440 с.
3. **Лившиц Б.Г.** Металлография: учеб. для вузов. М.: Металлургия, 1990. 236 с.
4. **Марукович Е.И., Стеценко В.Ю.** Наноструктурная теория металлических расплавов // *Литье и металлургия*. 2020. № 3. С. 7–9.
5. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 660 с.
6. **Захарченко Э.В., Левченко Ю.Н., Горенко В.Г. и др.** Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом. Киев: Наукова думка, 1986. 248 с.

REFERENCES

1. **Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Nanostrukturnaya kristallizatsiya metallov [Nanostructured crystallization of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 23–26.
2. *Diagrammy sostoyaniya dvojnyh i mnogokomponentnyh sistem na osnove zheleza: Spravochnik* [Status diagrams of dual and multi-component iron-based systems: Reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 440 p.
3. **Livshic B. G.** *Metallografiya* [Metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990, 236 p.
4. **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.
5. *Svoystva elementov. CH. 1. Fizicheskie svoystva: Spravochnik* [Item Properties. Part 1. Physical Properties: Reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 660 p.
6. **Zaharchenko E. V., Levchenko Yu. N., Gorenko V. G. i dr.** *Otlivki iz chuguna s sharovidnym i vermikulyarnym grafitom* [Cast iron castings with spherical and vermicular graphite]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1986, 248 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-34-39>
УДК 658.567.1

Поступила 09.05.2022
Received 09.05.2022

ИССЛЕДОВАНИЕ И ПЕРЕРАБОТКА ПЫЛИ ДРОБЕОЧИСТКИ

С.Л. РОВИН, В.А. ШЕЙНЕРТ, С.В. ГРИГОРЬЕВ, Е.В. ТЕЛЕШОВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: rovin@bntu.by

Дисперсные железосодержащие отходы составляют львиную долю твердых технологических отходов машиностроительных предприятий. Большая часть этих отходов по-прежнему вывозится и захоранивается на промышленных полигонах, при этом не только теряется значительное количество металла, но и наносится серьезный ущерб окружающей среде. В то же время современный уровень техники и технологий, в частности, разработанные белорусскими учеными технологии рециклинга дисперсных металлоотходов, позволяют эффективно и рентабельно извлекать металлы из большей части образующихся отходов. В данной статье представлены результаты исследования пыли дробеочистки отливок, образующейся в стале- и чугунолитейных цехах, и предложения по ее переработке и рециклингу содержащегося в ней металла.

Ключевые слова. Дисперсные железосодержащие отходы, машиностроительные предприятия, рециклинг, пыль дробеочистки отливок, защита окружающей среды.

Для цитирования. Ровин, С.Л. Исследование и переработка пыли дробеочистки / С.Л. Ровин, В.А. Шейнерт, С.В. Григорьев, Е.В. Телешова // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 34–39. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-34-39>.

RESEARCH AND PROCESSING OF SHOT BLASTING DUST

S.L. ROVIN, V.A. SHEINERT, S.V. GRIGORIEV, E.V. TELESHOVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: rovin@bntu.by

Dispersed iron-containing waste makes up the lion's share of solid technological waste of machine-building enterprises. Most of this waste is still exported and buried in industrial landfills, while not only losing a significant amount of metal, but also causing serious damage to the environment. At the same time, the modern state of technology and technologies, in particular, technologies developed by Belarusian scientists for recycling dispersed metal waste, make it possible to efficiently and cost-effectively extract metals from most of the generated waste. This article presents the results of a study of the dust of shot-blasting cleaning of castings formed in steel and iron foundries, and proposals for its processing and recycling of the metal contained in it.

Keywords. Dispersed iron-containing waste, machine-building enterprises, recycling, dust of shot-blasting cleaning of castings, environmental protection.

For citation. Rovin S. L., Sheinert V. A., Grigoriev S. V., Teleshova E. V. Research and processing of shot blasting dust. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 34–39. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-34-39>.

Введение

Металлосодержащие отходы – шлаки, скрап, аспирационные пыли процессов дробеочистки и абразивной зачистки отливок, окалина термообработки отливок, шламы и стружка участков механической обработки наряду с отходами формовочных смесей являются самыми крупнотоннажными твердыми отходами литейных цехов машиностроительных предприятий. Их количество достигает 10–15% от объема производства отливок в чугунолитейных и 15–25% в сталелитейных цехах. Эти отходы представляют собой весьма разнородные материалы как по составу, так и по относительному количеству и состоянию содержащегося в них металла. Так, в скрапе магнитной сепарации формовочных смесей содержание металла составляет около 70–85%, причем на 90–95% – это металлические включения размером от 2–3 до 50–100 мм. В шлаке плавильных печей содержится от 10–15 до 25–30% металла как в виде металлических включений (60–70%), так и в виде соединений (до 30–40% железа в виде оксидов, ферритов, фаялитов и т.п.). В окалине нагревательных печей, где осуществляется термообработка отливок, железо находится в виде оксидов (в основном FeO и Fe₂O₃) и его содержание составляет около 70% [1–3].

Рециклинг этих дисперсных железосодержащих отходов в отличие от брака отливок, литниково-питающих систем, крупнокускового скрапа и сливов является весьма трудоемкой задачей, решение которой традиционными методами на имеющемся в большинстве литейных цехов оборудовании практически невозможно. Основные причины такой ситуации – разнородность образующихся отходов, большое количество примесей и нестабильность их состава, и главное непригодность традиционных плавильных агрегатов к работе на высокодисперсной шихте, тем более содержащей оксиды металла. Поэтому фактически из перечисленных отходов в производство возвращается лишь стружка и мелкий скрап и то лишь частично (около 50–60 % от объемов их образования [4]), остальные отходы практически в полном объеме уходят в отвалы и вывозятся на полигоны промышленных отходов. При этом не только безвозвратно теряется от 50 до 100 кг металла на каждую тонну произведенных отливок, но и усугубляется неблагоприятная экологическая обстановка вокруг машиностроительных и металлообрабатывающих предприятий. В то же время современный уровень технологий и последние разработки белорусских ученых в области малотоннажного рециклинга позволяют эффективно и рентабельно извлекать металл практически из всех перечисленных выше материалов.

Предлагаемые технологии основаны на применении ротационных наклоняющихся печей (РНП) нового поколения с управляемым составом печной атмосферы, которые позволяют вести эффективную обработку (безокислительный нагрев, твердофазное восстановление, расплавление и т.п.) дисперсных материалов с размерами частиц вплоть до 10–20 мкм практически без их предварительной подготовки (без удаления влаги, масел и других загрязнений) и брикетирования, что обеспечивает рентабельность процесса даже при небольших объемах образования металлоотходов и их значительной разнородности [5].

Это однако не означает, что все перечисленные отходы могут перерабатываться одновременно, совместно и при одинаковых режимах. Рациональный подход к их рециклингу предполагает тщательное исследование их характеристик (химического и гранулометрического состава, структуры, реологических свойств и др.), при необходимости – удаление балласта (обогащение) и выбор оптимальных режимов обработки.

В настоящей статье представлены результаты исследования и варианты организации рентабельного рециклинга металла, содержащегося в пыли дробеочистки чугунов и стальных отливок. Образцы пыли отбирали в чугунолитейных и сталелитейных цехах ОАО «МТЗ», где основным процессом изготовления отливок является литье в разовые формы из единых песчано-глинистых смесей. Исследования проводили с использованием лабораторной базы, аналитического и испытательного оборудования механико-технологического факультета БНТУ.

Методы исследования и использованное аналитическое оборудование

Пробы пыли дробеочистки усредняли, затем определяли их насыпную массу. Методом сушки до постоянной массы при температуре 110 ± 5 °С определяли их влажность. Потери при прокаливании находили по потере массы навески после ее нагрева и выдержки течение 30 мин при температуре 900 °С в печи SNOL 6,7/1300. Для определения гранулометрического состава проводили сухой рассев материала на виброситах с размером ячеек от 0,05 до 2,5 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 23409.24-78 «Пески и смеси формовочные. Методы определения гранулометрического состава, модуля мелкости и среднего размера зерна песчаной основы». Разделение на магнитную и немагнитную части осуществляли с использованием постоянного магнита.

Определение элементного состава металлоотходов проводили при помощи энергодисперсионного спектрометра INCA-350. Структуру изучали на сканирующем электронном микроскопе Vega Tescan. Фазовый состав исследовали с помощью дифрактометра ДРОН-3. Металлургический выход из исследуемой пыли определяли безокислительным переплавом в графитовом тигле в лабораторной высокочастотной индукционной установке ИМ 30-8-50 (рис. 1). Плавку проводили на частотах 10 000–12 000 Гц, для предотвращения окисления на поверхность материала подавали дробленый уголь (до 3 % от массы шихты), для снижения вязкости шлака использовали плавиковый шпат (до 2 % от массы шихты).

Результаты исследований

Пыль дробеочистки отливок представляет собой смесь остатков формовочных материалов и металлической пыли, образующейся в результате разрушения дробы и абразивно-ударного воздействия на поверхность отливок (рис. 2, а).

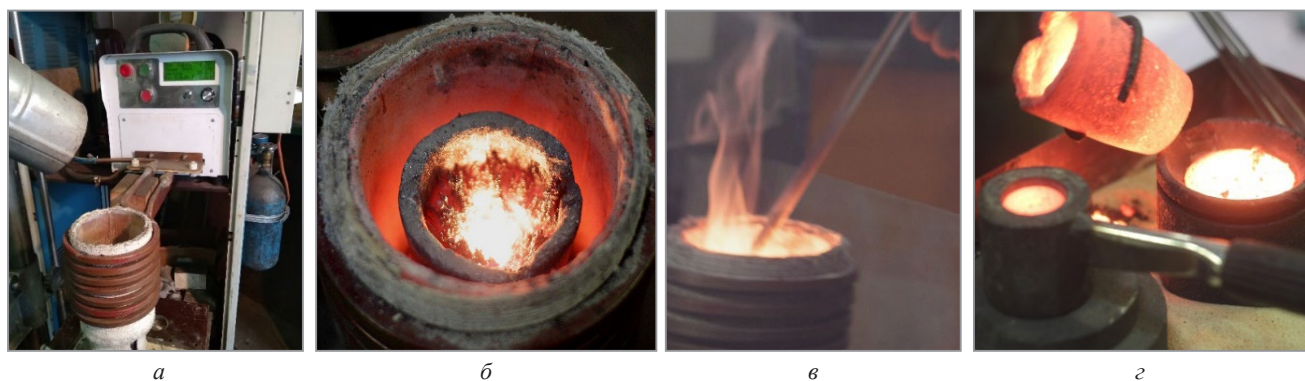


Рис. 1. Лабораторная высокочастотная индукционная установка ИИМ 30-8-50:

а – общий вид установки; *б* – расплавление шихты; *в* – перемешивание расплава; *г* – разливка полученного расплава

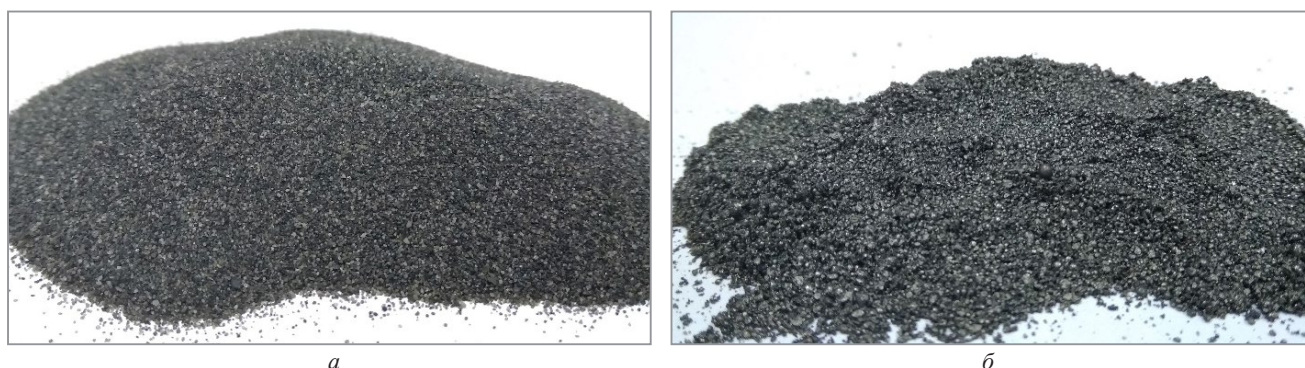


Рис. 2. Пыль дробеочистки отливок: *а* – исходная; *б* – после отделения немагнитной части

Как показали исследования фазового состава, выполненные на дифрактометре ДРОН-3, основную долю пыли дробеочистки составляют диоксид кремния (SiO_2) – около 73 % и металлосодержащая пыль ($\text{Fe}_{\text{мет}}$) ~ 22 %, количество прочих компонентов не превышает 5 %, в том числе глинозем (Al_2O_3) ~ 3 %, сажа и угольная пыль ~ 1,0–1,5 %. Средняя влажность пыли составила 0,05 %, потери при прокаливании – до 1 %.

Ситовый анализ показал, что более 60 мас. % пыли дробеочистки составляют частицы с размерами от 0,2 до 1,0 мм. Результаты исследования гранулометрического состава пыли дробеочистки представлены на рис. 3.

Разделение пыли дробеочистки на магнитную (железосодержащую) и немагнитную части позволило отмагнитить около 50–53 % материала (см. рис. 2, б). При этом насыпная плотность исходной пыли составила ~ 2050 кг/м³, омагниченной части – ~ 3750 кг/м³, а немагнитного отсева – около 1475 кг/м³.

Результаты структурного и элементного анализа магнитной и немагнитной частей пыли дробеочистки, выполненного с помощью электронного микроскопа Vega Tescan и энергодисперсионного спектрометра INCA-350, представлены на рис. 4, 5.

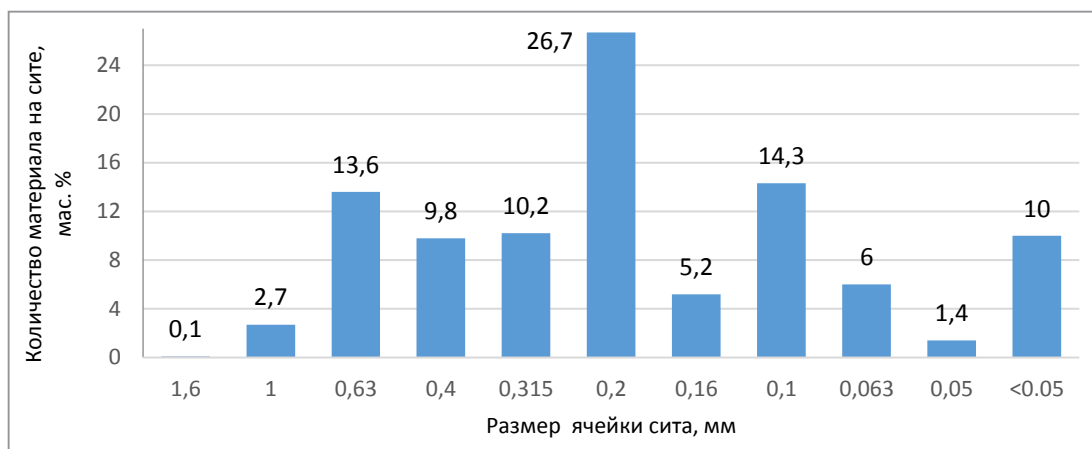


Рис. 3. Гранулометрический состав пыли дробеочистки

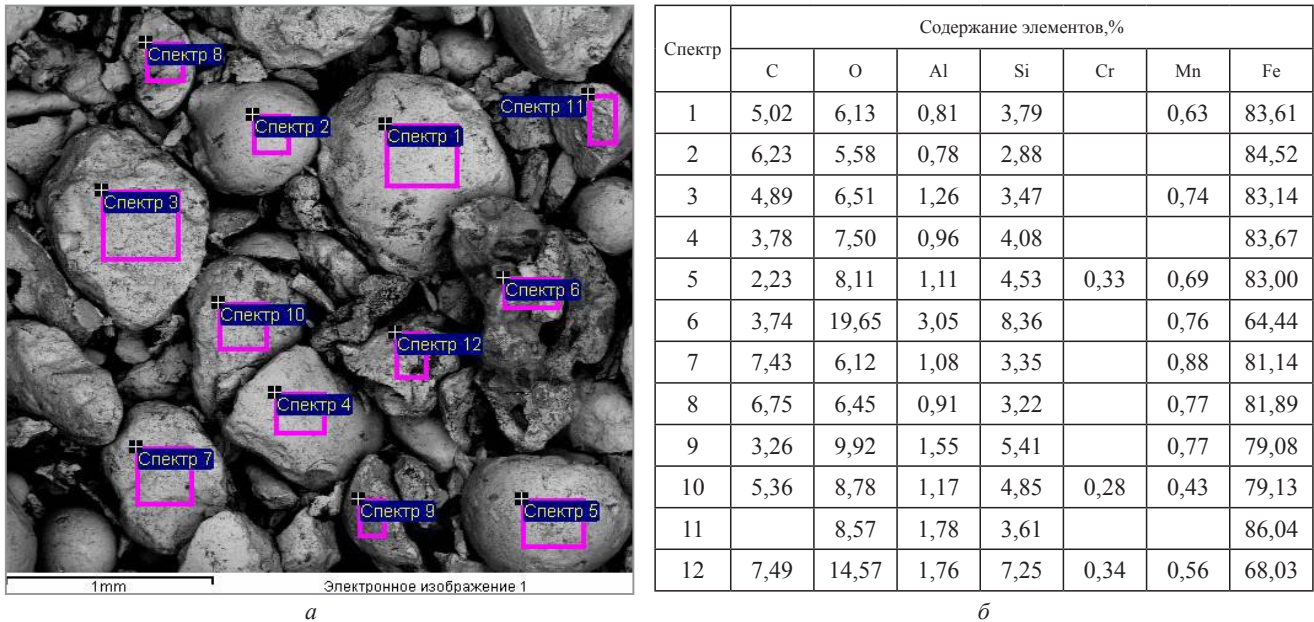


Рис. 4. Структура (а) и элементный состав частиц (б) омагниченной пыли дробеочистки

Анализ омагниченной части пыли дробеочистки показал, что наряду с частицами, которые в основном состоят из металла (частицы 1, 2, 3, 4, 5, 11, содержащие более 83 % железа), присутствуют частицы, где содержание железа ниже 70 % (частицы 6, 12), это может говорить о том, что железо в них присутствует в основном в виде оксидов. Причем следует отметить, что частиц с низким содержанием железа больше среди элементов с размерами меньше 0,2 мм. Такой вывод подтвердили и дальнейшие исследования фазового состава пыли, разделенной на магнитную и немагнитную части, и определение металлургического выхода, проведенное на различных фракциях омагниченного материала. Усредненный элементный состав пыли дробеочистки после омагничивания приведен ниже.

Наименование	Содержание элементов, %										
Пыль дробеочистки (магнитная часть)	O	Si	Fe	Mn	Al	S	P	C	Cr	Cu	Прочее
	7,72	4,4	80,8	0,75	1,62	0,12	0,09	3,6	0,3	0,1	≤ 0,5

Размеры частиц немагнитной части пыли дробеочистки заметно меньше частиц, составляющих магнитную часть материала, при этом частицы с высоким содержанием железа среди них встречаются крайне редко (около 5–6%), в тех же частицах, где железо обнаруживается, его содержание не превышает 20–30 % (рис. 5).

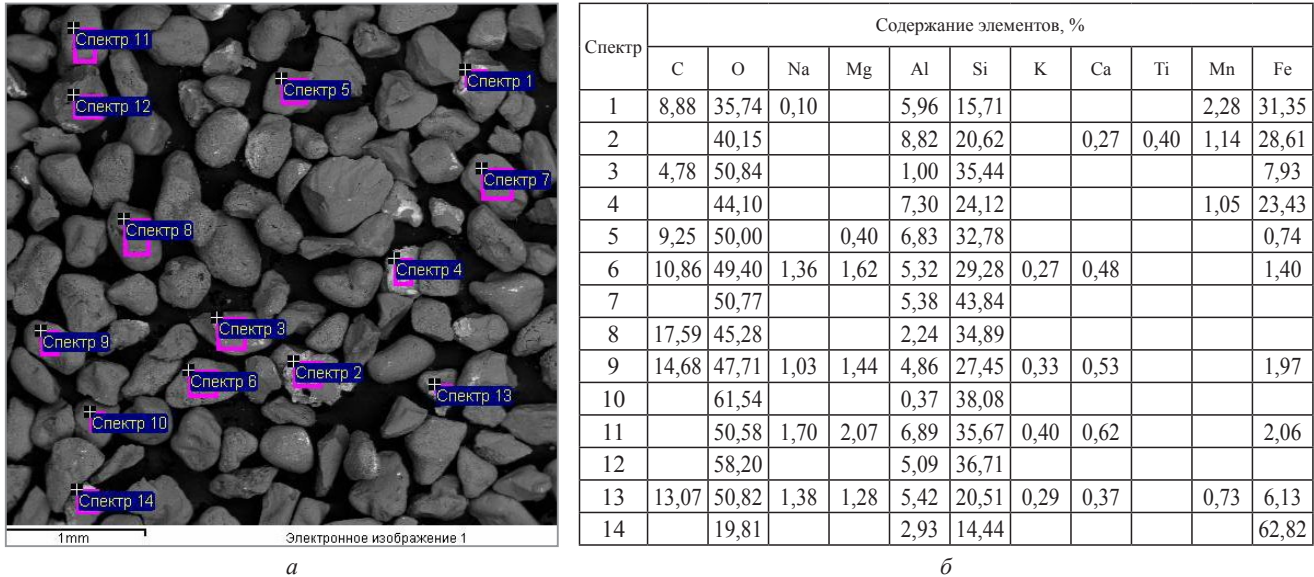


Рис. 5. Структура (а) и элементный состав частиц (б) немагнитной части пыли дробеочистки

Для оценки распределения железосодержащей части пыли по фракциям было выполнено ее омагничивание на наиболее характерных ситах: 0,315+; 0,2; 0,2- (рис. 6.). Из полученных данных следует, что самое большое количество магнитных частиц имеет размеры $\geq 0,315$ мм: почти 93 % материала этой фракции хорошо магнитится, что составляет около 67 % от общего количества омагничиваемой пыли дробеочистки.

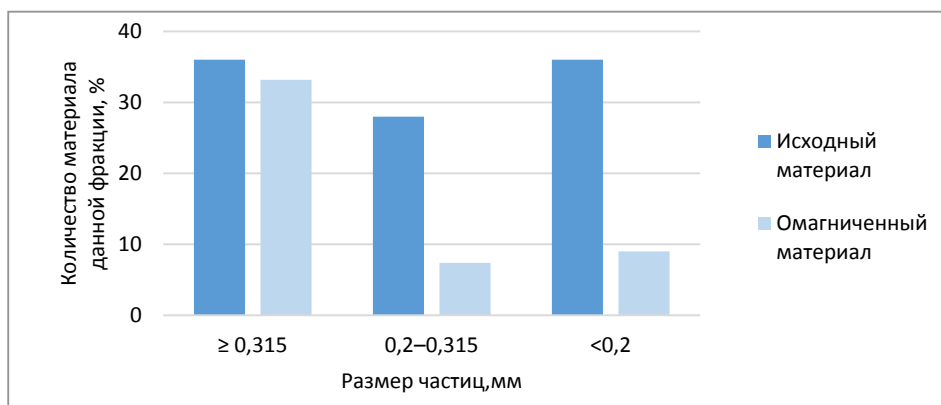


Рис. 6. Распределение омагничиваемой части пыли дробеочистки по фракциям

Как показал фазовый анализ, основной составляющей немагнитной части пыли дробеочистки является SiO_2 (до 90–93 %). В омагниченной части пыли железо ($\text{Fe}_{\text{общ}}$) составляет 75 % и более, при этом его состояние сильно отличается в зависимости от фракции: в материале с размером частиц $\geq 0,315$ мм – это в основном металл, в зависимости от материала применяемой дробы либо чугун, либо сталь; в материале с размером частиц менее 0,2 мм – в основном оксиды железа (FeO и Fe_2O_3). Это соответствует данным спектрального анализа отдельных частиц материала (см. рис. 4).

При переплаве омагниченной части пыли с размером частиц $\geq 0,315$ мм в лабораторной высокочастотной установке металлургический выход составил около 92 %, при переплавке омагниченного материала с размером частиц менее 0,315 мм – около 32 %. Полученные результаты хорошо коррелируются с данными фазового анализа.

Выводы

Исследования показали, что наиболее рациональной схемой рециклинга пыли дробеочистки отливок является следующая: сбор пыли (желательно отдельный, в зависимости от используемой дробы); отсев фракции с размером частиц $\geq 0,315$ мм; омагничивание этой фракции; переплав полученной омагниченной части пыли в РНП; доводка полученного в РНП расплава в имеющихся электроплавильных печах (наиболее рациональным вариантом является использование индукционных тигельных или канальных миксеров) – дуплекс-процесс.

Процесс плавки дисперсных металлических отходов в РНП включает в себя загрузку исходных материалов – металлотов, восстановителя (коксов, отсева угля, антрацита и т. п.) до 4–6 % и флюсов (известняк, доломит) – около 5–6 % от массы металлотов; безокислительный нагрев (при сжигании топлива с недостатком окислителя в присутствии твердого восстановителя) до температуры 1100–1200 °С; расплавление шихты путем повышения температуры за счет обогащения дутья кислородом (до 27–28 %); выдержку расплава до прекращения кипа, сквашивание шлака и слив расплава в передаточный ковш. Весь процесс плавки дисперсных металлических отходов занимает в РНП не более 40–45 мин, при этом угар металла не превышает 1,5–2,5 %, включая потери с шлаком [6].

Реализация представленной выше схемы рециклинга пыли дробеочистки чугуна и стального литья на Минском тракторном заводе, где ежегодно образуется около 3000 т таких отходов, позволит предприятию получить дополнительно около 500 т металла при снижении его себестоимости не менее чем в 4 раза.

Внедрение технологий малотоннажного рециклинга дисперсных металлоотходов с применением ротационных наклоняющихся печей позволит значительно глубже перерабатывать отходы такого рода, дополнительно возвращая в производство до 100 кг металла на каждую тонну произведенных отливок, и на 20–30 % снизить общее количество вывозимых из литейных цехов твердых отходов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Кабанов, Ю. А.** Извлечение и подготовка к использованию скрапа из отвальных сталеплавильных шлаков / Ю. А. Кабанов, О. А. Столярский, Е. Н. Агапеев // *Металлург*. 2006. № 1. С. 80–81.
2. **Сафронов, Н. Н.** Основы теории и технологии утилизации дисперсных отходов машиностроения в производстве фасонных отливок из черных металлов: Автореф. дис. ... д-р техн. наук. М., 2000. 32 с.
3. **Урбанович, Н. И.** Анализ состава и технологий переработки дисперсных железосодержащих отходов / Н. И. Урбанович, С. В. Корнеев, В. И. Волосатиков, Д. О. Комаров // *Литье и металлургия*. 2021. № 4. С. 66–69.
4. **Дьяконов, О. М.** Комплексная переработка стружки и металлосодержащих шламов / О. М. Дьяконов. Минск: Технология, 2012. 262 с.
5. **Ровин, С. Л.** Рециклинг металлоотходов в ротационных печах / С. Л. Ровин. Минск: БНТУ, 2015. 382 с.
6. **Ровин, С. Л.** Применение ротационных печей для плавки черных сплавов / С. Л. Ровин, Л. Е. Ровин, И. С. Насевич // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 9–13.

REFERENCES

1. **Kabanov Y.A., Stolyarskij O.A., Agapeev E.N.** Izvlechenie i podgotovka k ispol'zovaniyu skrapa iz otval'ny'x staleplavil'ny'x shlakov [Extraction and preparation for use of scrap from dump steelmaking slags] *Metallurg = Metallurgist*, 2006, no. 1, pp. 80–81.
2. **Safronov N.N.** *Osnovy teorii i tekhnologii utilizacii dispersnyh othodov mashinostroeniya v proizvodstve fasonnyh otlivok iz chernyh metallov. Diss. dokt. tehn. nauk* [Fundamentals of the theory and technology of utilization of dispersed mechanical engineering waste in the production of shaped castings from ferrous metals. Dr. tech. sci. diss.]. Moscow, 2000, 32 p.
3. **Urbanovich N.I., Korneev S.V., Volosatikov V.I., Komarov D.O.** Analiz sostava i texnologij pererabotki dispersny'x zhelezosoderzhashhix otxodov [Analysis of the composition and processing technologies of dispersed iron-containing waste] *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 66–69.
4. **D'yakonov O.M.** *Kompleksnaya pererabotka struzhki i metallosoderzhashhix shlamov* [Complex processing of chips and metal-containing slurries]. Minsk, Texnologiya Publ., 2012, 262 p.
5. **Rovin S.L.** *Recikling metallootxodov v rotacionnyh pechah* [Recycling of metal waste in rotary kilns]. Minsk, BNTU Publ., 2015, 382 p.
6. **Rovin S.L., Rovin L.E., Nasevich I.S.** Primenenye rotacionnyh pechej dlja plavki chernyh splavov [Analysis of the composition and processing technologies of dispersed iron-containing waste] *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 1, pp. 9–13.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-40-43>
УДК 669.054.8

Поступила 13.04.2022
Received 13.04.2022

НОРМЫ РАСХОДА МЕТАЛЛА В ПРОКАТНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

С. А. КАШКО, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: mn.onr@bmz.gomel.by. Тел.: +375-2334-55841

Под нормированием материальных ресурсов понимается процесс определения величины их расхода, необходимой для оптимального протекания производственного процесса. Нормативная база включает в себя совокупность норм и нормативов, применяемых на предприятии для плановых и аналитических целей. Норма расхода – максимально допустимое плановое количество сырья, материалов на производство единицы продукции (работы) установленного качества в планируемых условиях производства. Норматив расхода – удельный расход сырья или материалов, отнесенные на единицу массы, площади, длины, объема, который является составляющей норм расхода. Многоаспектность технологических процессов, а также многонаправленность применения норм расхода определяют их классификацию по степени укрупнения объекта нормирования (индивидуальные; групповые); степени укрупнения номенклатуры материалов (специфированные в номенклатуре для производства; сводные для однородных видов сырья, материалов на производство изделия или номенклатурной группы изделий); периоду действия. В данной статье представлены алгоритмы расчета индивидуальных специфированных норм расхода металла при производстве проката на прокатном стане 370/150 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

Ключевые слова. Норма расхода, индивидуальная норма расхода, специфицированная норма расхода.

Для цитирования. Кашко, С. А. Нормы расхода металла в прокатном производстве / С. А. Кашко // *Литье и металлургия*. 2022. № 2. С. 40–43. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-40-43>.

METAL CONSUMPTION RATES IN ROLLING PRODUCTION

S. A. KASHKO, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: mn.onr@bmz.gomel.by. Tel.: +375-2334-55841

The rationing of material resources is understood as the process of determining the amount of their consumption necessary for the normal production process. The regulatory framework includes a set of norms and standards applied at the enterprise for planning and analytical purposes. The consumption rate is the maximum permitted planned amount of raw materials, materials for the production of a unit of production (work) of established quality in the planned production conditions. The consumption standard is the specific consumption of raw materials or materials attributed to a unit of mass, area, length, volume, which is a component of the consumption standards. The multidimensional nature of technological processes, as well as the multidirectional application of consumption standards determine their classification by the degree of enlargement of the object of rationing (individual; group); by the degree of enlargement of the nomenclature of materials (specific in the nomenclature for production; consolidated for homogeneous types of raw materials, materials for the production of a product or a nomenclature group of products); period of validity. This article presents methods for calculating individual specific metal consumption rates in the production of rolled products at the rolling mill 370/150 of OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC».

Keywords. Consumption rate, individual consumption rate, specified consumption rate.

For citation. Kashko S. A. Metal consumption rates in rolling production. *Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 40–43. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-40-43>.

Под нормой расхода в прокатном производстве понимают максимально допустимые плановые расходы материалов (непрерывнолитых заготовок), которые используются для производства готового проката (катанки, арматуры в бухтах, сортового проката в прутках и других видов продукции). Основными методами разработки норм расхода ресурсов в сортопрокатном производстве являются расчетно-аналитический, опытный и статистический. Расчетно-аналитический метод предусматривает определение норм расхода материалов в соответствии с установленной структурой норм на основе прогрессивных показателей использования ресурсов в производстве. При данном методе полезный расход материалов на производство продукции устанавливается по данным технологической документации, чертежам, а отходы и потери – на основе научно обоснованных нормативов или путем прямого расчета, по чертежам и т. д. При этом следует учитывать результаты анализа производственных условий потребления материалов, технологические, конструкторские и организационные мероприятия, обеспечивающие наиболее

рациональное и эффективное их использование в производстве продукции, повышение ее качества, передовые приемы и методы работы в области использования и экономии сырья и материалов. На расход металла при производстве проката влияют масса заготовки, сортамент, состав и состояние оборудования, конструкция нагревательных печей и используемое топливо, способ охлаждения, наличие зачистных средств и др. В связи с этим нормы расхода металла при производстве проката на разных прокатных станах, технологических участках – линиях производства изменяются в широких диапазонах. В статье представлены алгоритмы расчетов норм расхода металла при производстве проката на прокатном стане 370/150 на линиях катанки и Гаррета, на линии сортового проката в прутках (ГОСТ 14.3222-83).

Алгоритм расчета норм расхода металла при производстве проката в бухтах на линиях катанки и Гаррета на стане 370/150

1. Расчет норм расхода металла при производстве проката на линиях катанки и Гаррета:

$$P_k = M_{\text{заг.}} / M_{\text{годн.}} \cdot 10^3, \quad (1)$$

где P_k – норма расхода металла при производстве проката на линиях катанки и Гаррета, кг/т; $M_{\text{заг.}}$ – масса непрерывнолитой заготовки на посадке, т; $M_{\text{годн.}}$ – масса годного проката, т

Для определения массы годного проката необходимо найти массу технологических отходов.

2. Теоретический расчет массы технологических отходов

Технологические отходы, согласно установленной технологии, включает в себя окалину, снятую с поверхности непрерывнолитых заготовок на дробеструйной установке и пыль после зачистки на шлифовальном станке (при наличии специфицированных требований в контрактах); угар и окалину, образующуюся в нагревательной печи стана, на что устанавливается норма образования угара ($P_{\text{Кугара}}$) (в том числе окалины), которая может изменяться исходя из фактических данных, балансовых плавок; технологическую обрезь, полученную на стане.

- 2.1. Расчет массы угара:

$$M_{\text{угара}} = M_{\text{заг.}} \cdot P_{\text{Кугара}} \cdot 10^{-3}, \quad (2)$$

где $M_{\text{угара}}$ – масса угара, т;

$M_{\text{заг.}}$ – масса заготовки на посадке, т;

$P_{\text{Кугара}}$ – норма образования угара, кг/т.

- 2.2. Расчет массы обрезки:

$$M_{\text{обр.}} = \sum M_{i \text{ обр.}} + M_{\text{деф.}}, \quad (3)$$

где $M_{\text{обр.}}$ – масса обрезки на стане, т;

$M_{i \text{ обр.}}$ – масса обрезки переднего и заднего концов на ножницах за i -й клетью, т;

$M_{\text{деф.}}$ – масса дефектных витков, образующихся на виткообразователе, т.

- 2.2.1. Расчет массы обрезки переднего и заднего конца на ножницах за i -й клетью:

$$M_{i \text{ обр.}} = (L_{i \text{ п.к.}} + L_{i \text{ з.к.}}) \cdot F_i \cdot \rho \cdot 10^{-3}, \quad (4)$$

где $M_{i \text{ обр.}}$ – масса обрезки переднего и заднего концов на ножницах за i -й клетью, т;

$L_{i \text{ п.к.}}$ – длина обрезки переднего конца на ножницах за i -й клетью, м;

$L_{i \text{ з.к.}}$ – длина обрезки заднего конца на ножницах за i -й клетью, м;

F_i – площадь поперечного сечения за i -й клетью, м²;

ρ – плотность стали, кг/м³.

- 2.2.2. Расчет массы дефектных концов:

$$M_{\text{деф.}} = D \cdot \pi \cdot n \cdot F_i \cdot \rho \cdot 10^{-3}, \quad (5)$$

где $M_{\text{деф.}}$ – масса дефектных концов, т;

D – диаметр образующегося витка на виткообразователе, мм;

n – количество витков;

F_i – площадь поперечного сечения проката на виткообразователе, м²;

ρ – плотность стали, кг/м³.

3. Расчет массы годного проката:

$$M_{\text{годн}} = M_{\text{заг.}} - M_{\text{обр.}} - M_{\text{угара}} \quad (6)$$

где $M_{\text{годн}}$ – масса годного проката, т;

$M_{\text{заг.}}$ – масса заготовки, т;

$M_{\text{обр.}}$ – масса обрезки на стане, т;

$M_{\text{угара}}$ – масса угара металла в печи, т.

**Алгоритм расчета норм расхода металла при производстве проката
на линии сортового проката на стане 370/150**

1. Расчет норм расхода при производстве проката на линии сортового проката:

$$P_{\text{к}} = M_{\text{заг.}} / M_{\text{годн}} \cdot 10^3, \quad (7)$$

где $P_{\text{к}}$ – норма расхода при производстве проката на линии сортового проката, кг/т;

$M_{\text{заг.}}$ – масса непрерывнолитой заготовки на посадке, т;

$M_{\text{годн.}}$ – масса годного проката, т.

Для определения массы годного проката необходимо найти массу технологических отходов.

2. Теоретический расчет массы технологических отходов:

Технологические отходы, согласно установленной технологии, включают в себя окалину, снятую с поверхности непрерывнолитых заготовок на дробеструйной установке, и пыль после зачистки на шлифовальном станке (при наличии специфированных требований в контрактах); угар и окалину, образующуюся в нагревательной печи стана, на что устанавливается норма образования угара ($P_{\text{Кугара}}$) (в том числе окалины), которая может изменяться исходя из фактических данных, балансовых плавов; технологическую обрезь, полученную на стане.

2.1. Расчет массы угара:

$$M_{\text{угара}} = M_{\text{заг.}} \cdot P_{\text{Кугара}} \cdot 10^{-3}, \quad (8)$$

где $M_{\text{угара}}$ – масса угара, т;

$M_{\text{заг.}}$ – масса заготовки на посадке, т;

$P_{\text{Кугара}}$ – норма образования угара, кг/т.

2.2. Расчет массы обрезки перед рольгангом на холодильнике:

$$M_{\text{обр.}} = \sum M_{i \text{ обр.}}, \quad (9)$$

где $M_{\text{обр.}}$ – масса обрезки на стане, т;

$M_{i \text{ обр.}}$ – масса обрезки переднего и заднего концов на ножницах за i -й клетью, т.

2.2.1. Масса обрезки переднего и заднего конца на ножницах за i -й клетью:

$$M_{i \text{ обр.}} = (L_{i \text{ п.к.}} + L_{i \text{ з.к.}}) \cdot F_i \cdot \rho \cdot 10^{-3}, \quad (10)$$

где $M_{i \text{ обр.}}$ – масса обрезки переднего и заднего концов на ножницах за i -й клетью, т;

$L_{i \text{ п.к.}}, L_{i \text{ з.к.}}$ – соответственно длина обрезки переднего и заднего концов на ножницах за i -й клетью, м;

F_i – площадь поперечного сечения за i -й клетью, м²;

ρ – плотность стали, кг/м³.

3. Расчет массы годного проката.

Для определения массы годного проката необходимо найти оптимальный раскрой проката на холодильнике, длины обрезки на ножницах пилы холодной резки, длины первого и последующих (промежуточных) резов раската, длину обрезки последнего реза.

3.1. Определяем общую длину раската:

$$L_{\text{раската}} = (M_{\text{заг.}} - M_{\text{обр.}} - M_{\text{угара}}) / M_{\text{п.м. пр.}} \cdot 10^{-3}, \quad (11)$$

где $L_{\text{раската}}$ – общая длина раската, м;

$M_{\text{заг.}}$ – масса непрерывнолитой заготовки на посадке, т;

$M_{\text{обр.}}$ – масса обрезки перед рольгангом на холодильнике, т;
 $M_{\text{угара}}$ – масса угара, т;
 $M_{\text{заг.}}$ – масса заготовки на посадке, т;
 $M_{\text{п.м. пр.}}$ – масса 1 п.м проката, которая выбирается по соответствующему стандарту на прокатываемый вид продукции, кг/п.м.

3.2. Определяем длину штанг, вышедших на холодильник, исходя из кратности порезки на мерные длины ножницами холодной резки и общей длины раската с учетом ограничения по длине раскроя на холодильнике:

$$L_{\text{шт.}} = L_{\text{зак.}} \cdot n + L_{\text{пер.}} + L_{\text{рез.}} (n+1), \quad (12)$$

где $L_{\text{шт.}}$ – длина штанг, вышедших на холодильник, м;
 $L_{\text{зак.}}$ – длина прутков (принимается в соответствии с заказными длинами по контрактам), м;
 n – количество мерных длин в штанге;
 $L_{\text{пер.}}$ – длина переднего конца перед раскромом на мерные длины, м;
 $L_{\text{рез.}}$ – толщина реза, которая учитывается на больших профилеразмерах, м.

3.3. Определяем количество штанг:

$$N = L_{\text{раската}} / L_{\text{шт.}}, \quad (13)$$

где N – количество штанг, шт.;
 $L_{\text{раската}}$ – длина раската, м;
 $L_{\text{шт.}}$ – длина штанг, вышедших на холодильник, м.

3.4. Для определения длины последней штанги полученное количество штанг N приводим к кратному числу K .

3.5. Определяем длину раската, соответствующую кратному количеству и длинам штанг:

$$L_{\text{К.раската}} = L_{\text{шт.}} \cdot K, \quad (14)$$

где $L_{\text{К.раската}}$ – длина раската, м;
 K – кратное число штанг, шт.

3.6. Определяем длину обрезки конца последней штанги, которая при заданных параметрах также может быть немерной длиной и допускается при формировании пакетов в определенном количестве по требованию контрактов:

$$L_{\text{обр.з.к.}} = L_{\text{раската}} - L_{\text{К.раската}}, \quad (15)$$

где $L_{\text{обр.з.к.}}$ – длина обрезки конца последней штанги, м;
 $L_{\text{раската}}$ – длина раската, м;
 $L_{\text{К.раската}}$ – длина раската, соответствующая кратному количеству и длинам штанг, м.

3.7. Расчет массы годного раската:

$$M_{\text{годн.}} = (L_{\text{зак.}} \cdot n \cdot K) \cdot M_{\text{п.м. пр.}} \cdot 10^{-3}, \quad (16)$$

где $M_{\text{годн.}}$ – масса годного проката, т;
 $L_{\text{зак.}}$ – заказная длина прутков (принимается в соответствии с заказными длинами по контрактам), м;
 n – количество мерных длин в штанге, м;
 K – кратное число штанг, шт;
 $M_{\text{п.м. пр.}}$ – масса п. м готового сорта, кг/п.м.

Выводы

Внедрение алгоритмов расчета индивидуальных специфицированных норм расхода металла при производстве проката, пересчете в укрупненные нормы расходов в сочетании с систематическим анализом фактических данных по расходу металла позволяет своевременно осуществлять мероприятия к совершенствованию нормативной базы с целью рационального и эффективного использования материальных ресурсов.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-44-49>
УДК 669.112.33

Поступила 10.03.2022
Received 10.03.2022

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ВОЛОЧЕНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ

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

При многократном волочении низкоуглеродистой проволоки уменьшение размера зерна феррита снижает параметры деформационного упрочнения в начальной области деформаций с параболическим упрочнением и повышает в области субструктурного упрочнения при больших и сверхбольших суммарных обжатиях. Переход от больших к сверх-большим суммарным деформациям сопровождается развитием процессов динамического возврата, снижающих скорость деформационного упрочнения. Предварительное атермическое разупрочнение холоднодеформированной проволоки повышает прирост прочности при последующем волочении и может быть использовано для увеличения суммарного обжатия катанки до промежуточной термической обработки.

Ключевые слова. Размер зерна феррита, плотность дислокаций леса, расстояние между субструктурными барьерами, структурная неравномерность деформации, параметры деформационного упрочнения.

Для цитирования. Фетисов, В. П. Структурные аспекты деформационного упрочнения при многократном волочении низкоуглеродистой проволоки / В. П. Фетисов // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 44–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-44-49>.

STRUCTURAL ASPECTS OF DEFORMATION HARDENING WITH REPEATED DRAWING LOW CARBON WIRE

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

While repeated drawing of low carbon wire, a decrease in the grain size of ferrite reduces the parameters of deformation hardening in the initial field of deformations with parabolic hardening and increases in the field of substructural hardening with large and extra-large total compressions. The transition from large to super-large total deformations goes along with the development of dynamic return processes that reduce the rate of deformation hardening. Preliminary thermal softening of cold-formed wire increases the strength gain during subsequent drawing and can be used to increase the total compression of the wire rod before intermediate heat treatment.

Keywords. Ferrite grain size, forest dislocations density, distance between structural barriers, structural irregularity of deformation, parameters of deformation hardening.

For citation. Fetisov V. P. Structural aspects of deformation hardening with repeated drawing low carbon wire. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 44–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-44-49>.

Эффективность процесса волочения низкоуглеродистой проволоки во многом определяется достигнутым уровнем единичных обжатий за переход и суммарных деформаций катанки до промежуточной термической обработки. Исходя из представлений о коэффициенте запаса прочности, повышение деформируемости катанки достигается при увеличении степени деформационного упрочнения за переход и при уменьшении напряжения волочения, в том числе за счет снижения общей прочности холоднодеформированной проволоки. Поэтому анализ и выявление закономерностей деформационного упрочнения при больших и сверхбольших суммарных обжатиях являются важным этапом совершенствования и разработки новых технологических процессов многократного волочения низкоуглеродистой проволоки.

Отправным моментом может служить фундаментальное исследование структурных изменений железа при больших пластических деформациях, выполненное Лэнгфордом и Коэном [1]. Эксперименты проводили при волочении отожженной заготовки диаметром 8,0 мм с величиной зерна 30 мкм из электролитического железа вакуумного переплава, содержащего 0,007 % углерода и 0,0015 % азота. Единичное обжатие за переход составляло 20 % ($\ln \mu = 0,22$), суммарная деформация – 99,94 % ($\ln \mu = 7,42$), а скорость волочения – 1 мм/с.

Начальная стадия пластической деформации характеризуется дислокационной структурой, состоящей преимущественно из плотных клубков (сплетений дислокаций). Повышение степени деформации более $\ln \mu = 0,22$ сопровождается неравномерным распределением дислокаций, обнаруживаются четкие

признаки регулярных стенок ячеек, образовавшихся вследствие выстраивания в ряд плотных дислокационных клубков. После образования ячеистой структуры дальнейшая деформация приводит к заметному снижению расстояния между субструктурными барьерами (границами ячеек) при практически полном отсутствии дислокаций внутри ячеек.

В работе [1] выявлено неодинаковое уменьшение размеров ячеек на разных этапах деформирования: вначале темп уменьшения интенсивнее диаметра проволоки, а при деформациях $\ln\mu > 2,0$ вследствие развития процессов динамического возврата (деформационного разупрочнения) темп снижения размеров ячеек замедляется.

При больших пластических деформациях размер ячеек становится основным параметром субструктуры, определяющим деформационное упрочнение (субструктурное упрочнение). При этом отсутствие дислокаций внутри ячеек исключает возможность упрочнения по типу леса дислокаций.

Применительно к волочению низкоуглеродистой катанки недостатком работы [1] является отсутствие исследования влияния исходной величины зерна феррита на параметры деформационного упрочнения при больших суммарных обжатиях. В работах [2, 3] также рассмотрено формирование субструктуры и упрочнения при больших пластических деформациях. Однако и в них отсутствуют исследования влияния исходного размера зерна феррита на параметры деформационного упрочнения.

Целью настоящего исследования является рассмотрение показателей деформационного упрочнения в широком диапазоне суммарных обжатий при многократном волочении низкоуглеродистой проволоки в зависимости от дисперсности исходной структуры катанки и отожженной заготовки.

В табл. 1–4 представлены параметры деформационного упрочнения низкоуглеродистой проволоки в трех областях суммарных обжатий ($\ln\mu$): до 0,57–0,75 в первой области, (0,57–0,75) – 2,15 – во второй и 2,15–3,65 – в третьей области.

В первой области суммарных обжатий зависимость временного сопротивления разрыву (σ_b) от истинной степени деформации при однократном волочении $\ln\mu$ (μ – вытяжка, равная отношению квадратов диаметра проволоки до и после волочения) в двойных логарифмических координатах является прямолинейной (параболическое упрочнение), что позволяет определять показатель степени деформационного упрочнения при волочении (n_b) из выражения $\sigma_b = \sigma_b(\ln\mu)^{n_b}$, соответствующего по форме известному уравнению Холломона.

В области параболической стадии деформации, в которой природа деформационного упрочнения обусловлена взаимодействием движущихся дислокаций с лесом дислокаций (механизм пересечения дислокаций), показатель n_b возрастает с увеличением размера зерна феррита (табл. 1). Причем предварительное обжатие в пределах этой области не изменяет отмеченного влияния дисперсности структуры на показатель степени деформационного упрочнения при волочении (табл. 2). Указанный характер влияния структурного состояния предопределяется повышенной концентрацией атомов внедрения в твердом растворе с увеличением размера зерна феррита [4], что сопровождается усилением блокировки дислокаций и соответственно снижением плотности подвижных дислокаций и ростом склонности крупнозернистой стали к деформационному упрочнению.

Влияние размера зерна феррита на прирост прочности при волочении в области больших суммарных обжатий приведено в табл. 3, на скорость деформационного упрочнения в интервалах больших и сверхбольших суммарных деформаций – в табл. 4. В отличие от параболического упрочнения в области субструктурного упрочнения прирост прочности и скорость деформационного упрочнения увеличиваются с повышением дисперсности структурных составляющих в низкоуглеродистой стали.

В работе [2] отмечается, что начальный размер ячеек зависит от вида материала, наличия примесей в твердом растворе, степени дисперсности частиц второй фазы и температур деформации.

Вместе с тем, свой вклад вносит также исходная величина зерна, влияя на структурную неравномерность пластической деформации начиная с параболической стадии, когда часть зерен, наиболее благоприятно ориентированных к приложенным напряжениям, деформируется раньше остальных. В свою очередь одинаковое деформирование всех зерен, внешним проявлением которого является окончание области параболического упрочнения [5], способствует повышению структурной равномерности пластической деформации. При этом для растяжения уменьшение величины зерна смещает окончание области параболического упрочнения влево по шкале деформаций [6]. Влияние уменьшения величины зерна на повышение равномерности деформации сохраняется и для прокатки с большими суммарными деформациями [7]. Применительно к процессу многократного волочения низкоуглеродистой стали влияние размера зерна феррита на структурную равномерность пластической деформации можно проследить при контроле преимущественной ориентации структурных составляющих вдоль оси проволоки.

Таблица 1. Влияние структуры на показатель степени деформационного упрочнения при волочении n_b низкоуглеродистой катанки

Марка стали, содержание углерода, %	Температура смотки катанки в бунт, °С, размер зерна феррита, балл	Временное сопротивление разрыву катанки, Н/мм ²	n_b
Ст0м C = 0,11	800 7–8	369,8	0,21
	700 8–9	386,9	0,19
	600 10–11	492,7	0,14

Таблица 2. Влияние структуры и предварительной деформации проволоки из стали Ст0м на изменение показателя степени деформационного упрочнения при волочении n_b

Характеристика заготовки				n_b
предварительная термообработка	степень предварительной деформации, % (Iпц)	диаметр, мм	временное сопротивление разрыву, Н/мм ²	
Отжиг в протяжных печах	35 (0,43)	2,0	617,4	0,075
Отжиг в печи с роликовым подом			546,8	0,088
Отжиг в колпаковых печах			466,5	0,102

Таблица 3. Влияние многократного волочения отожженной в протяжных печах заготовки диаметром 2,5 мм на механические свойства низкоуглеродистой проволоки диаметром 1,0 мм

Характеристика заготовки			Параметры процесса волочения		Механические свойства проволоки		
марка стали, содержание углерода, %	величина зерна феррита, балл	временное сопротивление разрыву, Н/мм ²	суммарное обжатие, % (Iпц)	среднее единичное обжатие, %	временное сопротивление разрыву, Н/мм ²	число перегибов	прирост прочности при волочении, Н/мм ²
Ст0 C=0,15	10–11	396,9	84 (1,83)	23	999,6	10	602,7
	8–9	379,3			940,8	9	561,5
Ст3кп C=0,20	11	485,1	84 (1,83)	23	1078,0	12	592,9
	10	472,4			1038,8	10	566,4

Таблица 4. Параметры деформационного упрочнения при многократном волочении низкоуглеродистой стали

Марка стали, диаметр заготовки	Исходное структурное состояние	Временное сопротивление разрыву исходной заготовки, Н/мм ²	Скорость деформационного упрочнения $d_{\sigma_s}/d \text{ Iпц}$	
			область суммарных обжатий, Iпц	
			(0,57–0,75)–2,15	2,15–3,65
			A ₂	A ₃
Катанка 6,5мм, Ст0м C=0,09 % Si = 0,06 % Mn = 0,25 % P = 0,009 % S = 0,026 % Cu = 0,06 % Cr = 0,03 % Ni = 0,08 %	После ускоренного охлаждения с прокатного нагрева	343,0	18	16
	Горячекатаное	318,5	17	13
	После отжига в печи с роликовым подом	298,9	14	13
Проволока 2,5 мм, Ст0м	После отжига в печи с конденсационным нагревом	403,8	20	—
	После отжига в протяжных печах	373,4	18	—
	После отжига в колпаковых печах	303,8	17	—

Эксперименты проводили при семикратном волочении с суммарным обжатием $\ln \mu = 1,83$ термообработанной в колпаковой печи исходной заготовки диаметром 2,5 мм из стали Ст0 со следующими свойствами:

Размер зерна феррита, балл	Предел текучести, Н/мм ²	Временное сопротивление разрыву, Н/мм ²
7	240	353
8–9	291	370

Выполненный металлографический анализ феррито-перлитной структуры выявил следующие основные особенности структурных изменений.

Начиная с суммарного обжатия 18–35 % ($\ln \mu = 0,20–0,43$) зерна феррита и перлита вытягиваются вдоль оси проволоки.

При снижении размера зерна феррита преимущественная ориентация структурных составляющих вдоль оси проволоки отмечается в области меньших суммарных обжатий: балл 8–9 – полная ориентация при $Q_{\text{сум}} = 65,4$ ($\ln \mu = 1,06$); балл 7 – полная ориентация при $Q_{\text{сум}} = 75,4$ ($\ln \mu = 1,40$).

Полученное для мелкозернистой стали снижение суммарного обжатия формирования преимущественной ориентации структурных составляющих вдоль оси проволоки в сочетании с предварительным ускорением окончания области параболического упрочнения, повышая структурную равномерность пластической деформации, должны способствовать более раннему началу и последующему интенсивному уменьшению размеров ячеек по сравнению с крупнозернистой сталью.

В работе [1] переход от волочения железа к низкоуглеродистой стали сопровождается дополнительными субструктурными изменениями, влияющими на параметры деформационного упрочнения. Повышение прочности низкоуглеродистой стали и применение реальных скоростей при непрерывной многократной деформации вызывают рост температуры волочения и усиление блокировки дислокаций атомами внедрения при развитии процессов деформационного старения, что обеспечивает увеличение плотности дислокаций внутри ячеек в феррите, причем в большей степени для мелкозернистой стали.

Таким образом, можно считать, что повышение для мелкозернистой стали скорости деформационного упрочнения в области больших пластических деформаций обусловлено более существенным субструктурным упрочнением и дополнительным упрочнением по типу леса дислокаций.

Приведенные в табл. 4 экспериментальные данные свидетельствуют также, что в третьей области со сверхбольшими суммарными обжатиями наблюдается уменьшение скорости деформационного упрочнения независимо от исходного структурного состояния катанки. Полученные результаты подтверждают выводы работы [1] о влиянии развития процессов динамического возврата на изменение расстояния между субструктурными барьерами, определяющего параметры деформационного упрочнения. Перестройка дислокационной структуры при динамическом возврате, в том числе уменьшение толщины стенок ячеек при аннигиляции дислокаций [3], обеспечивает увеличение длины свободного пробега дислокаций и соответственно снижение скорости деформационного упрочнения в области сверхбольших суммарных обжатий.

Применительно к низкоуглеродистой стали ускоренное охлаждение катанки с прокатного нагрева, уменьшая потери металла в окалину, вызывает при многократном волочении снижение суммарного обжатия до промежуточной термообработки. При этом основными причинами снижения деформируемости являются структурные изменения и повышение напряжения волочения с увеличением прочностных свойств, что в сочетании с уменьшением прироста прочности при единичных обжатиях в области деформаций с затухающим упрочнением негативно сказывается на величине коэффициента запаса прочности.

Одним из технологических приемов повышения прироста прочности за переход в области суммарной деформации с пониженной скоростью деформационного упрочнения является предварительное разупрочнение проволоки с помощью дополнительной деформации с малыми степенями волочением или знакопеременным изгибом с растяжением (ЗПИР) [8]. Проведенные при многократном волочении катанки из стали Ст1кп исследования показали, что разупрочнение проволоки после дополнительной деформации с малыми степенями зависит от предварительного суммарного обжатия и вида дополнительной деформации. До суммарного обжатия 24 % наблюдается прирост временного сопротивления разрыву для дополнительной деформации волочением и ЗПИР, а начало атермического (деформационного) разупрочнения начинает проявляться при предварительном суммарном обжатии в 63,5 % для ЗПИР и в 82,8 % для дополнительной деформации волочением. Причем степень разупрочнения более существенна для деформации знакопеременным изгибом с растяжением.

В табл. 5 приведены результаты волочения катанки из стали Ст1кп на последних переходах в маршруте волочения. Применение дополнительной деформации ЗПИР позволяет повысить показатель относительного прироста прочности проволоки $Y_{\sigma_i} = (\sigma_{Bi+1} - \sigma_{Bi}) / \sigma_{Bi}$ (σ_{Bi} и σ_{Bi+1} – временное сопротивление проволоки при предыдущем и последующем переходе в маршруте волочения), являющимся одним из критериев деформируемости при волочении [9], в 4,8 раза с 0,025 до 0,12 при увеличении общего суммарного деформирования с 93,8 до 94,5 %.

Таблица 5. Параметры деформирования катанки диаметром 6,61 мм из стали Ст1кп с временным сопротивлением разрыву 360,6 Н/мм²

Суммарное обжатие при предварительном волочении, % (ln ϵ)	Временное сопротивление разрыву проволоки при предварительном волочении, Н/мм ²	Показатель Y_{σ_i} по переходам предварительного волочения	Степень единичной дополнительной деформации ЗПИР, %	Изменение временного сопротивления разрыву после дополнительной деформации, Н/мм ²	Степень деформации при последующем волочении, %	Показатель Y_{σ_i} при последующем волочении	Суммарная степень деформирования проволоки, % (ln ϵ)
91,0 (2,41)	892,9	0,034	6,0	- 85,3	30,5	0,10	94,2 (2,85)
			11,0	-71,5	30,5	0,12	94,5 (2,90)
93,8 (2,78)	915,2	0,025	—	—	—	—	93,8 (2,78)

Эксперименты показали [8], что деформация знакопеременным изгибом с растяжением при уменьшении диаметра проволоки может сопровождаться обрывностью в местах сварки проволоки в зависимости от ее предшествующего выполнения в маршруте волочения. Поэтому с технологической точки зрения дополнительную деформацию целесообразнее осуществлять совмещенным деформированием волочением и ЗПИР. Несмотря на некоторое уменьшение показателя Y_{σ_i} , совмещенное деформирование позволяет устранить возможную обрывность проволоки в местах сварки даже при предварительном обжатии в волоке на величину 3,0–5,0 %.

Выводы

1. Деформационное упрочнение при многократном волочении низкоуглеродистой проволоки с большими степенями деформации характеризуется наличием трех областей обжатий: в начальной стадии упрочнение обусловлено взаимодействием движущихся дислокаций с лесом дислокаций, а в областях больших и сверхбольших суммарных обжатий – в основном субструктурным упрочнением.
2. Влияние размера зерна феррита на параметры деформационного упрочнения различное: в области параболического упрочнения мелкое зерно снижает склонность к упрочнению, а при субструктурном – усиливает.
3. Переход при многократном волочении от больших к сверхбольшим суммарным обжатиям сопровождается снижением скорости деформационного упрочнения, что обусловлено развитием при пластической деформации процессов динамического возврата.
4. Для повышения деформируемости и суммарного обжатия до промежуточной термической обработки целесообразно осуществлять на последних переходах многократного волочения низкоуглеродистой катанки чередование процессов волочения и совмещенного деформирования с малыми степенями волочением и знакопеременным изгибом с растяжением, используя волочильные блоки стана петлевого типа по Евразийскому патенту 006670 с дополнительной установкой волокодержателя перед устройством для деформации ЗПИР.

ЛИТЕРАТУРА

1. Langford G., Cohen M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation // Trans. Amer. Soc. Met. 1969. Vol. 62. No 3. P. 623–638.
2. Embury J., Keh A., Fisher R. Substructural Strengthening in Materials Subject to Large Plastic Strains // Trans. Met. Soc. AIME. 1966. Vol. 236. No 9. P. 1252–1260.
3. Aernoudt E. Materials Response to Wiredrawing// Wire Journal. 1989. Vol. 22. No 3. P. 53, 55–56, 59–60, 62, 65, 69, 75.
4. Боязитов, М. И. Влияние величины зерна на высоту 40°-ного максимума внутреннего трения / М. И. Боязитов, Ю. В. Пигузов // ФММ. 1965. Вып.4. Т. 20. С. 632–634.
5. Фридель Ж. Дислокации / Ж. Фридель. М.: Мир, 1967. 643 с.
6. Соколов, Л. Д. Механические свойства редких металлов / Л. Д. Соколов, В. А. Скуднов, В. М. Соленов, А. Н. Гладких и др. М.: Металлургия, 1972. 288 с.
7. Вишняков, Я. Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов / Я. Д. Вишняков. М.: Металлургия, 1975. 480 с.

8. Фетисов, В.П. Деформационное упрочнение углеродистой стали / В.П. Фетисов. М.: Мир, 2005. 200 с.
9. Фетисов, В.П. Контроль способности к волочению катанки из углеродистой стали / В.П. Фетисов // Литье и металлургия. 2021. № 3. С. 61–64.

REFERENCES

1. Langford G., Cohen M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation. *Trans. Amer. Soc. Met.*, 1969, vol. 62, no. 3, pp. 623–638.
2. Embury J., Keh A., Fisher R. Substructural Strengthening in Materials Subject to Large Plastic Strains. *Trans. Met. Soc. AIME*, 1966, vol. 236, no. 9, pp. 1252–1260.
3. Aernoudt E. Materials Response to Wiredrawing. *Wire Journal*, 1989, vol. 22, no. 3, pp. 53, 55–56, 59–60, 62, 65, 69, 75.
4. Bojazitov M.I., Piguzov Ju. V. Vlijanie velichiny zerna na vysotu 40°-nogo maksimuma vnutrennego trenija [Influence of the grain size on the height of the 40° maximum of internal friction]. *FMM = FMM*, 1965, vyp.4, vol. 20, pp. 632–634.
5. Fridel' Zh. *Dislokacii* [Locations]. Moscow, Mir Publ., 1967, 643 p.
6. Sokolov L.D., Skudnov V.A., Soljonov V.M., Gladkih A.N. et al. *Mehanicheskie svoystva redkih metallov* [Mechanical properties of rare metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1972, 288 p.
7. Vishnjakov Ja.D. *Sovremennye metody issledovanija struktury deformirovannyh kristallov* [Modern methods for studying the structure of deformed crystals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1975, 480 p.
8. Fetisov V.P. *Deformacionnoe uprochnenie uglerodistoj stali* [Work hardening of carbon steel]. Moscow, Mir Publ., 2005, 200 p.
9. Fetisov V.P. Kontrol' sposobnosti k volocheniju katanki iz uglerodistoj stali [Controlling the drawability of carbon steel wire rod]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 61–64.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-50-53>
УДК 669

Поступила 18.02.2022
Received 18.02.2022

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛОКОРДА С МОДИФИЦИРОВАННЫМ ЛАТУННЫМ ПОКРЫТИЕМ

О. Ю. ХОДОСОВСКАЯ, И. А. МУРАВЕЙКО, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: gsp.icm@bmz.gomel.by. Тел.: +375 2334 5 6826

Представлены результаты по разработке технологии производства металлокорда с модифицированным латунным покрытием. Определена принципиальная возможность введения кобальта в латунное покрытие: кобальт рекомендуется наносить из отдельной ванны с сульфатным электролитом кобальтирования, что позволит получить покрытие удовлетворительного качества по всей поверхности. Применение данного электролита потребовало использование инертных анодов для избежания образования налета на поверхности из-за загрязнения раствора и, как следствие, ухудшения качества получаемого покрытия. Соотношение Zn/Cu по толщине латунного покрытия изменяется незначительно (в сравнении с кобальтом), что свидетельствует о низкой диффузионной способности кобальта в латунь. В рамках программ совместного развития изготовлены и отправлены на фирмы-потребители опытные образцы металлокорда с различным содержанием кобальта в латунном покрытии. Внедрение промышленной технологии потребует значительной модернизации линии нанесения покрытий термогальванических агрегатов с установкой отдельных ванн кобальтирования, с разделением системы приготовления и циркуляции электролита, установкой отдельных ванн промывки, разделением системы подвода тока, поскольку потребуется независимая система подвода тока от отдельного преобразователя.

Ключевые слова. Кобальт, латунное покрытие, модификация, металлокорд, адгезия, промотор.

Для цитирования. Ходосовская, О. Ю. Разработка технологии производства металлокорда с модифицированным латунным покрытием / О. Ю. Ходосовская, И. А. Муравейко // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 50–53. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-50-53>.

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY FOR THE PRODUCTION OF METAL CORD WITH A MODIFIED BRASS COATING

O. Yu. KHODOSOVSKAYA, I. A. MURAVEIKO, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: gsp.icm@bmz.gomel.by

The results of the development of the production technology of metal cord with a modified brass coating are presented. The principal possibility of introducing cobalt into the brass coating has been determined: cobalt is recommended to be applied from a separate bath with a sulfate cobalt electrolyte, which will allow obtaining a coating of satisfactory quality over the entire surface. The use of this electrolyte required the use of inert anodes to avoid the formation of plaque on the surface, due to contamination of the solution and, as a consequence, deterioration of the quality of the resulting coating. Zn ratio/The Si in the thickness of the brass coating varies slightly (in comparison with cobalt), which indicates a low diffusion ability of cobalt in brass. Within the framework of joint development programs, prototypes of metal cord with different cobalt content in brass coating were manufactured and sent to consumer firms. The introduction of industrial technology will require a significant modernization of the coating line of thermo-galvanic units with the installation of separate cobalt baths, with the separation of the electrolyte preparation and circulation system, the installation of separate washing baths, the separation of the current supply system, since an independent current supply system from a separate converter will be required.

Keywords. Cobalt, brass coating, modification, metal cord, adhesion, promoter.

For citation. Khodosovskaya O. Yu., Muraveiko I. A. Development of technology for the production of metal cord with a modified brass coating. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 50–53. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-50-53>.

В настоящее время широко распространено введение в компаунд комплексных соединений кобальта. В качестве промоторов адгезии рекомендуются нафтенат кобальта, стеарат кобальта, соединения кобальта и бора. Однако существенным недостатком введения комплексных соединений кобальта в компаунд является снижение стойкости резин к старению, так как кобальт служит катализатором окисления непредельных полимеров. Кроме того, кобальтовые соединения считаются дорогостоящим материалом, который при добавлении в резиновую смесь эффективно используется только на 20 % [1]. Поэтому актуален вопрос введения легирующих добавок в латунное покрытие с целью исключения их из компаунда, что приведет

к снижению себестоимости шины. Инициатором начала разработки стали фирмы-потребители с предложением выведения кобальта из компаунда и возможным нанесением его на поверхность металлокорда.

Согласно патенту одной из компаний-производителей [2], стальной корд, содержащий от 0,5 до 10 мас. % легирующих элементов в латунном покрытии, в частности кобальта, имеет очень хорошую адгезию к резиновой смеси, особенно не содержащей кобальта. В качестве примера в патенте приведено нанесение латунного покрытия в три операции: пирофосфатное меднение, сернокислородное цинкование, сернокислородное кобальтирование с последующей термодиффузией. Представлена новая технология покрытия для шинного корда тройным сплавом Cu-Zn-Co, которая, по утверждению разработчиков, дает возможность создавать исключаяющие кобальт резиновые смеси. По данной технологии кобальт помещают на поверхность раздела между стальным кордом и резиной, что исключает необходимость использования кобальта в объеме каучука. Представители компании утверждают, что их новый продукт обеспечивает значительно лучшее сцепление в жарких и влажных условиях, а также позволяет создавать более прочные и экологичные легковые и грузовые шины.

При проведении работы на предприятии по разработке технологии производства металлокорда с модифицированным латунным покрытием основополагающим моментом стал подбор оптимальной схемы нанесения латунного покрытия, легированного кобальтом. Для этого на первом этапе работы изучали возможность нанесения кобальтового покрытия на поверхность латунированной заготовки из ванны, установленной после диффузии термогальванического агрегата. Обработка поверхности латунированной проволоки сульфатом кобальта из раствора не дала положительного результата: на поверхности проволоки и металлокорда кобальта не обнаружено (рис. 1).

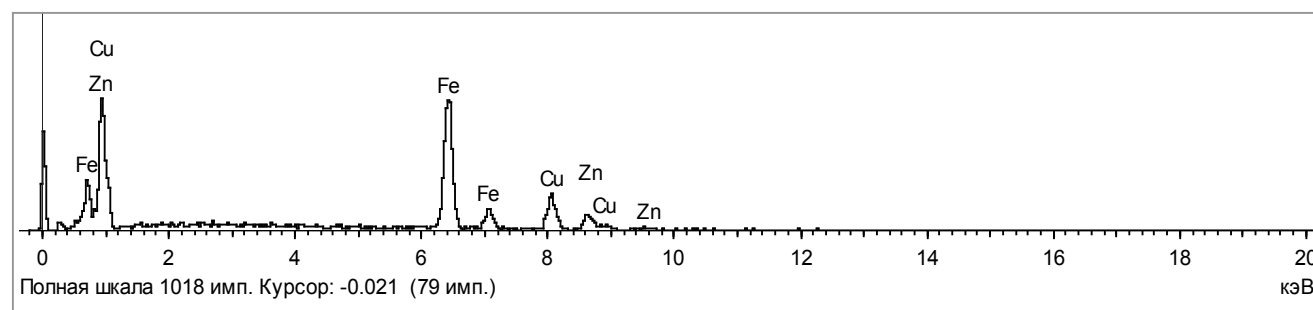


Рис. 1. Спектр химических элементов, собранный с покрытия металлокорда 2х0,30 НТ

Работа по осаждению кобальта на проволоку из раствора цинкования была продолжена в лабораторных условиях (с применением ячейки Хулла). После определения оптимальных условий (концентрации, плотности тока и водородного показателя) планировалось провести работу по легированию латуни кобальтом на экспериментальном участке. Состав электролитов для нанесения кобальта подбирали исходя из имеющихся на термотравильно-гальваническом участке реактивов (с добавлением сульфата кобальта и буферизующих добавок).

Предложены следующие варианты нанесения:

- из раствора кислого меднения с добавлением $\text{CoSO}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$;
- из раствора цинкования с добавлением $\text{CoSO}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$;
- из раствора кобальтирования на основе $\text{CoSO}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$.

Использование электролита на основе раствора кислого меднения с добавлением $\text{CoSO}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$ не привело к осаждению кобальта на катодной пластине, осажденное покрытие состояло из чистой меди (рис. 2).

В связи с незначительным осаждением кобальта при нанесении из раствора цинкования с добавлением $\text{CoSO}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$, невозможностью получения требуемого соотношения Cu+Zn+Co в латунном покрытии и из-за зависимости процесса осаждения кобальта от ряда технологических факторов продолжать работу по легированию латунного покрытия кобальтом из данного электролита было нецелесообразно.



Рис. 2. Внешний вид медной катодной пластины после осаждения покрытия из сульфатного электролита кобальтирования-меднения

Использование электролита на основе $\text{CoSO}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$ из раствора кобальтирования позволило получить покрытие удовлетворительного качества по всей площади катодной пластины. Применение данного электролита потребовало использования инертных анодов для избежания образования черного налета на поверхности, так как загрязнение раствора цинком ухудшает качество получаемого покрытия. Нанесение кобальта из отдельной ванны кобальтирования позволяет легко управлять процессом осаждения (химическим составом) покрытия на проволоку: количество кобальта на проволоке при постоянной величине pH раствора (около 1,8) зависит только от задаваемой силы тока на проволоку (рис. 3).

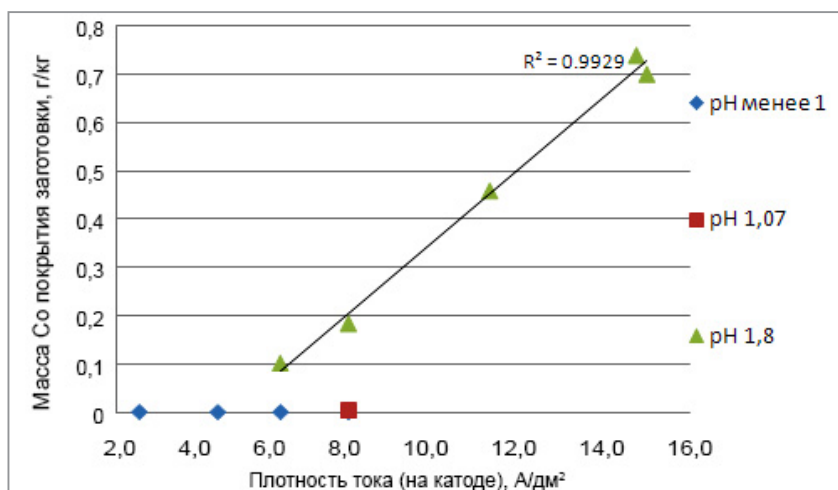


Рис. 3. Зависимость содержания кобальта от плотности тока

Съем латуни при волочении составил 16–32%. Съем в 32% немного превышает уровень съема латуни серийно изготавливаемой заготовки, однако количество кобальта в латуни при этом снизилось всего на 37% в отличие от снижения на 55% при съеме латуни в 16%.

Снижение содержания кобальта в латунном покрытии может свидетельствовать о значительно более неравномерном распределении содержания кобальта в латуни (в сравнении с медью и цинком).

Для оценки полноты диффузии образец заготовки с содержанием кобальта 8,24% исследовали на растровом электронном микроскопе с рентгеновским микроанализатором. Спектры собирались в трех точках по толщине покрытия: на границе покрытие-металл, в середине покрытия, у поверхности покрытия и по всей толщине (рис. 4).

Основная масса кобальта находится у поверхности латунного покрытия, что косвенно объясняет данные по снижению содержания кобальта в покрытии при волочении. Так как соотношение Zn/Cu по толщине латунного покрытия изменяется незначительно (в сравнении с кобальтом), это свидетельствует о низкой диффузионной способности кобальта в латуни.

Для определения влияния кобальта на адгезионные свойства проведены испытания опытных и серийного образцов на начальную адгезию, а также адгезию с разными видами старения (солевое; термическое; при повышенной влажности). Адгезия образцов с кобальтом и серийного находится примерно на одном уровне (рис. 5).

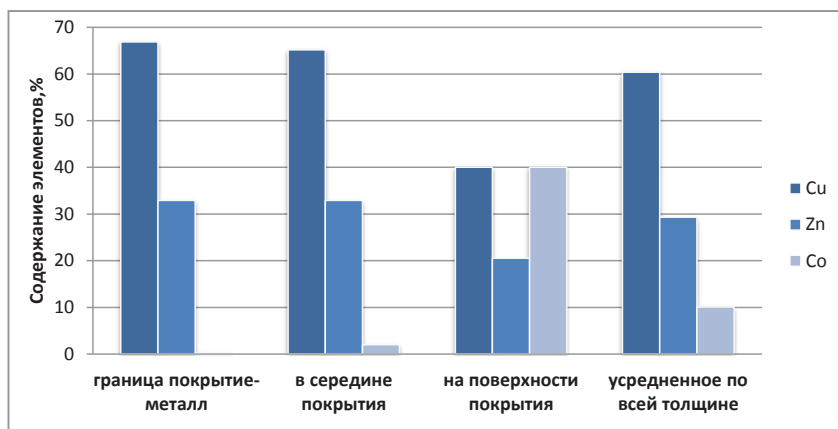


Рис. 4. Химический состав покрытия

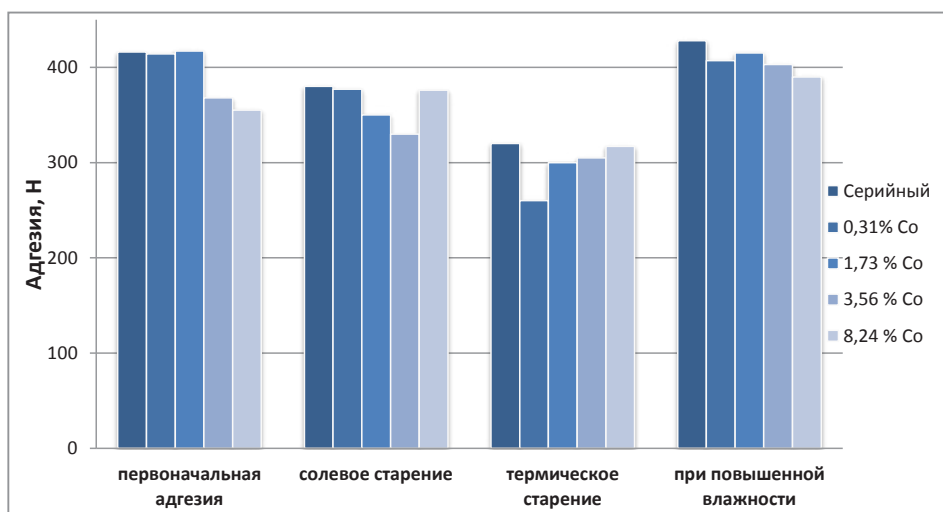


Рис. 5. Адгезия образцов металлокорда

Зависимости разных видов адгезии от количества кобальта в покрытии не выявлено за исключением первоначальной адгезии, где при увеличении содержания кобальта наблюдается снижение адгезионных свойств. Адгезия образцов с кобальтом и серийных находится примерно на одном уровне. В рамках программ совместного развития образцы металлокорда с латунным покрытием, легированным кобальтом, направлены фирмам-потребителям.

Таким образом, определена принципиальная возможность нанесения кобальта на латунное покрытие: кобальт рекомендуется наносить из отдельной ванны с сульфатным электролитом кобальтирования, что позволило получить покрытие удовлетворительного качества по всей поверхности. Применение данного электролита потребовало использование инертных анодов для избежания образования налета на поверхности из-за загрязнения раствора и, как следствие, ухудшения качества получаемого покрытия. Соотношение Zn/Cu по толщине латунного покрытия изменяется незначительно (в сравнении с кобальтом), что свидетельствует о низкой диффузионной способности кобальта в латуни.

В результате работы изготовлены и отправлены фирмам-потребителям образцы металлокорда с различным содержанием кобальта в латунном покрытии.

Внедрение промышленной технологии потребует значительной модернизации линии нанесения покрытий термогальванических агрегатов:

- необходимо задействовать одну из существующих ванн цинкования под кобальтирование как отдельную стадию нанесения покрытия, с разделением системы приготовления и циркуляции электролита, установкой ванн промывки;
- разделение системы подвода тока, так как потребуется независимая система подвода тока от отдельного преобразователя; при сопоставимой силе тока на ячейку ванна кобальтирования требует существенно большего в сравнении с цинкованием входного напряжения от преобразователя; вероятными причинами этого являются различия концентраций (активностей ионов) в электролитах и типов используемых анодов (растворимых и нерастворимых).

ЛИТЕРАТУРА

1. Матюхин С.А., Дашевский Л.И., Генин В.Я., Котова Г.А. Производство и использование эластомеров // Научно-технические достижения и передовой опыт. 1991. № 2.
2. Seynhaeve Geert (BE), Himpe Stijn (BE), Buytaert Guy (Be), Inventor; Bekaert Sa Nv (BE), assignee. A steel cord for rubber reinforcement with selectively brass coated filaments. Patent WO/2014/016028. 2014.01.30

REFERENCES

1. Matjuhin S.A., Dashevskij L.I., Genin V. Ja., Kotova G.A. Proizvodstvo i ispol'zovanie jelastomerov [Production and use of elastomers]. *Nauchno-tehnicheskie dostizhenija i peredovoj opyt = Scientific and technological achievements and best practices*, 1991, no.2.
2. Seynhaeve Geert (BE), Himpe Stijn (BE), Buytaert Guy (BE), Inventor; Bekaert Sa Nv (BE), assignee. A steel cord for rubber reinforcement with selectively brass coated filaments. Patent WO/2014/016028. 2014.01.30.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-54-58>
УДК 621.791

Поступила 14.03.2022
Received 14.03.2022

УСТАНОВКА ДЛЯ МАЛОДЕФОРМАЦИОННОЙ СВАРКИ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С СУХИМ ЛЬДОМ

Ф. И. ПАНТЕЛЕЕНКО, А. М. МАМОНОВ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: panteleyenkovfi@tut.by. Тел.: +375(29)594-42-88

В статье дан краткий анализ факторов, влияющих на качество сварного соединения тонколистовых аустенитных сталей, и методов снижения деформаций и остаточных напряжений. Отмечено, что наиболее целесообразным является метод сварки с применением теплоотвода, заключающийся в том, что за сварочной дугой движется источник охлаждения. Предложены и описаны конструкция и работа установки малодеформационной сварки нержавеющей сталей с использованием в качестве охладителя сухого льда, что позволяет очень быстро снизить температуру металла в области сварки, а также обеспечить регулирование скорости сварки и величины подаваемого сухого льда в заданную область сварного соединения. Предложен порядок работы на установке и оценки качества сварного соединения.

Ключевые слова. Малодеформационная сварка, нержавеющая сталь, сухой лед, установка.

Для цитирования. Пантелеенко, Ф. И. Установка для малодеформационной сварки нержавеющей сталей с сухим льдом / Ф. И. Пантелеенко, А. М. Мамонов // *Литье и металлургия*. 2022. № 2. С. 54–58. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-54-58>.

INSTALLATION FOR LOW-DEFORMATION WELDING OF STAINLESS STEELS WITH DRY ICE

F. I. PANTELEENKO, A. M. MAMONOV, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: panteleyenkovfi@tut.by. Tel: +375(29)594-42-88

The article provides a brief factors' analysis affecting the quality of the welded joint of thin-sheet austenitic steels and methods for reducing deformations and residual stresses. It is noted that the most expedient is the welding method using a heat sink, which consists in the fact that a cooling source moves behind the welding arc. Proposed and described the design and operation of the installation of low-deformation welding of stainless steels using dry ice as a cooler, which allows very quickly reducing the metal temperature in the welding area, as well as regulating the welding speed and the amount of dry ice supplied to a given area of the welded joint. The procedure for working on the installation and evaluating the quality of the welded joint is proposed.

Keywords. Low-deformation welding, stainless steel, dry ice, installation.

For citation. Panteleenko F. I., Mamonov A. M. Installation for low-deformation welding of stainless steels with dry ice. *Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 54–58. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-54-58>.

Введение

В настоящее время объем сварных конструкций с использованием нержавеющей аустенитных сталей непрерывно расширяется. Такие стали хорошо свариваются, однако они обладают низкой теплопроводностью и высоким коэффициентом температурного расширения. Благодаря этому в сварных соединениях возникают значительные деформации, приводящие к недопустимому искажению формы и размеров сварных конструкций, что приводит к нарушению их эксплуатационных характеристик, снижению качества изделий [1]. Кроме того, наличие остаточных напряжений снижает надежность и долговечность изделий, а искажение формы в некоторых случаях оказывает негативное влияние на их работоспособность.

Основными направлениями снижения остаточных деформаций являются ограничения тепловыделения в металле, а также регулирование термонапряженного и деформационного состояний в процессе сварки. Как отмечает ряд авторов, методы ограничения внутренних деформаций и перемещений принудительным охлаждением зоны сварки оказались весьма эффективными [2–4].

Существует ряд методов, позволяющих управлять как деформациями, так и остаточными напряжениями при сварке [5]. Применительно к сварке пластин из аустенитной стали наиболее выгодным

и экономически целесообразным является метод сварки с применением теплоотвода. Он заключается в том, что за сварочной дугой движется источник охлаждения [6]. Использование в качестве охладителя жидкости требует специальной оснастки. Отсутствие такой оснастки приводит к увеличению расстояния между дугой и охлаждаемой областью, что уменьшает эффективность метода.

Использование твердого диоксида углерода (сухого льда) позволяет очень быстро снизить температуру металла, так как сухой лед сублимируется без образования жидкой фазы в области сварки [7]. Находящийся в зоне сварки сухой лед формирует надежную защитную газовую среду специфического состава: смесь диоксида и оксида углерода ($\text{CO}_2 + \text{CO}$). При сварке наблюдается стабильное, мягкое горение дуги, фактически без разбрызгивания металла с хорошим формированием шва [4]. При сварке тонколистового материала за счет быстрого снятия избыточного тепла сухой лед резко снижает остаточные сварочные деформации.

Процесс сварки с дополнительным охлаждением сухим льдом в зависимости от конструктивных особенностей сварного изделия реализуется механизированной либо ручной дуговой сваркой. Электродуговую сварку осуществляют дугой прямого действия неплавящимся или плавящимся электродом. Для сварки неплавящимся электродом используют тонкостенные листы с отбортовкой кромок. Стыковую сварку тонкостенных листов без отбортовки кромок осуществляют дугой прямого действия с плавящимся электродом.

Схема газозлектрического способа дуговой сварки плавящимся электродом под слоем сухого льда [8] показана на рис. 1.

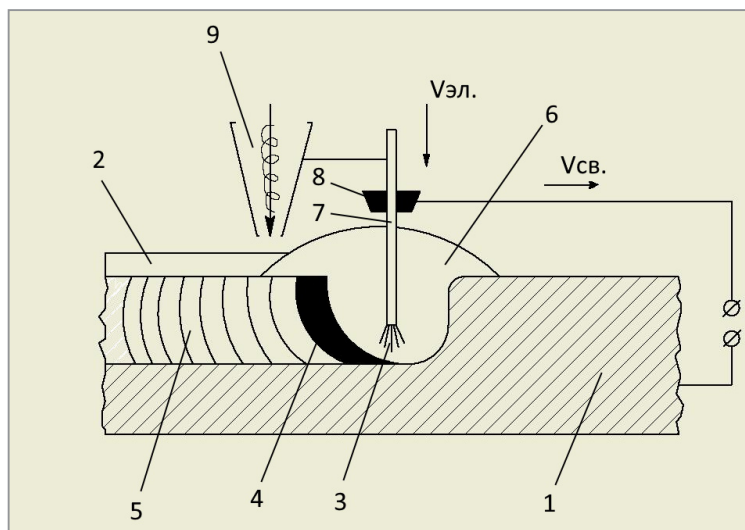


Рис. 1. Схема дуговой сварки под слоем сухого льда:

1 – основной металл; 2 – слой сухого льда; 3 – дуга; 4 – сварочная ванна; 5 – шов; 6 – газовая защита зоны сварки; 7 – электродная сварочная проволока; 8 – токосъемный наконечник; 9 – бункер для подачи сухого льда

Малодеформационная сварка нержавеющей сталей с сухим льдом осуществляется сварочным аппаратом KemractPulse 3000 на установке, представленной на рис. 2.

Сварочная установка включает в себя раму 1; платформу 2; траверсу 3; механизм привода платформы 4; винт перемещения платформы 5; винт перемещения траверсы 6; бункер для засыпки сухого льда 7; шнек, установленный на подшипниковой опоре 8; планетарно-цилиндрический редуктор с электродвигателем Д-12ТФ1 9; патрубок для подачи сухого льда в зону охлаждения 10; источник питания 11; подающий механизм с бобиной для проволоки и их роликовым приводом 12; баллон с защитным газом и газовым редуктором 13; сварочные кабели 14 и сварочную горелку 15; блок управления устройством 16.

Сварочный аппарат подключается к 3-фазной сети переменного тока. Напряжение питания – $380 \pm 15\text{В}$; потребляемая мощность – не более 12 кВт; скорость подачи проволоки – 1–18 м/мин, диаметр проволоки – 0,6–1,2 мм; защитный газ – CO_2 , Ar, смесь – Ar и CO_2 . Устройство и работа сварочного аппарата изложены в техническом описании и инструкции по эксплуатации KemractPulse 3000.

Платформа перемещается вдоль рамы на двух направляющих, установленных параллельно основанию рамы. Перемещение платформы осуществляется передачей винт-гайка. Винт установлен на подшипниковых опорах в раме, а гайка закреплена на подвижной платформе. При вращении винта гайка перемещается по винту, а соответственно перемещает и платформу. Винт приводится во вращение

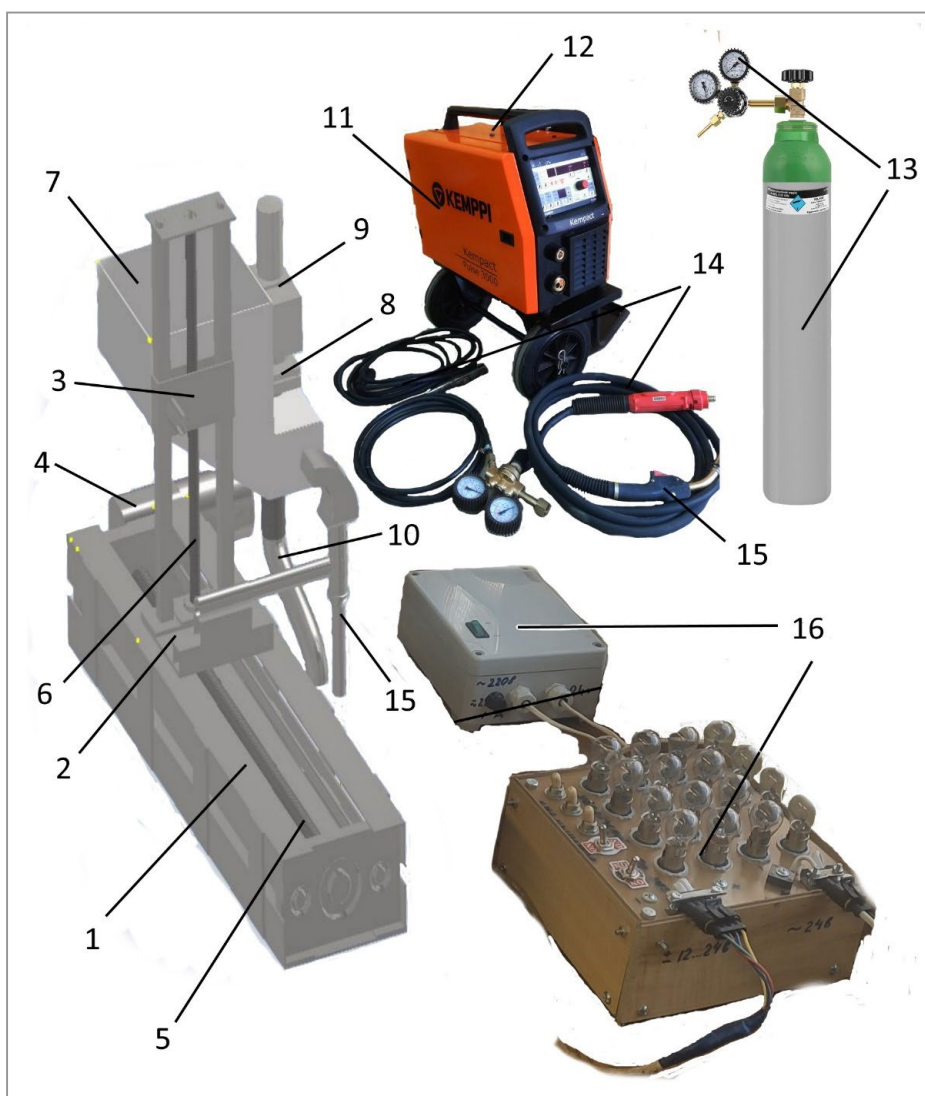


Рис. 2. Установка малодеформационной сварки нержавеющей сталей

от электродвигателя постоянного тока СП-369М через червячно-цилиндрический редуктор. Мощность электродвигателя – 50 Вт, напряжение питания – 27 В. Частота и направление вращения электродвигателя обеспечивает скорость и направление движения платформы. Регулирование частоты вращения вала двигателя осуществляется изменением добавочного сопротивления в цепи якорной обмотки, а изменение направления вращения – изменением полярности на обмотке якоря [9]. Максимальная скорость движения платформы, соответствующая максимальной частоте вращения вала двигателя, составляет 200 мм/мин. Изменение скорости движения платформы регулируется от 10 до 200 мм/мин.

Сварочная горелка 15 закрепляется на кронштейне 2 подвижной платформы и имеет возможность регулирования вылета и угла наклона, бункер для засыпки сухого льда 7 находится на траверсе, имеющей возможность перемещения «вверх-вниз».

На выходной конец патрубка 10 устанавливается сменная трубка, позволяющая подвести подачу сухого льда в любую зону сварного шва. Подъем, опускание бункера осуществляются вручную с помощью винта 6. Мощность двигателя привода шнека – 15 Вт, напряжение питания – 27 В постоянного тока. Максимальная подача сухого льда составляет 20 г/с. Величина подачи является конструктивным параметром и зависит от диаметра и шага шнека, а также частоты вращения вала привода. Изменение подачи шнека регулируется сопротивлением в цепи обмотки якоря. С увеличением добавочного сопротивления в цепи обмотки якоря частота вращения двигателя уменьшается, соответственно уменьшается и подача сухого льда.

Автоматизация процесса сварки осуществляется путем перемещения подвижной платформы с закрепленными на ней сварочной горелкой и устройством подачи сухого льда. Скорость сварки регулируется скоростью движения платформы.

Для управления двигателями, обеспечивающими движение платформы и подачи сухого льда, разработан и изготовлен блок управления устройством (рис. 3).

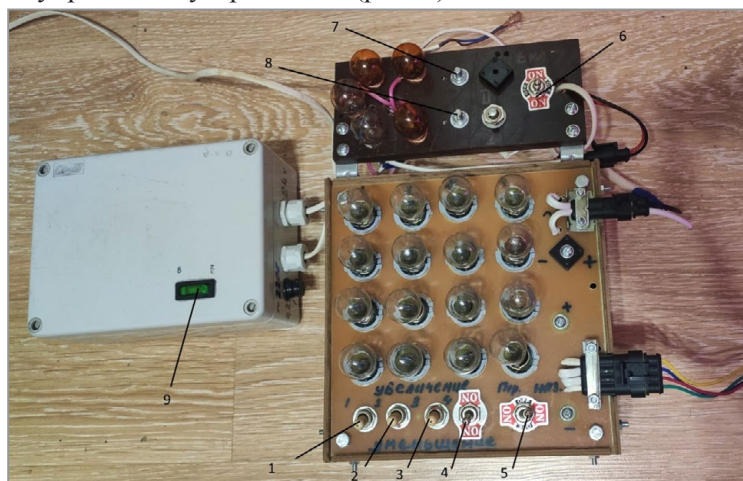


Рис. 3. Блок управления устройством, обеспечивающего автоматизацию процесса малодеформационной сварки

Питание блока осуществляется от сети переменного тока, напряжением 220 В, потребляемый ток не более 1,5 А. Электрическая схема блока включает в себя трансформатор, понижающий напряжение с 220 до 27 В; диодный мост, обеспечивающий выпрямление переменного тока; балластное сопротивление и конденсатор для сглаживания колебаний; нагрузочные сопротивления (в разработанном блоке в качестве нагрузочных сопротивлений используются электрические лампочки). На лицевой панели блока установлены переключатели (тумблеры), обеспечивающие включение и выключение электродвигателей, привода платформы и шнека. Для регулирования скорости движения платформы наряду с плавным регулированием предусмотрены четыре фиксированных ступени, включаемые соответственно тумблерами 1, 2, 3, 4, призванные обеспечить повторяемость опытов.

Регулирование скорости на каждой ступени осуществляем изменением нагрузки в цепи якоря электродвигателя. При увеличении нагрузки снижается скорость движения платформы, уменьшается скорость сварки. При этом интенсивность свечения лампочек возрастает, что позволяет визуально контролировать изменение скорости сварки. Изменение направления движения платформы вперед-назад осуществляется тумблером 5, включение подачи сухого льда – тумблером 6, регулирование скорости подачи сухого льда – потенциометрами 7, 8.

Порядок работы на установке:

- Выбираем режим сварки (силу сварочного тока I , напряжение дуги U).
- Выбираем скорость сварки $V_{св}$ и задаем ее на пульте блока управления (рис. 3) включением соответствующего тумблера 1, 2, 3 или 4.
- В зависимости от выбранных параметров и требуемой массы наплавленного металла задаем скорость подачи проволоки на блоке питания сварочного аппарата.
- Устанавливаем с помощью потенциометра 7 требуемую величину подачи сухого льда на блоке.
- По меткам линий сварки устанавливаем и закрепляем свариваемые листы, выставляем зазор между сварочной горелкой и листами, устанавливаем зазор между листами и патрубком подачи сухого льда, переводим платформу в крайние положения на начало процесса сварки, для этого включаем тумблер 5 на блоке управления (вперед или назад) в зависимости от нужного направления, подаем питание на блок управления включением клавиши «питание» 9. При выходе платформы на заданную позицию отключаем питание путем нажатия на клавишу «питание» 9.
- Переключаем тумблер 5 в противоположное направление, включаем тумблер 6 в положение подачи сухого льда, подаем питание на блок управления нажатием клавиши «питание», платформа движется в зону сварки.
- При подходе стола к зоне сварки включаем режим сварки подачей сигнала на сварочную горелку.
- После окончания сварки проводим последовательное выключение сварочного аппарата, выключение подачи сухого льда и движения платформы.
- Качество сварки оцениваем визуально с измерительным контролем сваренного образца по стандартным методикам, качество и структуру сварного соединения оцениваем на микрошлифах.

Выводы

Дан краткий анализ факторов, влияющих на качество сварного соединения тонколистовых аустенитных сталей, и методов снижения деформаций и остаточных напряжений.

Предложена и подробно описана конструкция установки для проведения малодеформационной сварки нержавеющей тонколистовых сталей с использованием сухого льда, описана работа ее узлов и агрегатов.

Предложен порядок работы и оценки качества сварного соединения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Куликов, В. П. Технология сварки плавлением и термической резки / В. П. Куликов. Минск: М.: ИНФРА-М, 2016. 463 с.
2. Винокуров, В. А. Теория сварочных деформаций и напряжений / В. А. Винокуров. М.: Машиностроение, 1984. 280 с.
3. Сагалеви́ч, В. М. Методы устранения сварочных деформаций и напряжений / В. М. Сагалеви́ч. М.: Машиностроение, 1974. 248 с.
4. Шалимов, М. П. Сварка вчера, сегодня, завтра / М. П. Шалимов, В. И. Панов, Е. Б. Вотинова. 2-е изд., испр. и доп. Екатеринбург: УрФу, 2015. 310 с.
5. Parmar, K. S. Welding Engineering and Technology / K. S. Parmar // Khanna Publishers, 2005. 270 с.
6. Афшин Х. М. Снижение деформаций при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом тонколистовой аустенитной стали принудительным охлаждением высокотемпературной области: дис. ... канд. техн. наук: Минск, БНТУ, 2012. 182 с.
7. Хейдари Монфаред, А. Снижение поверхностных деформаций путем термической обработки в процессе стыковой сварки / А. Хейдари Монфаред, Ф. И. Пантелеенко, А. Ф. Пантелеенко // Вест. ПГУ. Промышленность. Прикладные науки. 2011. № 3. С. 19–26.
8. Способ дуговой сварки плавящимся электродом: пат. BY 20199 C1 / Ф. И. Пантелеенко, С. И. Жизняков, Д. И. Викторский, Н. И. Урбанович. Опубл. 30.06.2016.
9. Кулик, Ю. А. Электрические машины. М.: Высш. шк., 1971, 456 с.

REFERENCES

1. Kulikov V.P. *Tehnologija svarki plavljeniem i termicheskoj rezki* [Fusion welding and thermal cutting technology]. Minsk, INFRA-M Publ., 2016, 463 p.
2. Vinokurov V.A. *Teorija svarochnyh deformacij i naprjazhenij* [Theory of welding deformations and stresses]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984, 280 p.
3. Sagalevich B.M. *Metody ustraneniya svarochnyh deformacij i naprjazhenij* [Methods for eliminating welding deformations and stresses]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1974, 248 p.
4. Shalimov M.P., Panov V.I., Votinova E.B. *Svarka vchera, segodnja, zavtra* [Welding yesterday, today, tomorrow]. Ekaterinburg, UrFu Publ., 2015, 310 p.
5. Parmar K.S. *Welding Engineering and Technology*. Khanna Publishers, 2005, 270 p.
6. Afshin H.M. *Snizhenie deformacij pri argonodugovoj svarke neplavjashhimsja jelektrodom tonkolistovoj austenitnoj stali prinuditel'ny'm ohlazhdeniem vysokotemperaturnoj oblasti. Diss.kand. tehn. nauk* [Reducing deformations in non-consumable electrode argon-arc welding of thin-sheet austenitic steel by forced cooling of the high-temperature region. Kand. tech. sci. diss.]. Minsk, BNTU Publ., 2012, 182 p.
7. Hejdari Monfared A., Panteleenko F.I., Panteleenko A.F. *Snizhenie poverhnostnyh deformacij putjom termicheskoj obrabotki v processe stykovoij svarki* [Reduction of surface deformations by heat treatment during butt welding]. *Vestnik PGU. Promyshlennost'. Prikladnye nauki = Bulletin of PGU. Industry. Applied Science*, 2011, no. 3, pp. 19–26.
8. Panteleenko F.I., Zhiznjakov S.I., Viktorovskij D.I., Urbanovich N.I. *Sposob dugovoj svarki plavjashhimsja jelektrodom* [Consumable electrode arc welding method]. Patent BY, no. 20199 C1, 2016.
9. Kulik Ju.A. *Jelektricheskie mashiny* [Electric cars]. Moscow, Vysshaja shkola Publ., 1971, 456 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-59-67>
УДК 669.054.8

Поступила 14.03.2022
Received 14.03.2022

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАГРЕВА СТРУЖКО-ПОРОШКОВЫХ ДИСПЕРСИЙ ЧЕРНЫХ МЕТАЛЛОВ В ПРОХОДНОЙ МУФЕЛЬНОЙ ПЕЧИ ГОРЯЧЕГО БРИКЕТИРОВАНИЯ. СООБЩЕНИЕ 1

О. М. ДЬЯКОНОВ, А. А. ЛИТВИНКО, В. Ю. СЕРЕДА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: guinness1993@mail.ru

Приведено описание устройства и принципа действия проходной муфельной печи горячего брикетирования стружко-порошковых дисперсий черных металлов. Отличительной особенностью данного устройства является наличие двух систем газопламенного и индукционного нагрева, в результате которого гарантированно обеспечивается достижение заданной температуры нагрева шихты при полном удалении жидкой фазы. Масляная компонента СОЖ используется для создания защитной углеводородной атмосферы, обеспечивающей безокислительный нагрев металла, а также получение углеродного покрытия, которое помимо защитных функций выполняет роль смазки в процессе горячего брикетирования. Последующее сжигание паров масла в топке печи приводит к значительной экономии природного газа. Печь, построенная по такому принципу, обладает наименьшими габаритами и наивысшими технико-экономическими характеристиками.

Выполнено моделирование процесса нагрева стружки в зоне загрузки в печь. Получены зависимости температуры стружки на выходе из шнекового питателя от температуры дымовых газов на входе для массовой доли СОЖ в стружке 10% и различных долей масла. Установлено, что в процессе нагрева стружки в зоне загрузки фазовые превращения СОЖ не происходят, температура нагрева шихты не превышает 100 °С.

Ключевые слова. Устройство, печь, стружка, процесс, нагрев, газопламенный, индукционный, характеристики, моделирование, зона, загрузка, фазовые превращения, температура, тепло, масса, перенос.

Для цитирования. Дьяконов, О. М. Моделирование процесса нагрева стружко-порошковых дисперсий черных металлов в проходной муфельной печи горячего брикетирования. Сообщение 1 / О. М. Дьяконов, А. А. Литвинко, В. Ю. Середа // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 59–67. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-59-67>.

MODELING OF THE PROCESS OF HEATING OF CHIP-POWDER DISPERSIONS OF FERROUS METALS IN THE PASS-THROUGH MUFFLE FURNACE OF HOT BRIQUETTING. MESSAGE 1

O. M. DYAKONOV, A. A. LITVINKO, V. YU. SEREDA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: guinness1993@mail.ru

The description of the device and principle of operation of the continuous muffle furnace for hot briquetting of chip-powder dispersions of ferrous metals is given. A distinctive feature of this device is the presence of two systems of gas-flame and induction heating, as a result of which the achievement of the specified charge heating temperature is guaranteed with the complete removal of the liquid phase. The oil component of the coolant is used to create a protective hydrocarbon atmosphere that provides non-oxidizing heating of the metal, as well as to obtain a carbon coating, which, in addition to protective functions, acts as a lubricant in the hot briquetting process. Subsequent combustion of oil vapors in the furnace leads to significant savings in natural gas. A furnace built according to this principle has the smallest dimensions and the highest technical and economic characteristics.

The simulation of the chip heating process in the zone of loading into the furnace is carried out. The dependences of the temperature of the chips at the outlet of the screw feeder on the temperature of the flue gases at the inlet for the mass fraction of coolant in the chips of 10% and various fractions of oil are obtained. It has been established that during the heating of the chips in the loading zone, phase transformations of the coolant do not occur, the charge heating temperature does not exceed 100 °С.

Keywords. Device, furnace, chips, process, heating, flame, induction, characteristics, modeling, zone, loading, phase, transformations, temperature, heat, mass, transfer.

For citation. Dyakonov O. M., Litvinko A. A., Sereda V. Yu. Modeling of the process of heating of chip-powder dispersions of ferrous metals in the pass-through muffle furnace of hot briquetting. Message 1. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 59–67. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-59-67>.

Введение

В работах [1–3] было показано, что нагрев металлической стружки с включением тонкодисперсных порошков шламов и СОЖ сопровождается сложными теплофизическими и термохимическими процессами, исследование которых позволяет решить две важнейшие проблемы: 1 – определить способ безокислительного нагрева стружки до температуры неполной горячей деформации (750–850 °С) при условии полного удаления воды и масла с последующей экологически безопасной утилизацией газообразных продуктов; 2 – добиться высокой плотности (порядка 7 кг/м³), при которой металлургические брикеты становятся полноценными заменителями габаритного кускового лома.

Установлено [3], что процесс безокислительного нагрева стружки в ограниченном пространстве муфеля при ограниченном доступе окислителя происходит в два этапа: этап обезвоживания и обезмасливания стружки (100–650 °С) и этап нагрева сухого металла (650–850 °С). В связи с необходимостью удаления жидкой фазы, включающей значительное количество углеводородов, процесс нагрева целесообразно проводить двумя способами: на первом этапе – предварительный нагрев в пламене газовой горелки с выходом газов из муфеля в пламя горелки; на втором – индукционный нагрев практически сухого металла в стальном жаропрочном муфеле медного водоохлаждаемого индуктора. При указанных значениях температуры требуемая плотность чугуновых и стальных брикетов достигается при давлении прессования 470–500 МПа.

Цель работы – математическое моделирование, численный расчет и оптимизация параметров процессов тепло- и массопереноса при нагреве стружки черных металлов в вертикальной проходной муфельной печи с газопламенным и индукционным нагревателями. В соответствии с производительностью печи и заданными параметрами нагрева требуется определить мощность газовой горелки, электрические параметры индуктора, параметры теплоизоляции и габариты печи.

Устройство и принцип действия проходной муфельной печи

Печь состоит (рис. 1) из трех составных частей: загрузочного устройства H_l , газопламенного H_g и индукционного H_{in} нагревателей. Загрузочное устройство изготовлено в виде головки 1 и шнекового питателя 2. Газопламенный нагреватель включает шахту 3, муфель 4, шнек 5, узел газа с двухпроводной газовой горелкой 6. Индукционный нагреватель состоит из низкочастотного медного водоохлаждаемого индуктора 7 и муфеля 8. Щетки 9 предназначены для предотвращения просыпания шихты по периметру муфеля при выгрузке из печи и при загрузке в пресс-форму горячего брикетирования.

Шахта 3 имеет прямоугольную форму, выложена шамотным кирпичом, изолирована листовым асбестом и облицована стальным листом. Муфель 4 выполнен в виде трубы прямоугольной формы из жаропрочной стали с внутренними размерами на просвет 150×450 мм. В боковой стенке муфеля имеются щелевые отверстия *a* для выхода газов в пламя горелки 6. Для удаления газов из печи в систему «мокрой» очистки, обезвреживания и утилизации 10 служат боковые дымоходы *b*, вертикальный дымоход *c* и отверстие в шахте печи *d*. Стальной жаропрочный муфель 8 выполнен как продолжение муфеля 4 с той же площадью проходного сечения.

Стружка загружается в головку 1 печи и муфель 4 шнеком 2 и далее перемещается сверху вниз под действием силы тяжести и с помощью шнека 5. Нагрев стружки происходит в стационарном тепловом поле, создаваемом за счет сгорания природного газа и масляной компоненты СОЖ в топке газопламенного нагревателя и далее – в индукторе индукционного нагревателя. При этом стружка, согласно схеме перемещения газового потока, обогревается равномерно со всех сторон как в зоне действия газовой горелки, так и в зоне индукционного нагрева. Равномерному нагреву стружки способствуют высокая теплопроводность стального муфеля и небольшая толщина прогреваемого слоя стружки – 150 мм.

Муфель 4 ограничивает пространство, заполненное стружкой, через которую, как через фильтр, проходят газы (продукты термической возгонки СОЖ), выполняющие функцию теплопередающей среды вплоть до их выпуска в печь через щелевые отверстия *a* в стенках муфельной трубы. Как было показано в работах [1–3], ограниченность пространства в муфеле и высокая плотность стружки позволяют создать избыточное давление и высокую плотность защитной углеводородной атмосферы. На поверхности частиц стружки оседают частицы сажи. Пиролиз углеводородных соединений в присутствии катализатора

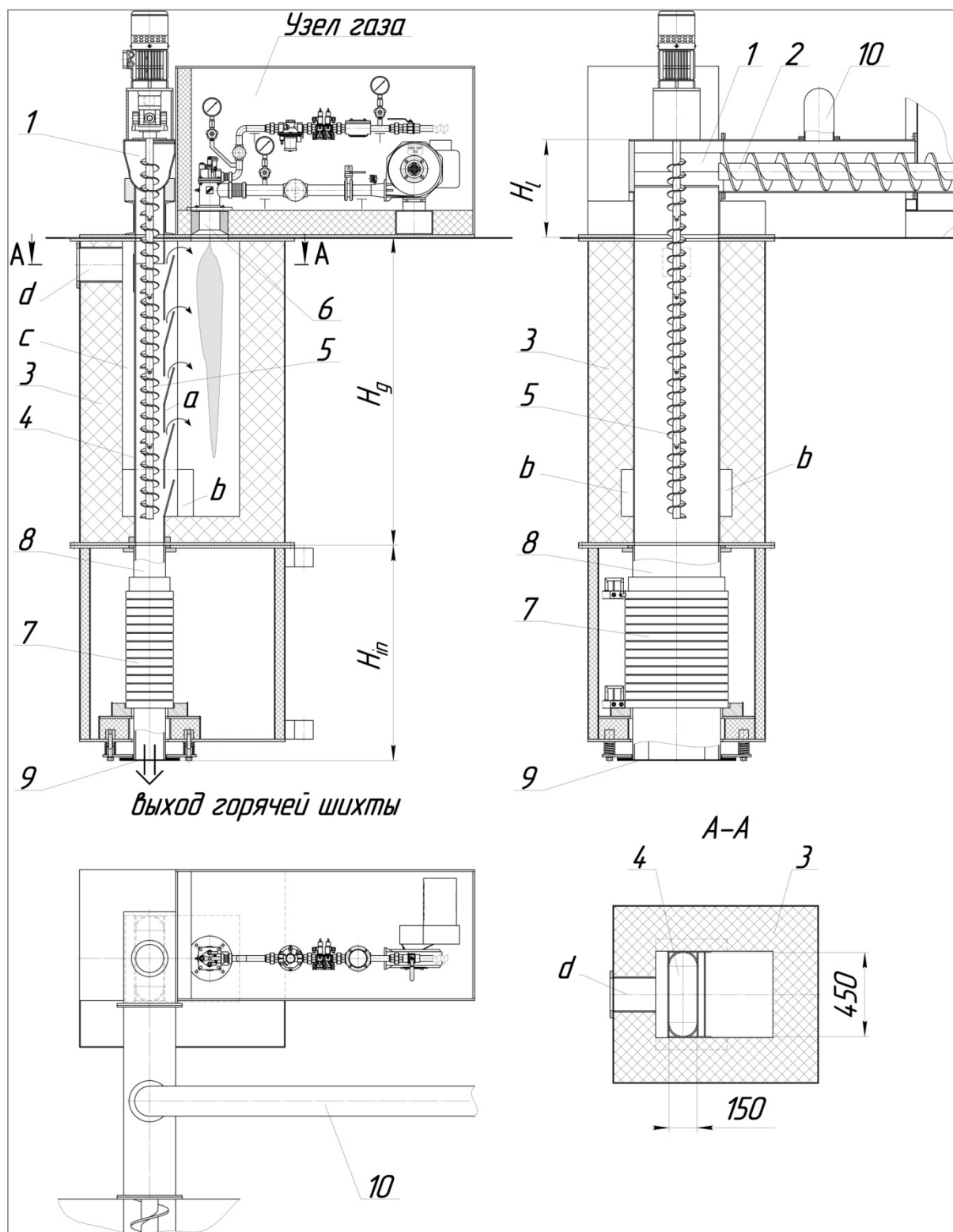


Рис. 1. Схематическое изображение проходной муфельной печи с разделением на зоны нагрева:
 H_l – зона загрузки шихты в печь; H_g – зона газопламенного нагрева; H_{in} – зона индукционного нагрева

(стальной стружки) и ограниченного доступа окислителя приводит к образованию пироуглеродного покрытия, которое помимо защиты стружки от окисления выполняет роль смазки в процессе горячего брикетирования. Сжигание паров масла в топке печи приводит к значительной экономии природного газа (до 30%) и повышению КПД печи.

Газы удаляются из газовой камеры через боковые дымоходы b у ее основания, вертикальный дымоход c и отверстие d в шахте 3 печи. Нижнее расположение отверстий b выравнивает профиль температур по высоте зоны газопламенного нагрева, так как газы принудительно опускаются вниз, отдавая свое

тепло муфелю и стенкам печи. Дымовые газы нагревают пространство между стенками печи и муфеля (печное или рабочее пространство) посредством радиационного и конвективного механизмов теплопередачи. Расположение горелки и дымоходов обеспечивает всесторонний и равномерный нагрев муфеля. От стенок муфеля тепловой поток передается стружке. Процесс нагрева шихты сопровождается также процессом массопереноса – удалением воды и масла. Таким образом, в индукционный нагреватель шихта поступает практически в сухом виде, нагретой до температуры 600–650 °С.

Нагрев шихты в низкочастотном индукторе 7 также характеризуется рядом особенностей. Прежде всего нагревается стальной муфель 8. Температура муфеля доводится до 850–900 °С. Нагрев шихты осуществляется за счет прямого контактного теплообмена со стенками муфеля и конвективного в пространстве муфеля, что особенно эффективно при нагреве парамагнитных и немагнитных материалов, входящих в состав металлургических композитов. Металлические частицы помимо прямого контакта с нагретым телом подвержены также электромагнитному воздействию.

Известно, что стружка, содержащая значительное количество СОЖ (до 12% по массе), в индукционной печи плавится в течение продолжительного времени с большим перерасходом электроэнергии, однако в сухом виде она плавится гораздо быстрее вследствие увеличения плотности сухого горячего металла, снижения пористости и повышения его магнитной восприимчивости. Применение индукционного нагрева в сочетании с предварительным газопламенным гарантированно обеспечивает достижение заданной температуры нагрева шихты при полном удалении жидкой фазы. Печь, построенная по такому принципу, обладает наименьшими габаритами и наивысшей производительностью.

В связи с разделением расчетной схемы печи на три зоны поставленную задачу следует разбить на три части (рис. 1): 1 – нагрев стружки в зоне загрузки в печь H_l ; 2 – нагрев стружки в зоне газопламенного нагрева H_g ; 3 – нагрев стружки в зоне индукционного нагрева H_{in} . Нами проведена первая часть работы, связанная с моделированием процесса нагрева стружки в зоне загрузки в печь.

Моделирование процесса нагрева стружки в зоне загрузки в печь

Цель данной задачи состоит в определении средней температуры стружки на выходе из зоны загрузки (очерчена красной линией) $T_{s,out}$ в зависимости от температуры входящих в эту зону дымовых газов $T_{g,in}$ (рис. 2, таблица).

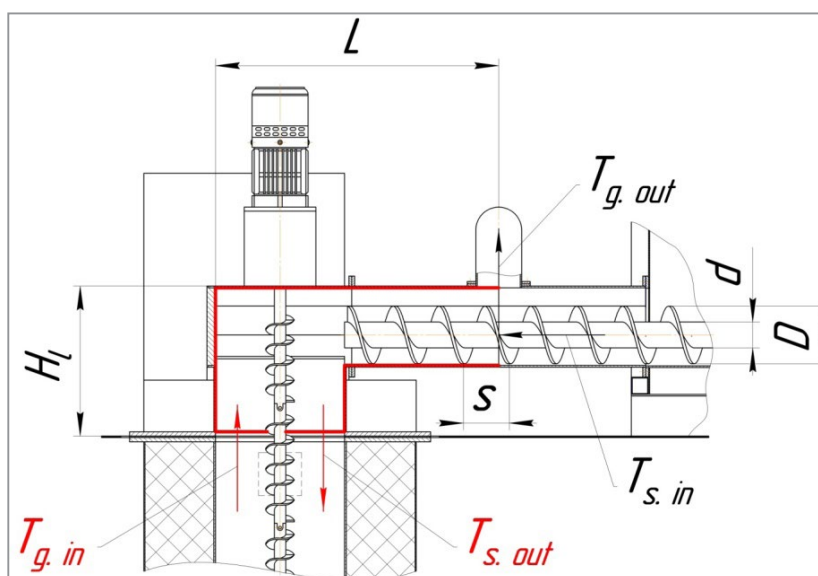


Рис. 2. Расчетная схема процесса нагрева стружки в зоне загрузки в печь

Исходные данные

$T, ^\circ\text{C}$	$\rho_s, \text{кг/м}^3$	$C_{p,s}, \text{Дж/(кг}\cdot\text{K)}$	$\lambda, \text{Вт/(м}\cdot\text{K)}$	ϵ_r
20	900	469	48.1	0.5
100	900	490	49	0.5
200	900	511	49	0.5
300	900	532	47	0.5
400	900	553	44	0.5

500	900	578	44	0.55
600	900	611	38	0.6
700	900	708	35	0.7
800	900	699	29	0.8
900	900	680	28	0.9

СОЖ (смазочно-охлаждающая жидкость)

$T_{b,W} = 373 \text{ K}$ – температура кипения воды;

$L_{EV,W} = 2260 \text{ кДж/кг}$ – теплота испарения воды;

$\Delta T_W = 3,0 \text{ K}$ – температурный диапазон испарения воды;

$\Phi_{\text{СОЖ}}$ – концентрация СОЖ в стружке, массовые доли;

$\Phi_W = \Phi_{\text{СОЖ}} - \Phi_0$ – концентрация воды в стружке, массовые доли;

$\lambda_{W,0} = 56,7 \text{ Вт/(м·K)}$ – теплопроводность воды при $0 \text{ }^\circ\text{C}$;

$\lambda_{W,100} = 68,5 \text{ Вт/(м·K)}$ – теплопроводность воды при $100 \text{ }^\circ\text{C}$;

$C_{P,WV} = 2100 \text{ Дж/(кг·K)}$ – теплоемкость паров воды;

$T_{b,0} = 673 \text{ K}$ – температура кипения масла;

$L_{ev,0} = 1260 \text{ кДж/кг}$ – теплота испарения масла;

$\Delta T_0 = 10 \text{ K}$ – температурный диапазон испарения масла;

$\Phi_0 = 0,05 - 0,07$ – концентрация масла в стружке, массовые доли;

$Q_{C,0} = 40000(42500) \text{ кДж/кг}$ – теплота сгорания масла;

$\rho_0 = 850 \text{ кг/м}^3$ – плотность масла;

$\lambda_0 = 50,0 \text{ Вт/(м·K)}$ – теплопроводность масла;

$C_{p,0v} = 1000 \text{ Дж/кг}$ – теплоемкость паров масла;

$E_{A,0} = 130000 \text{ Дж/моль}$ – энергия активации реакции горения паров масла;

$K_0 = 2,62E + 8 \text{ 1/с}$ – предэкспонента для скорости горения масла.

Задача нагрева стружки в шнековом питателе (винтовом конвейере) является сложной комплексной задачей, включающей в себя большое количество переменных параметров. Поскольку в данной работе эта часть задачи не является основной и не требует высокой точности, из рассмотрения был исключен нагрев винта шнека. Также предполагалось отсутствие тепловых потоков по радиусу засыпки, так как в процессе транспортировки стружка перемешивается и соответственно тепловые потоки в этом направлении существенного вклада вносить не будут. Не рассматриваются также тепловые потоки вдоль движения стружки, поскольку они достаточно малы по сравнению с тепловым потоком, приходящим от горячих дымовых газов. С учетом принятых допущений температура стружки в шнеке определялась по следующему уравнению:

$$(C_{p,s}\rho_s)_{eff} \frac{\partial T_s}{\partial t} = q_{s,ext}, \quad (1)$$

где $C_{p,s}$ – теплоемкость стружки (с учетом наличия СОЖ), Дж/(кг·K); ρ_s – насыпная плотность стружки, кг/м³; T_s – температура стружки, K; $q_{s,ext}$ – плотность теплового потока, кВт/м³; t – время, с.

Для численного решения задачи воспользуемся зональной моделью [4, 5]. Сущность зональных методов заключается в делении излучающей системы на зоны и замене непрерывного распределения температур и физических характеристик прерывным, состоящим из конечного числа однородных участков (зон). Исходя из этого, всю зону загрузки длиной L разобьем на i -е количество изотермических оптически однородных объемных зон, каждая из которых имеет длину, равную шагу витков шнека s . После некоторых преобразований (1) получаем выражение для определения температуры стружки в каждой зоне:

$$T_s^i = T_s^{i-1} + \frac{Q_{s,ext}}{(C_{p,s}\rho_s)_{eff} v_s S_s}, \quad (2)$$

где i – номер зоны (нумерация в направлении движения стружки); v_s – скорость стружки в шнеке, м/с; S_s – площадь поперечного сечения, занимаемого стружкой, м²; $Q_{s,ext}$ – сумма тепловых потоков, подводимых к стружке, кВт.

Эффективная теплоемкость определяется аддитивно исходя из массовой доли каждой компоненты в стружке:

$$C_{p,eff} = \varphi_s C_{p,s} + \varphi_{wat} C_{p,wat} + \varphi_{oil} C_{p,oil},$$

где φ_s , φ_{wat} , φ_{oil} – массовые доли стружки, воды и масла; $C_{p,s}$, $C_{p,wat}$, $C_{p,oil}$ – теплоемкости стружки, воды и масла. Помимо СОЖ свободное пространство пор в стружке заполняет воздух, доля которого по оценкам составляет $\varphi_{air} = 0,09\%$ при 10% СОЖ ($\varphi_{wat} = 5\%$, $\varphi_{oil} = 5\%$), поэтому при расчете эффективной теплоемкости вклад воздуха не учитывается.

Скорость движения стружки в шнеке v_s и время прохождения зоны загрузки t определяются через заданную производительность печи Q , используя следующие выражения:

$$Q = V \rho_s n \psi \text{ или } n = \frac{Q}{V \rho_s \psi},$$

$$v_s = sn, \quad t = \frac{L}{v_s}, \quad (3)$$

где Q – производительность шнека, равная производительности печи, кг/ч; V – максимальный объем, m^3 , который может занимать стружка в одном шаге шнека: $V = \frac{\pi}{4}(D^2 - d^2)s$; D – диаметр шнека, мм; d – диаметр вала, мм; n – частота вращения шнека, об/мин; ψ – коэффициент заполнения, изменяется от 0 до 1; s – шаг витков, мм.

Данная задача является сопряженной, поскольку совместно с температурой стружки рассчитывается температура дымовых газов. Температура газа описывается аналогичным уравнением:

$$C_{p,g} \rho_g \frac{\partial T_g}{\partial t} = -q_{g,ext}, \quad (4)$$

где $C_{p,g}$, ρ_g , T_g – соответственно теплоемкость, плотность и температура дымовых газов; $q_{g,ext}$ – плотность теплового потока. После преобразования уравнения (4) получено выражение для определения температуры газа в каждой зоне:

$$T_g^i = T_g^{i+1} - \frac{Q_{g,ext}}{C_{p,g} G_g}, \quad (5)$$

где G_g – массовый расход газа, кг/ч; $Q_{g,ext}$ – сумма тепловых потоков, отводимых от дымовых газов, кВт.

Температуры стружки и дымовых газов в каждой последующей зоне определяются по температурам, полученным в предыдущей зоне (в пределах шага шнекового питателя). Отличие в индексах предыдущей зоны в уравнениях (2) и (5) связано с противоположным направлением их движения, при этом нумерация зон общая.

Предполагается, что газовый поток движется с расходом G_g , соответствующим мощности горелки, в которой происходит сжигание смеси воздуха и природного газа при температуре T^* , т.е. пренебрегается иными источниками дымовых газов в системе. Расход воздуха Q_{air} определяется в соответствии с расходом CH_4 , подаваемым на горелку ($Q_{fuel} = 20 \text{ м}^3/\text{ч}$), и рассчитывается по формуле $Q_{air} = \alpha V_0 Q_{fuel}$, где α – коэффициент избытка воздуха (в работе используется $\alpha = 1,85$); V_0 – минимально необходимое количество воздуха для сжигания 1 м^3 топлива (для CH_4 – $9,52 \text{ м}^3/\text{м}^3$); Q_{air} и Q_{fuel} – объемный расход воздуха и топлива, $\text{м}^3/\text{ч}$. Следовательно, массовый расход дымовых газов определяется по выражению

$$G_g = \rho_g (1 + \alpha V_0) Q_{fuel} \frac{T^*}{273K}.$$

Температуры стружки и дымовых газов на входе в рассматриваемую систему задаются $T_{s,in}$ и $T_{g,in}$:

$$T_s|_{t=0} = T_s^{i=0} = T_{s,in},$$

$$T_g|_{t=0} = T_g^{i=N} = T_{g,in}. \quad (6)$$

При решении данной задачи рассмотрены два варианта граничных условий: с учетом и без учета теплообмена с окружающей средой [6, 7]. Тепловые потоки через стенку, отделяющую дымовые газы и стружку, а также окружающую среду, описываются в квазистационарном приближении, так как основной интерес представляет установившийся процесс работы печи. В рамках этого приближения тепловой

поток, падающий на стенку печи со стороны одной среды, равен потоку, который отдает противоположная поверхность этой стенки другой среде.

Для варианта с внешними адиабатическими стенками $Q_{g,ext} = Q_{s,ext} = Q_{g \rightarrow s}$, соответственно система тепловых потоков, позволяющая определить температуру на каждой поверхности рассматриваемых элементов конструкции печи, следующая:

$$\begin{aligned} Q_{g \rightarrow s} &= \varepsilon_{wg} \sigma_0 (T_g^4 - T_{wg}^4) S_{wg} + \alpha_g (T_g - T_{wg}) S_{wg} + \varepsilon_{ww} \sigma_0 (T_{ww}^4 - T_{wg}^4) S_{ww}, \\ Q_{g \rightarrow s} &= \frac{\lambda_w}{d_w} (T_{wg} - T_{ws}) \frac{S_{ws} + S_{wg}}{2}, \\ Q_{g \rightarrow s} &= \varepsilon_{ws} \sigma_0 (T_{ws}^4 - T_s^4) S_{ws}, \end{aligned} \quad (7)$$

где $Q_{g \rightarrow s}$ – тепловой поток от дымовых газов к стружке, кВт; T_{wg} и T_{ws} – температура стенки со стороны дымовых газов и стружки, К; T_{ww} – температура стенки канала дымовых газов со стороны окружающей среды (не граничит со стружкой) и в данной постановке (адиабатные стенки) принимается равной T_g , К; λ_w – теплопроводность стенки, кВт/(м·К); d_w – толщина стенки, мм; σ_0 – постоянная Стефана-Больцмана: $\sigma_0 = 5,67 \cdot 10^{-8}$, кВт/(м²/К⁴); S_{wg} и S_{ws} – площади поверхностей теплообмена со стороны дымовых газов и стружки, м²; α_g – коэффициент конвективного теплообмена дымовых газов в канале, кВт/(м·К); ε_{wg} , ε_{ws} и ε_{ww} – приведенная степень черноты между стенкой и газом, между стенкой и стружкой и между противоположными стенками в газовом канале.

Коэффициент теплообмена между газом и стенками канала $\alpha_g = Nu \lambda_g / d^*$ определяется корреляцией для турбулентного режима течения газа в канале:

$$Nu = 0,021 \cdot Re_g^{0,8} Pr_g^{0,43} \left(\frac{Pr_g}{Pr_w} \right)^{0,25} \varepsilon_l,$$

где λ_g – теплопроводность дымовых газов, кВт/(м·К); d^* – эквивалентный диаметр канала; Nu – критерий Нуссельта; Pr_g – критерий Прандтля; Re_g и Re_w – критерий Рейнольдса при температуре газа и стенки; ε_l – поправка, учитывающая влияние на теплоотдачу гидродинамической стабилизации потока на начальном участке теплообмена.

Так как трехатомные газы, в частности углекислый газ (CO₂) и водяной пар (H₂O), входящие в состав дымовых газов, оптически активны в инфракрасном диапазоне спектра, в модели учтен радиационный теплообмен газа со стенкой, а также при определении радиационного теплообмена между стенками канала учтено нахождение поглощающей среды (дымовых газов) между ними. Приведенная степень черноты в системе газовый поток/стенка $\varepsilon_{g,w}$ определяется по формуле:

$$\varepsilon_{g,w} = \left(\frac{1}{\varepsilon_g} + \frac{1}{\varepsilon_w} - 1 \right)^{-1},$$

где ε_g и ε_w – степень черноты газа и стенки. Приведенная степень черноты для системы двух поверхностей, разделенных поглощающим газом, описывается выражением:

$$\varepsilon_{w,w} = \left(\frac{1}{\varepsilon_{w1}} + \frac{1}{\varepsilon_{w2}} - \frac{2(1 - \varepsilon_g)}{2 - \varepsilon_g} \right)^{-1}.$$

Степень черноты газа рассчитывается по формуле $\varepsilon_g = \beta \varepsilon_{H_2O} + \varepsilon_{CO_2}$, где β – поправочный коэффициент; ε_{CO_2} и ε_{H_2O} – степени черноты углекислого газа (CO₂) и водяного пара (H₂O), которые определяются по известным номограммам.

Таким образом, тепловой поток, падающий на стенку со стороны дымовых газов, включает радиационный и конвективный тепловые потоки от газа и радиационный поток от противоположной стенки. В данной части задачи при расчете радиационных тепловых потоков между стенками угловые коэффициенты принимались равными 1. Поскольку определение этих параметров для сложной геометрии требует немалых затрат по времени как на стадии создания кода, так и в процессе самого расчета и реальное их значение, согласно геометрии канала, будет несильно отличаться от 1 (стенки условно параллельные), данное допущение не должно заметно повлиять на конечный результат. В случае теплообмена газа со стенкой угловые коэффициенты также равны 1, поскольку имеет место радиационный теплообмен между двумя условно параллельными поверхностями: стенка и поверхность оболочки, в которой расположен газ.

Математическая модель нагрева стружки в шнеке от дымовых газов без учета теплообмена с окружающей средой состоит из уравнений (2), (5) и (7). Математическая модель с учетом внешнего теплообмена дополнена двумя аналогичными системами уравнений для тепловых потоков от дымовых газов к окружающей среде и со стороны стружки к окружающей среде. В данном описании они не приводятся.

Поскольку движение стружки и дымовых газов происходит в противоположных направлениях, определение их температур осуществляли итерационно.

Геометрические параметры шнека: $D = 200$ мм; $d = 90$ мм; $s = 160$ мм; $\delta = 10$ мм – толщина витка; $L = 975$ мм; $\delta_{w2} = 5$ мм – толщина стенки между шнеком и каналом. В случае учета теплообмена с окружающей средой дополнительно вводятся следующие параметры: $\delta_{w1} = 6$ мм – толщина стенки шнека и канала с внешней стороны (со стороны изоляции); $d_{is} = 100$ мм – толщина слоя изоляционного материала.

В ходе проведенного моделирования были получены зависимости температуры стружки на выходе из шнека от температуры дымовых газов на входе (в канал над шнеком) для массовой доли СОЖ в стружке 10% и различных долей масла (рис. 3).

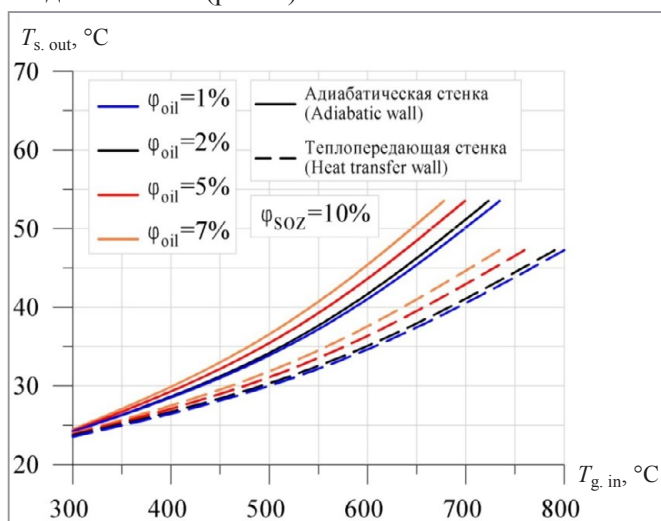


Рис. 3. Зависимость температуры стружки на выходе из зоны загрузки от температуры дымовых газов на входе

Установлено, что в процессе нагрева стружки в шнеке при интересующих условиях испарение СОЖ не происходит, соответственно в камеру газопламенного нагрева стружка поступает немного подогретой (< 100 °C) и с той же долей СОЖ. Чтобы не нагромождать программу, включая в основной код большое количество составных частей, создавая тем самым дополнительные циклы с итерациями, полученные зависимости были аппроксимированы полиномом 2-й степени и включены в программу расчета нагрева стружки в камере газопламенного нагрева как корреляция зависимости температуры стружки на входе от температуры выходящих дымовых газов.

Данные зависимости получены для двух вариантов граничных условий: с учетом и без учета теплообмена внешней стенки с окружающей средой. Чем выше температура дымовых газов, тем больше разница в результатах, полученных при разных постановках. По этой причине в последующих расчетах используются зависимости, учитывающие теплообмен с окружающей средой.

Выводы

1. Приведено описание устройства и принципа действия проходной муфельной печи горячего брикетирования стружко-порошковых дисперсий черных металлов. Отличительной особенностью данного устройства является наличие двух систем газопламенного и индукционного нагрева, в результате которого гарантированно обеспечивается достижение заданной температуры нагрева шихты при полном удалении жидкой фазы. Масляная компонента СОЖ используется для создания защитной углеводородной атмосферы, обеспечивающей безокислительный нагрев металла, а также получение углеродного покрытия, которое помимо защитных функций выполняет роль смазки в процессе горячего брикетирования. Последующее сжигание паров масла в топке печи приводит к значительной экономии природного газа. Печь, построенная по такому принципу, обладает наименьшими габаритами и наивысшими технико-экономическими характеристиками.

2. Расчетная схема печи разделена на три зоны: 1 – зона загрузки в печь; 2 – зона газопламенного нагрева; 3 – зона индукционного нагрева. Выполнено моделирование процесса нагрева стружки в зоне загрузки в печь. Получены зависимости температуры стружки на выходе из шнекового питателя от температуры дымовых газов на входе для массовой доли СОЖ в стружке 10% и различных долей масла. Установлено, что в процессе нагрева стружки в зоне загрузки фазовые превращения СОЖ не происходят, температура нагрева шихты не превышает 100 °С.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дьяконов О.М., Литвинко А.А., Серeda В.Ю. Оценка качества горячепрессованных брикетов как вида шихтовых материалов // *Литье и металлургия*. 2020. № 3. С. 48–55.
2. Дьяконов О.М., Литвинко А.А., Серeda В.Ю. Совершенствование технологии рециклинга отходов черных металлов в процессах их подготовки к металлургическому переплаву // Тр. 28-й Междунар. науч.-техн. конференции «Литейное производство и металлургия 2020, Беларусь». Минск, 2020. С. 45–52.
3. Дьяконов О.М., Серeda В.Ю. Безокислительный нагрев стружко-порошковых дисперсий черных металлов в углеводородной атмосфере // *Литье и металлургия*. 2021. № 4. С. 79–89.
4. Блох А.Г., Журавлев Ю.А., Рыжков Л.Н. Теплообмен излучением. М.: Энергоатомиздат, 1991. 288 с.
5. Лисиенко В.Г. Зональная модель теплообмена при нагреве металла в пламенных печах // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1972. № 8. С. 154–158.
6. Телегин А.С., Швыдкий В.С., Ярошенко Ю.Г. Тепломассоперенос. М.: Металлургия, 1995. 400 с.
7. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. М.: Энергия, 1977. 344 с.

REFERENCES

1. D'jakonov O. M., Litvinko A. A., Sereda V. Ju. Ocenka kachestva gorjachepressovannyh briкетов kak vida shihtovyh materialov [Evaluation of the quality of hot-pressed briquettes as a type of charge materials]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 48–55.
2. D'jakonov O. M., Litvinko A. A., Sereda V. Ju. Sovershenstvovanie tehnologii reciklinga othodov chernyh metallov v processah ih podgotovki k metallurgicheskomu pereplavu [Improving the technology of recycling ferrous metal waste in the processes of their preparation for metallurgical remelting]. *Trudy 28-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2020. Belarus'» = Proceedings of the 28th International Scientific and Technical Conference "Foundry production and metallurgy 2020. Belarus"*. Minsk, 2020, pp. 45–52.
3. D'jakonov O. M., Sereda V. Ju. Bezokislitel'nyj nagrev struzhko-poroshkovyh dispersij chernyh metallov v uglevodorodnoj atmosphere [Oxidation-Free Heating of Chip-Powder Dispersions of Ferrous Metals in a Hydrocarbon Atmosphere]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 79–89.
4. Bloh A. G., Zhuravlev Ju. A., Ryzhkov L. N. *Teploobmen izlucheniem* [Heat transfer by radiation]. Moscow, Jenergoatomizdat Publ., 1991, 288 p.
5. Lisienko V. G. Zonal'naja model' teploobmena pri nagreve metalla v plamennyh pechah [Zonal model of heat transfer during metal heating in flame furnaces]. *Izvestija vuzov. Chernaja metallurgija = Processings of high schools. Ferrous metallurgy*, 1972, no. 8, pp. 154–158.
6. Telegin A. S., Shvydkij V. S., Jaroshenko Ju. G. *Tplomassoperenos* [Heat and mass transfer]. Moscow, Metallurgija Publ., 1995, 400 p.
7. Miheev M. A., Miheeva I. M. *Osnovy teploperedachi* [Fundamentals of heat transfer]. Moscow, Jenergija Publ., 1977, 344 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-68-77>

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

Поступила 14.04.2022

Received 14.04.2022

АЛЮМИНИЕВЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО СПЛАВА В95, ОБРАБОТАННОГО АКТИВИРОВАННЫМИ ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

А. Т. ВОЛОЧКО, М. С. КОВАЛЬКО, К. Б. ПОДБОЛОТОВ, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: volochkoat@mail.ru

YANGWEI WANG, HAIYUN WANG, Beijing Institute of Technology, г. Пекин, КНР

В работе представлены результаты исследований по получению композитов при обработке алюминиевого расплава на основе высокопрочного сплава В95 активированными дисперсными частицами нитридов (AlN , Si_3N_4 , TiN), карбидов (SiC , TiC), наноструктурированного углерода (фуллереновой сажи), азотсодержащими компонентами (глицин $C_2H_5NO_2$, карбамид CH_4N_2O). Приведена оценка прочностных свойств получаемых композитов от режимов активации шихты с дисперсными частицами и режимов термообработки материала. Показана возможность повышения прочностных характеристик литейного композита на 15–20% за счет дополнительной механоактивации шихты и достижения после термической обработки предела прочности при сжатии 900–1050 МПа, твердости 150–160 НВ, модуля упругости 20–25 ГПа.

Ключевые слова. Алюминиевые композиты, высокопрочные алюминиевые сплавы, активированные дисперсные частицы карбидов, нитридов, наноструктурированного углерода для обработки расплава, модификаторы, лигатуры, структура, антифрикционные свойства, технология ex-situ и in-situ.

Для цитирования. Волочко, А. Т. Алюминиевые композиты на основе высокопрочного сплава В95, обработанного активированными дисперсными частицами / А. Т. Волочко, М. С. Ковалько, К. Б. Подболотов, Yangwei Wang, Haiyun Wang // Литейное производство и металлургия. 2022. № 2. С. 68–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-68-77>.

ALUMINUM COMPOSITES BASED ON HIGH-STRENGTH ALLOY B95 TREATED WITH ACTIVATED DISPERSED PARTICLES

A. T. VOLOCHKO, M. S. KOVALKO, K. B. PODBOLOTOV, Physical-Technical Institute of the National
Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: volochkoat@mail.ru

YANGWEI WANG, HAIYUN WANG, Beijing Institute of Technology, China

The paper presents the results of studies on the production of composites during the processing of aluminum melt based on high-strength alloy B95 activated dispersed particles of nitrides (AlN , Si_3N_4 , TiN), carbides (SiC , TiC), nanostructured carbon (fullerene carbon black), nitrogen-containing components (glycine $C_2H_5NO_2$, carbamide CH_4N_2O). The evaluation of the strength properties of the obtained composites from the activation modes of the charge with dispersed particles and the modes of heat treatment of the material is given. The possibility of increasing the strength characteristics of the casting composite by 15–20% due to additional mechanical activation of the charge and achieving, after heat treatment, the compressive strength of 900–1050 MPa, hardness of 150–160 HV, elastic modulus of 20–25 GPa is shown.

Keywords. Aluminum composites, high-strength aluminum alloys, activated dispersed particles of carbides, nitrides, nanostructured carbon for melt treatment, modifiers, ligatures, structure, antifriction properties, ex-situ and in-situ technology.

For citation. Volochko A. T., Kovalko M. S., Podbolotov K. B., Wang Yangwei, Wang Haiyun. Aluminum composites based on high-strength alloy B95 treated with activated dispersed particles. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 68–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-68-77>

Введение

Создание новой техники неразрывно связано с разработкой новых материалов и совершенствованием технологии их получения. Высокопрочные алюминиевые композиты следует рассматривать как эффективный материал для снижения массы в условиях возникновения критических напряжений на сжатие. Кроме того, к таким материалам предъявляются требования по теплотехническим, антифрикционным и другим характеристикам.

Анализ известных высокопрочных и сверхвысокопрочных алюминиевых сплавов показал, что сплавы на основе системы Al-Zn-Mg-Cu обладают наивысшей прочностью и имеют предел текучести на 40–50 % выше, чем у наиболее распространенных алюминиевых деформируемых сплавов – дюралюминия Д16. В начале сороковых годов XX столетия на основе данной системы был разработан сплав В95 – аналог американского сплава 7075 (Alcoa) [1]. Максимальной прочности изделий из этих сплавов можно добиться последующей термообработкой: закалкой, искусственным старением [2, 3].

Среди эффективных микродобавок для высокопрочных алюминиевых сплавов можно выделить Zr, Li, Ag, Sc [1, 5]. Установлено, что введение 0,1–0,13 мас. % Zr обеспечивает субзеренное упрочнение. Такого рода сплав В96Ц-Зпч характеризуется прочностью более 600–645 МПа, для него и аналогов характерен трехступенчатый режим старения, с регламентацией скоростей нагрева и охлаждения (режим Т12) [4], что в практическом плане не затрудняет промышленное исполнение.

В последние годы наряду с поиском микродобавок и оптимизацией соотношения основных легирующих элементов в сплавах интерес исследователей сосредотачивается и на новых способах получения не только сплавов, но и композитов на их основе, армированных оксидными, нитридными, карбидными, углеродными и другими дисперсными частицами [1–4]. Упрочнение алюминиевых сплавов дисперсными частицами позволяет использовать максимум свойств как металлической матрицы, так и вводимых компонентов. Не менее важным в повышении механических свойств является и скорость кристаллизации.

В мировой практике для получения полуфабрикатов в системе Al-Zn-Mg-Cu с добавками Li, SiC и Al_2O_3 предлагается так называемый метод спрей-формирования (Spray forming) [5], известный как литье распылением. Металл в жидком состоянии, находящийся в индукционной печи, выливают тонкой струей через коническое разливное устройство с малокалиберным керамическим соплом, после чего он разбивается о подложку на капли (рис. 1). Далее происходит осаждение и образование заготовки. Спрей-формовочный газ имеет скорость потока расплавленного сплава 1–20 кг/мин, а само формование дает определенные преимущества в плане быстрого охлаждения и сокращения числа операций между расплавом и готовой продукцией.

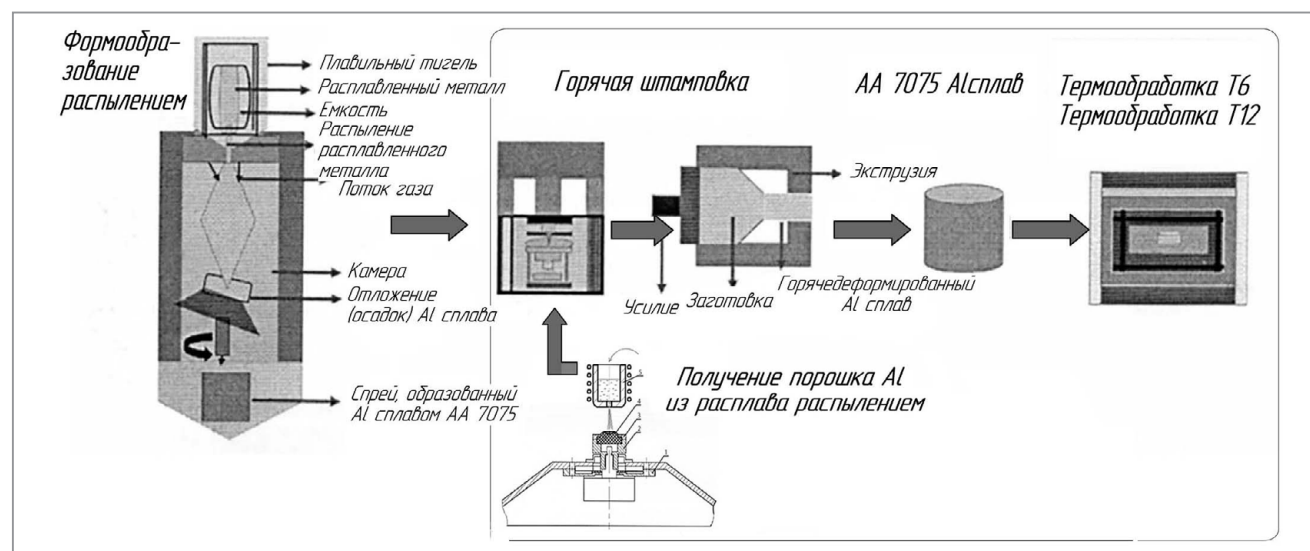


Рис. 1. Технологические схемы процесса получения заготовок спрей-формованием (формообразование распылением в камере) и с использованием распыленных на воздухе порошков

Этот способ имеет относительно низкий выход годного материала с потерями около 30 %, которые происходят из-за избыточного распыления капель, не достигающих заготовки. Пористость как результат захвата газа и осадка при затвердевании является проблемой для регулирования свойств. Кроме того, свободно протекающий процесс с множеством взаимосвязанных переменных не позволяет предсказать форму, пористость и скорость осаждения сплава, а отсутствие надежного управления процессом сдерживает его коммерциализацию. Полученные таким образом заготовки в дальнейшем могут подвергаться горячей обработке давлением (прессованию, штамповке), а также термообработке [5, 6]. Альтернативой спрей-формованию может служить сочетание методов получения порошков при больших скоростях охлаждения и способов компактирования, обеспечивающих металлический контакт при интенсивной деформации [7] (рис. 1).

Вместе с тем, для получения алюминиевых композитов особый интерес представляют методы литья. При введении дисперсных частиц в жидкие металлы возможно смачивание их расплавом [8], однако для отдельных дисперсных частиц (углерода, оксидов, карбонитридов и др.) смачивание проблематично.

Существуют способы введения углерода в жидко-твердую массу расплава на основе силуминов, находящуюся в температурном интервале между ликвидусом и солидусом с широким интервалом кристаллизации по диаграмме состояния [8, 9]. Наиболее технологичным и дешевым способом получения дисперсно-армированных композитов является литейный метод механического замешивания наполнителя в матричном расплаве с использованием специальных лигатур [8, 10].

В современной металлургии [11, 12, 17] известны так называемые способы реакционного литья, к которым можно отнести и обработку алюминиевого расплава тугоплавкими частицами $\text{SiO}_2(\text{BTi})$ с покрытием BTi, выполняющими дополнительно роль модификатора [16]. Причем реакции протекают при комбинировании матрицы и модификатора в различных агрегатных состояниях и ограничиваются термодинамическими параметрами системы.

Целенаправленное регулирование структуры и свойств композиционных материалов может быть осуществлено как при введении дисперсных тугоплавких наполнителей в матрицу извне (ex-situ), так и путем формирования армирующих фаз непосредственно в процессе литья в результате реакций in-situ между матричным расплавом и реакционно-активными добавками металлических и керамических порошков.

Из методов in-situ получения композитов наиболее известны российский САМ-процесс [13] и американский Primex (Dimox)-процесс [14], основанные на in-situ обработке, характеризующиеся полной смачиваемостью армирующей фазы матричным расплавом. В основе этих методов реакция протекает непосредственно в форме за счет самопроизвольного синтеза тугоплавких оксидов, карбидов, нитридов и т.д. в объеме металла. В САМ-процессе армирующие частицы только эндогенные. Primex (Dimox)-процессы могут использовать как эндогенное, так и экзогенное армирование.

Получение достаточно мелких дисперсных фаз (нанометрических размеров) непосредственно в результате их синтеза в расплаве открывает путь стабилизации дисперсных систем при формировании конечного изделия. В Физико-техническом институте НАН Беларуси [13] опробован метод формирования нитридных фаз (сиалонов) в алюминий-кремниевом сплаве путем обработки его атомарным азотом как продуктом разложения карбамида $\text{CH}_4\text{N}_2\text{O}$ в составе алюминиевых лигатур. Карбамид способен выделять значительный объем газа (до $2,5 \text{ м}^3/\text{кг}$).

Такой подход позволяет реализовать совместную обработку азотом и порошковыми лигатурами, организовать процесс одновременного диспергирования и упрочнения тугоплавкими компонентами SiC , Al_2O_3 и компонентами AlN , Si_3N_4 , $\text{Si}_2\text{Al}_4\text{N}_4$ и др. [12].

В настоящей работе процесс изготовления литейных заготовок реализовывался по технологической схеме, приведенной на рис. 2.

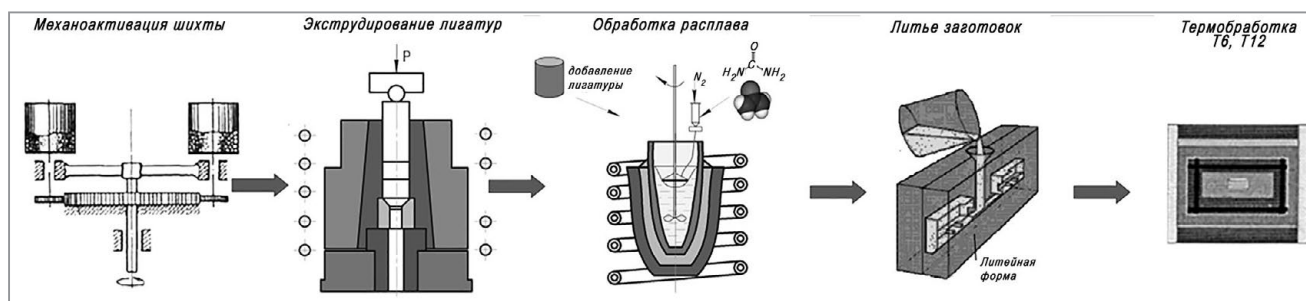


Рис. 2. Технологическая схема получения литейных заготовок

Целью работы являлось повышение свойств алюминиевого композиционного материала на основе высокопрочного сплава В95 путем обработки расплава активированными дисперсными частицами в составе лигатур.

Для достижения поставленной цели требовалось решить следующие задачи:

- исследование влияния механоактивации алюминиевой шихты, содержащей дисперсные частицы нитридов, карбидов, азотсодержащих компонентов и наноструктурированный углерод на структуру и состав лигатур;
- исследование влияния микролегирования алюминиевой матрицы и различных дисперсных наполнителей на структуру и свойства композитов;
- исследование влияния режимов получения и термообработки на свойства композитов.

Методика эксперимента

В качестве композитной матрицы применяли высокопрочный алюминиевый сплав В95 (Al - 5,42 Zn - 1,99 Mg - 1,25 Cu - 0,19 Cr - 0,34 Mn - 0,48 Fe), дополнительно микролегированный 0,02 мас.% циркония. В качестве высокоэффективных дисперсных добавок использовали нитриды (AlN, Si₃N₄, TiN), карбиды (SiC, TiC), азотсодержащие компоненты (карбамид CH₄N₂O, глицин C₂H₅NO₂), а также наноструктурированный углерод в виде фуллереновой сажи. Для сравнительной оценки возможности достижения максимальных прочностных свойств алюминиевых материалов на основе сплава В95 были исследованы образцы, полученные двумя различными методами:

1. Методом кристаллизации в порошок центробежным распылением (размер частиц – 0,5±0,1 мм, скорость ~10⁻⁴–10⁻⁵ град/с) с последующей их консолидацией [8]. Этот метод в отличие от спрей-форминга (см. рис. 1) проводится на воздухе, не требуя дополнительной камеры с защитной атмосферой. Разрушение оксидных пленок обеспечивается интенсивной деформацией более 65–70 % при экструзии.

2. Методом литья в металлический кокиль со скоростью охлаждения 40–100 град/с. Введение дисперсных частиц в расплав осуществляли посредством промежуточного материала – лигатуры, изготовленной методом горячей экструзии из шихты, состоящей на 90 мас.% порошков алюминия ПА-4 и 10 мас.% дисперсных частиц.

Температуру экструдирования лигатуры выбирали исходя из реакционной способности вводимых частиц. Для азотсодержащих компонентов она ограничивалась 120–200 °С, а для нитридных, карбидных фаз и углерода – 450–500 °С. Степень деформации, обеспечивающая необходимую прочность сцепления и, как следствие, скорость растворения лигатур в расплаве, составила 60 %.

Шихту из алюминиевых порошков и дисперсных частиц перед экструзией подвергали механоактивации в планетарной мельнице РМ 100. Соотношение масс мелющих тел и шихты составляло порядка 20:1. Заготовки композитов для исследований получали индукционной плавкой в печи ИСВ-2 при дополнительном механическом перемешивании после растворения лигатуры. Образцы отливали в металлический кокиль, обеспечивающий скорости кристаллизации не менее 40–60 с. После чего часть из них подвергали термической обработке по режиму: закалка с последующим искусственным старением [3–5]. Температура под закалку в воду составляла 475 °С, время выдержки – 9 ч; искусственное старение проводили по трем температурно-временным режимам:

1-й режим (Р1) – температура перегрева 130 °С – выдержка 24 ч;

2-й режим (Р2) – температура перегрева 170 °С – выдержка 10 ч;

3-й режим (Р3 – трехступенчатый) – при температурах и времени соответственно 90 °С – 10 ч; 120 °С – 3 ч; 160 °С – 3 ч.

Затем полученные заготовки подвергали всесторонним исследованиям механических свойств в соответствии с ГОСТ 25503-97. Измерения твердости проводили по ГОСТ 9012-59 при испытательной нагрузке 250 кгс, диаметр шарика – 5 мм. Металлографический анализ выполняли с использованием металлографического комплекса Micro-200, рентгенофазовый анализ – на дифрактометре ДРОН-3М с применением CuK_α-излучения.

Измерение тепло- и температуропроводности проводили в температурном диапазоне от 50 до 520 °С на приборе NETZSCH LFA 457 MicroFlash (Германия). Температуропроводность (α) и удельную теплоемкость (c_p) определяли по измеренному прибором сигналу. По известной плотности (ρ) материала теплопроводность рассчитывали по формуле:

$$\lambda(T) = \alpha(T) c_p(T) \rho(T). \quad (1)$$

Оценка антифрикционных свойств основывалась на трении индентора (сфера диаметром 8 мм) в сухую по стали ШХ15 ГОСТ801-78 при нагрузке 0,4 Н, скорости 65 об/мин. Параметры обрабатывали на компьютере с последующей визуализацией.

Результаты исследований

Для изготовления лигатур и введения активированных частиц в расплав, их усвоения и возможности взаимодействия с расплавом необходима операция механоактивации шихты. Эта операция в совокупности с последующей экструзией, кроме гомогенизации и измельчения структуры материала, также обеспечивает введение дисперсных частиц по технологиям ex-situ и in-situ с формированием новых наноразмерных фаз как в лигатуре, так и в расплаве.

Исследования показали, что для ряда составов алюминиевой шихты с дисперсными частицами обработка в течение 20 мин наряду с диспергированием и сваркой осколков по ювенильным поверхностям позволяет осуществить грануляцию композиций. В результате исследований влияния режимов обработки в планетарной мельнице установлено, что частота вращения $350\text{--}400\text{ мин}^{-1}$ не позволяет в полной мере обеспечить активность перемешивания и достижения гомогенного состояния. В то же время повышение частоты вращения более 600 мин^{-1} приводит к грануляции и спеканию композиционной порошковой шихты (рис. 3). Отмечено, что увеличение продолжительности обработки более 30 мин также способствует грануляции частиц композиционной шихты.

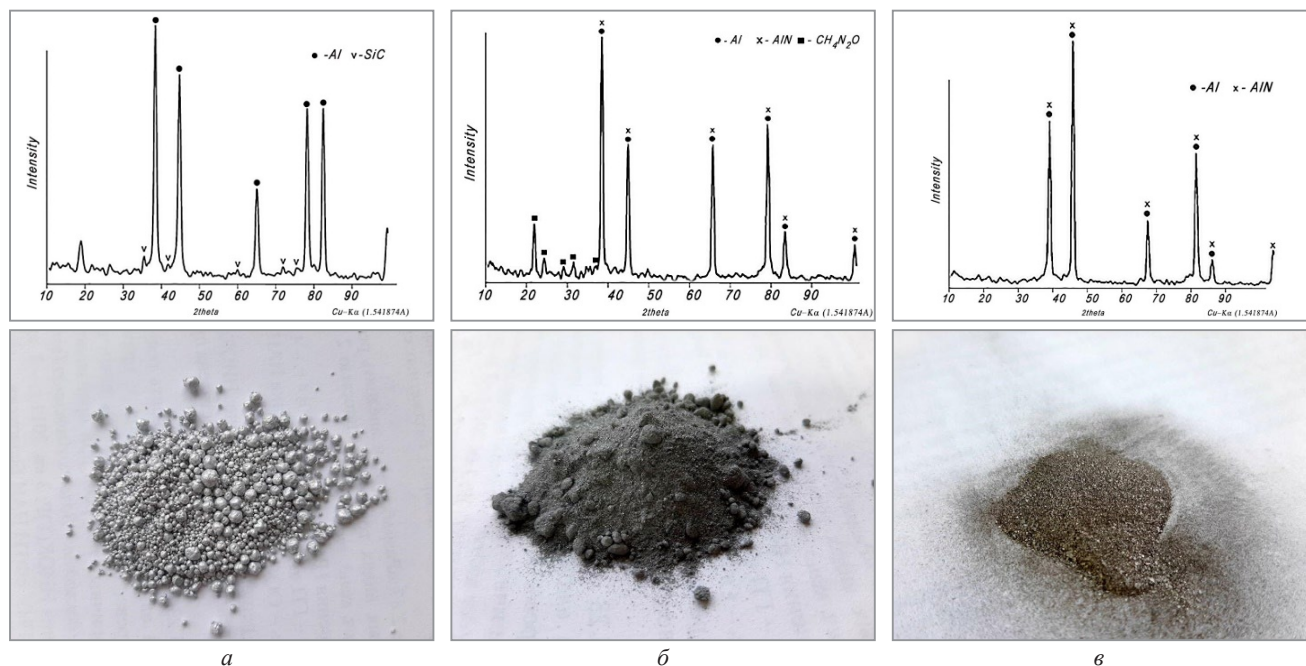


Рис.3. Механоактивированные частицы (гранулы) и их фазовый состав композиций на основе алюминия ПА-4 с добавкой: а – карбида кремния SiC; б – карбамида $\text{CH}_4\text{N}_2\text{O}$; в – глицина $\text{C}_2\text{H}_5\text{NO}_2$

Анализ зависимостей распределения основных элементов по сечению показывает возможность дополнительного образования оксидов алюминия. Так, для лигатуры, полученной из шихты $\text{Al-Si}_3\text{N}_4$, распределение основных элементов Al-O-N вдоль линии сканирования (рис. 4) показывает, что концентрирование кислорода после механоактивации идет по границам зерен $\text{Al-Si}_3\text{N}_4$ и может быть увеличено на 10–15%. Формирование оксидов является дополнительным фактором дисперсного упрочнения.

Результаты исследований фазового состава композиционных лигатур с азотсодержащими компонентами, такими, как карбамид, глицин, позволили выявить в структуре сплава нитрид алюминия AlN (см. рис. 3, б, в), что в дальнейшем положительным образом влияет на теплофизические свойства композитов. Следует отметить, что для системы с карбамидом в составе лигатур наряду с новой фазой AlN обнаруживается и органическое соединение, которое при дальнейшей механотермической обработке может разлагаться и взаимодействовать с алюминием с формированием дисперсных частиц. Это позволяет дополнительно модифицировать и упрочнять структуру композитов.

На рис. 5 приведены результаты исследования прочностных свойств материалов, изготовленных двумя различными методами. Как видно из рисунка, существенных отличий в диаграмме «напряжение-деформация» обнаружено не было. Для сплава B95, полученного методом литья при деформации 25–30%, зафиксирована максимальная прочность. В то же время анализ приведенных диаграмм «напряжение-деформация» для сплавов на основе B95, дополнительно микролегированных 0,025 мас. % циркония и изготовленных двумя различными методами, показывает, что добавки циркония существенно (на 20–25%) повышают предел прочности при сжатии, который достигает значений 670–700 МПа. Для этих составов повышается и твердость материала с 75–81 до 90–111 НВ. Для сплавов с микродобавками циркония в структуре выявлена упрочняющая фаза Al_3Zr_2 , формирующая межзеренное упрочнение.

Предлагаемая технология обработки расплавов для введения в структуру металлической матрицы дисперсных частиц открывает и возможность их синтеза (in-situ) непосредственно в расплаве, в том числе на основе сплава B95. Для этого в качестве сырьевых компонентов, как было указано выше,

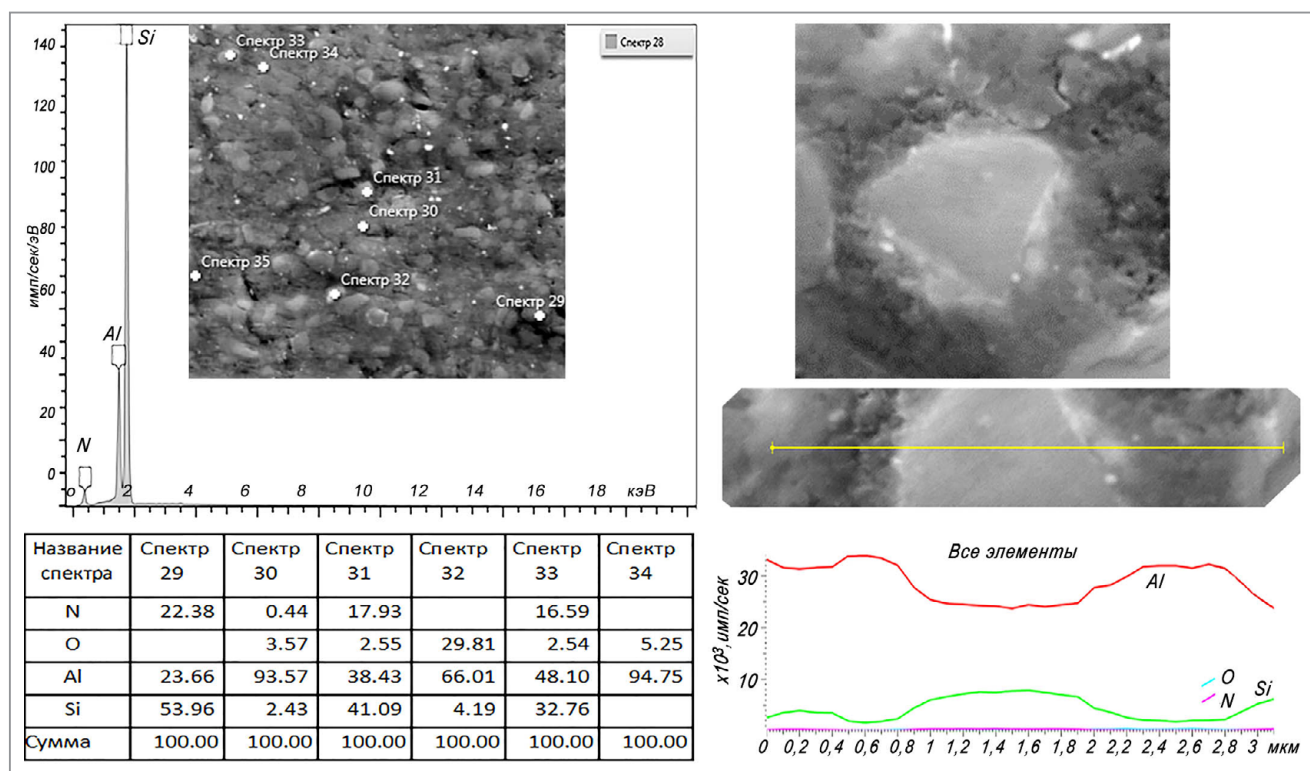


Рис. 4. Распределение Al, Si, N в образце модификаторов-лигатур, полученных из шихты $\text{Al-Si}_3\text{N}_4$ после механоактивации

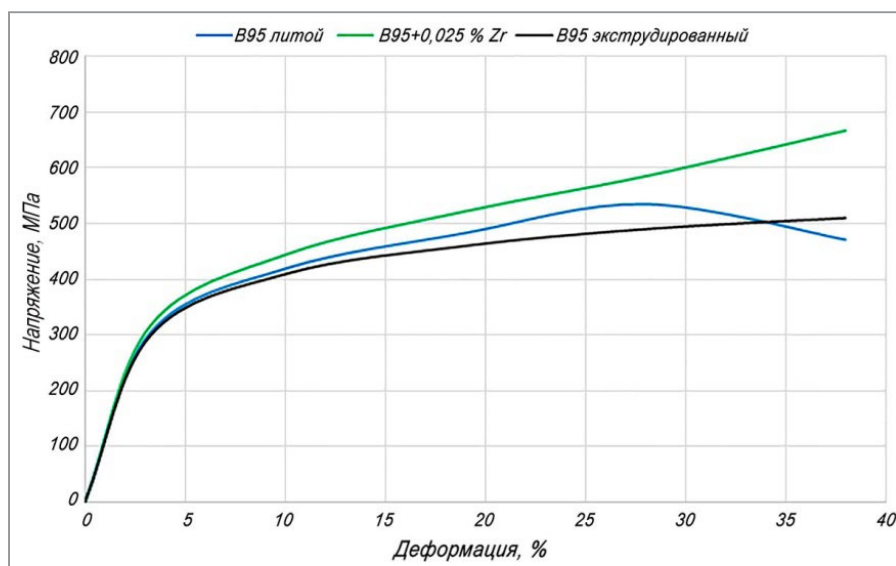


Рис. 5. Диаграмма «напряжение-деформация» при сжатии алюминиевых композитов, полученных различными методами

использовали наноструктурированный углерод (фуллереновая чернь, трансформирующаяся в карбид алюминия и/или кремния), стеклоуглерод.

Кроме того, при создании алюминиевых композитов с углеродным наполнителем следует особое внимание уделять легированию карбидообразующими элементами. Так, результаты исследований влияния 1,2 мас. % хрома в металлической матрице на основе сплава B95 позволили обеспечить дополнительное дисперсное упрочнение за счет образования карбида Cr_3C_2 . Для этого состава, подвергнутого дополнительной термообработке по режиму P3, зафиксирован предел прочности на сжатие 1000–1050 МПа (рис. 6). Степень деформации при разрушении образцов на сжатие составляет порядка 50–60%, при испытании на разрыв – 8–12%.

Исследование структуры алюминиевых лигатур, содержащих наноструктурированный углерод в виде фуллереновой сажи (черни), имеющего специфическую, ячеистую структуру (в виде кукурузного

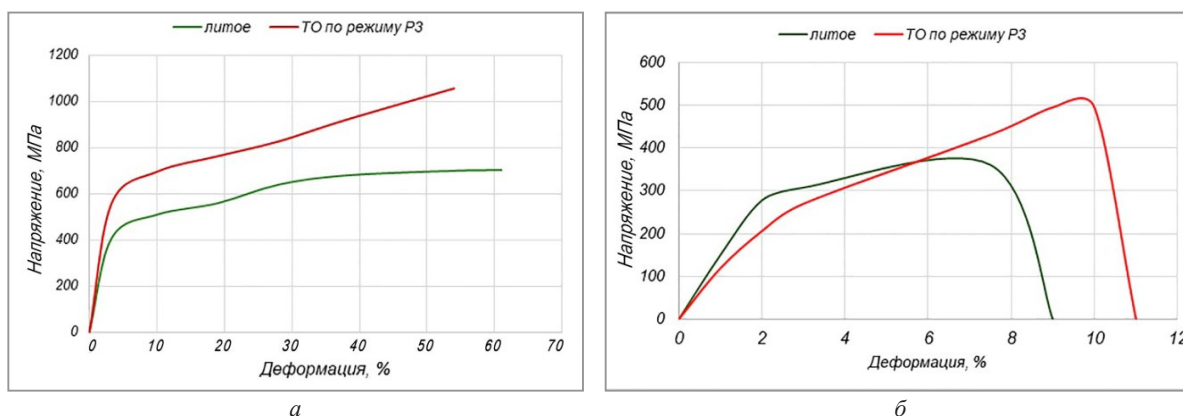


Рис.6. Диаграммы «напряжение-деформация» алюминиевых композитов с добавлением 1,2% Cr-C лигатур в литом и термообработанном состояниях при испытаниях на сжатие (а) и растяжение (б)

початка), позволило выявить аморфотизированные частицы (стеклоуглерод), отличающиеся повышенной твердостью. Этот эффект неоднократно подтвержденный исследованиями [7, 9, 10] положительным образом сказывается на модификации сплава. Анализ механических свойств композитов, содержащих 1,2 мас. % С, подвергнутых трем различным режимам термообработки, отличающихся температурно-временными параметрами искусственного старения, показал, что наиболее высокую прочность порядка 1010–1015 МПа, модуль упругости ~ 24 ГПа при твердости 156–172 НВ обеспечивают режимы обработки Р2 и Р3 (см. таблицу).

Свойства сплава В95 с добавлением лигатуры, содержащей 10 мас. % С

Номер образца	Состав	Способ получения	Режим термической обработки	Механические свойства		
				твердость НВ	$\sigma_{сж}$, МПа	E , ГПа
1	В95	Экструдирование	—	81	535	6,8
2			P1	103	461	21,3
3			P2	121	575	22,8
4			P3	124	522	25,0
5	В95 + 0,025 % Zr	Литье	—	97,2	695	4,7
6			P1	152	998	17,2
7			P2	144	1087	20,3
8			P3	159	586	3,8

Приведенные на рис. 7 сравнительные гистограммы измерения предела прочности, модуля упругости и твердости с различными наполнителями (карбиды SiC и TiC, наноструктурированный углерод) показывают возможность повышения этих характеристик при механоактивации и термообработке. Так, механоактивация шихты в сравнении с исходным состоянием без такой обработки позволяет увеличить предел прочности обработанных литейных композитов на 15–20%.

Наряду с углеродными и карбидными добавками в структуру алюминиевой матрицы, повышающими механическую прочность и антифрикционные свойства композитов, заслуживают внимания алюминиевые материалы с включениями нитрида алюминия, так как он обладает достаточно высоким коэффициентом теплопроводности (на уровне 170–230 Вт/(м·К)) [15], что сопоставимо с чистым алюминием. В совокупности с достаточно высокой теплопроводностью самой металлической алюминиевой основы такой композит может быть использован для изделий, к которым предъявляются наряду с прочностью и повышенные теплотехнические характеристики.

Сравнивая микроструктуры композитов, обработанных по технологии ex-situ лигатурами, содержащими порошки AlN, и технологии in-situ с двумя различными азотсодержащими компонентами глицин и карбамид, следует отметить, что в случае использования глицина формируется более дисперсная структура (рис. 8).

На рис. 9 приведены зависимости изменения температурно-, теплопроводности и коэффициента трения композитов, упрочненных нитридом алюминия, вводимого как с использованием порошков нитрида алюминия, так и формирующегося с использованием азотсодержащих компонентов (глицин). Для композита, обработанного лигатурой, содержащей глицин, отмечена большая нелинейная зависимость с максимальными значениями (60–165 Вт/(м·К)) в интервале температур 250–350 °С. Композит,

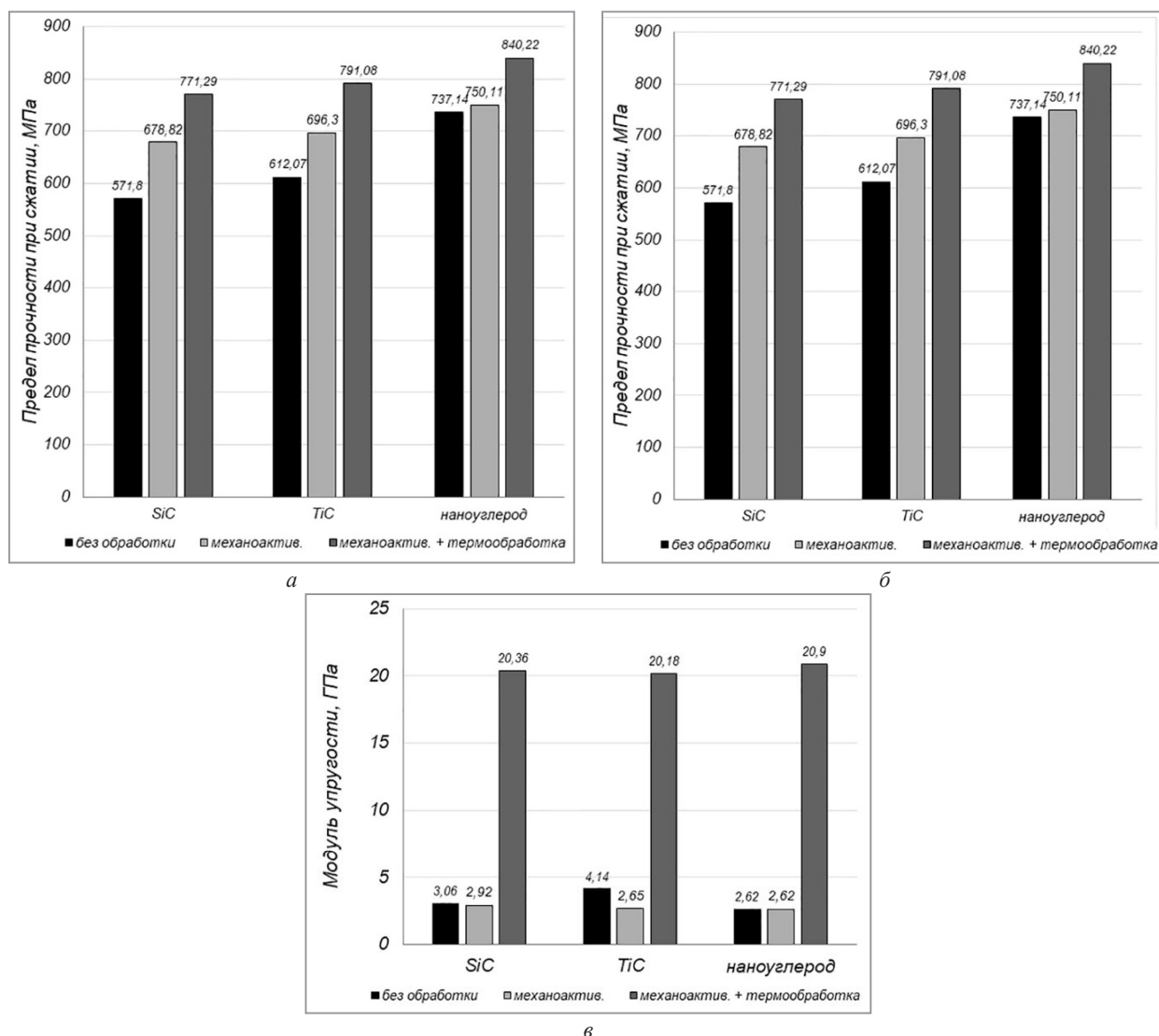


Рис.7. Изменение предела прочности (а), твердости (б) и модуля упругости (в) литейных композитов с различным наполнителем в зависимости от состава и способа обработки

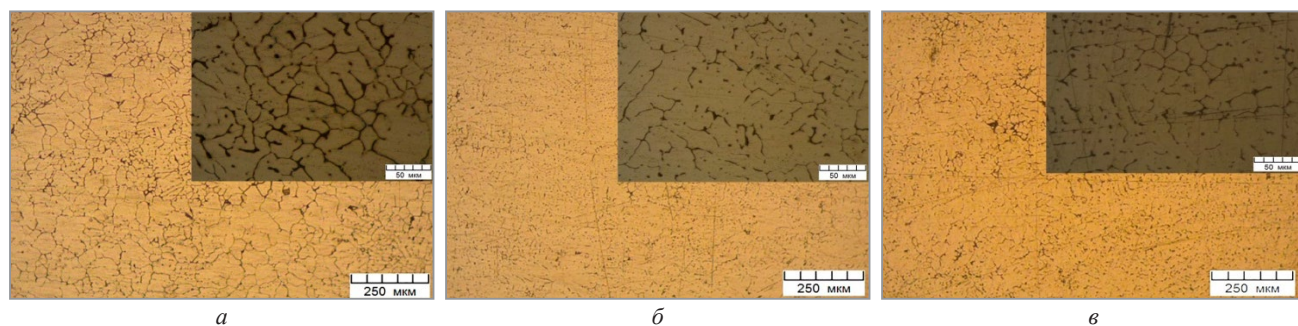


Рис.8. Микроструктура алюминиевых композитов на основе сплава В95, обработанных карбидными и азотсодержащими компонентами: SiC (а); $\text{CH}_4\text{N}_2\text{O}$ (б); $\text{C}_2\text{H}_5\text{NO}_2$ (в). $\times 100$, $\times 500$

армированный непосредственно AlN, характеризуется близким значением коэффициента теплопроводности и предельным коэффициентом температуропроводности $600 \text{ мм}^2/\text{с}$.

Из рисунка видно, что резкое возрастание коэффициента трения наблюдается только в начальной стадии приработки композитов и после установившегося режима трения заметно его плавное снижение, которое характеризуется значениями μ порядка 0,36–0,40.

Таким образом, представленные результаты позволяют судить в дальнейшем о возможности применения разработанных композитов.

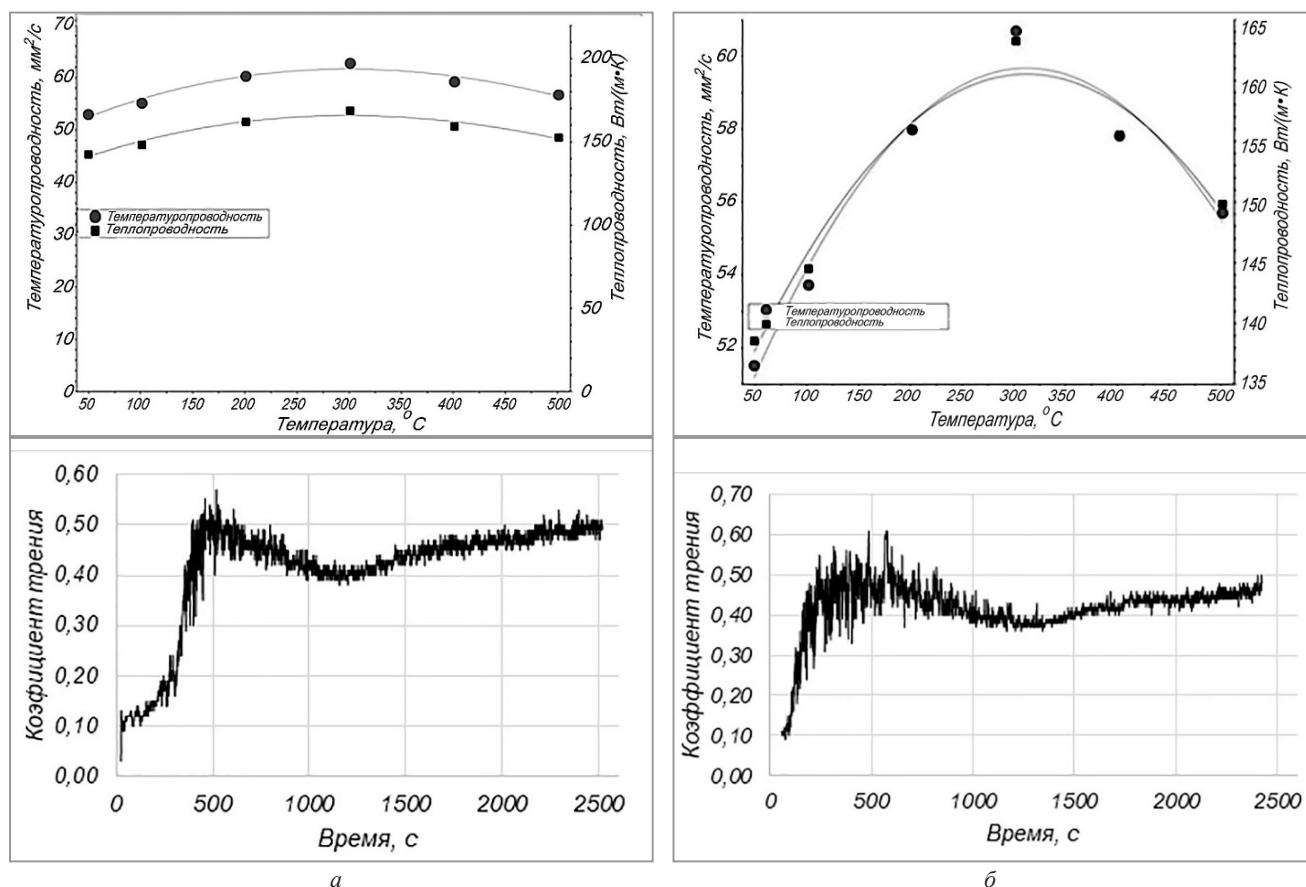


Рис. 9. Зависимость коэффициента температуропроводности, теплопроводности и коэффициента трения композита на основе сплава В95 от температуры измерения для различных составов, обработанного лигатурами, содержащими: а – AlN; б – C₂H₅NO₂

ЛИТЕРАТУРА

1. Алюминий. Металловедение, обработка и применение алюминиевых сплавов / Под ред. А. Т. Туманова [и др.]; пер. с англ. М.: Металлургия, 1972. 663 с.
2. Конструкционные высокопрочные сплавы на основе системы Al – Zn – Mg – Cu (алюминий-цинк-магний): [электронный ресурс] – Режим доступа: https://www.metmk.com.ua/18spr_alum.php.
3. Магниево-литые алюминиевые сплавы: [электронный ресурс] – Режим доступа: <https://viam.ru/magsplav>.
4. Сверхпрочные и высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu: [электронный ресурс] – Режим доступа: https://viam.ru/al_wrought_1.
5. Сенаторова, О. Г. Новые высокопрочные алюминиевые сплавы и материалы / О. Г. Сенаторова, О. Е. Грушко, Е. А. Ткаченко и [др.] // Технология легких сплавов. 2007. № 2. С. 7–24.
6. Мухаммед, Абубакар Хан. Микроструктура и механические свойства сплава Al-Zn-Cu-Mg, обработанного в процессе горячей штамповки с последующей термообработкой / Мухаммед Абубакар Хан, Янвей Ван, Мохамед А. А. фифи и др. // Materials characterization. 2019. № 157.
7. Волочко, А. Т. Переработка и использование алюминиевых отходов в производстве порошков, паст, композиционных и керамических материалов / А. Т. Волочко. Минск: Беларуская навука, 2006. 302 с.
8. Bodla, F. A. Cost metals / F. A. Bodla, P. K. Rohatgi // A.F.S. Research Journal. 1970. Vol. 6. No 2. P. 81–82.
9. Волочко, А. Т. Алюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий / А. Т. Волочко, М. А. Садох. Минск: Беларуская навука, 2011. 387 с.
10. Волочко, А. Т. Формирование структуры и свойств композитов, полученных при обработке алюминиевого расплава лигатурами, содержащими стеклоподобные углеродные частицы / А. Т. Волочко, А. А. Шегидевич, Д. В. Куис // Композиты и наноструктуры. 2014. Т. 6. № 2. С. 2–13.
11. Чернышова, Т. А. Дискретно-армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, Л. К. Болотова // Металлы. 2001. № 6. С. 85–98.
12. Чернышова, Т. А. О модифицировании литых матричных композиционных материалов тугоплавкими наноразмерными частицами / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, И. Е. Калашников и [др.] // Металлы. 2009. № 1. С. 79–87.
13. Волочко, А. Т. Комплексная обработка силуминов дисперсными частицами и атомарным азотом / А. Т. Волочко, А. Ю. Изобелло, В. В. Овчинников // Литье и металлургия. 2009. № 3. С. 218–226.
14. Гаврилин, И. В. Новое в технологии композиционного литья / И. В. Гаврилин, А. В. Свердлин // Литейное производство. 1996. № 9. С. 4–5.

15. **Волочко, А. Т.** Огнеупорные и тугоплавкие керамические материалы / А. Т. Волочко, К. Б. Подболотов, Е. М. Дятлова. Минск: Беларуская навука, 2013. 385 с.
16. **Волочко, А. Т.** Модифицирующее воздействие субмикронного диоксида кремния, структурированного наночастицами бора и титана, на процесс формирования микроструктуры и свойств поршневого сплава / А. Т. Волочко, А. М. Комаров, В. И. Комарова и [др.] // Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2010. № 2. С. 11–19.
17. **Волочко, А. Т.** Развитие литейных технологий при формировании свойств материалов на основе алюминия с углеродом различного структурного состояния / А. Т. Волочко // Литье и металлургия. 2015. № 3. С. 5–11.

REFERENCES

1. **Tumanov A.T.** *Aljuminij. Metallovedenie, obrabotka i primenenie aljuminievyh splavov* [Aluminum. Metal science, processing and application of aluminum alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1972, 663 p.
2. *Konstrukcionnye vysokoprochnye splavy na osnove sistemy Al – Zn – Mg – Cu* [Structural high-strength alloys based on the Al-Zn-Mg-Cu system]. https://www.metmk.com.ua/18spr_alum.php.
3. *Magniyeve i litejnye aljuminievye splavy* [Magnesium and cast aluminum alloys]. <https://viam.ru/magsplav>.
4. *Sverhprochnye i vysokoprochnye splavy sistemy Al–Zn–Mg–Cu* [Superstrong and high-strength alloys of the Al-Zn-Mg-Cu system]. https://viam.ru/al_wrought_1.
5. **Senatorova O.G., Grushko O.E., Tkachenko E.A.** Novye vysokoprochnye aljuminievye splavy i materialy [New high-strength aluminum alloys and materials]. *Tehnologija ljogkih splavov = Light alloy technology*, 2007, no. 2, pp. 7–24.
6. **Muhammed Abubaker Han, Janvej Van, Mohamed A. A. fifi.** Mikrostruktura i mehanicheskie svojstva splava Al-Zn-Cu-Mg, obrabotannogo v processe gorjachej shtampovki s posledujushhej termoobrabotkoj [Microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Cu-Mg alloy processed in the process of hot stamping followed by heat treatment]. *Materials characterization = Materials characterization*, 2019, no. 157.
7. **Volochko A. T.** *Pererabotka i ispol'zovanie aljuminievyh othodov v proizvodstve poroshkov, past, kompozicionnyh i keramicheskikh materialov* [Processing and use of aluminum waste in the production of powders, pastes, composite and ceramic materials]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2006, 302 p.
8. **Bodla F.A.** Cost metals. F.A. Bodla, P.K. Rohatgi. A.F.S. *Research Journal*, 1970, vol. 6, no. 2, pp. 81–82.
9. **Volochko A. T., Sadoha M.A.** *Aljuminij: tehnologii i oborudovanie dlja poluchenija lityh izdelij* [Aluminum: technologies and equipment for the production of cast products]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2011, 387 p.
10. **Volochko A. T., Shegidevich A. A., Kuis D. V.** Formirovanie struktury i svojstv kompozitov, poluchennyh pri obrabotke aljuminievogo rasplava ligaturami, soderzhashimi steklopodobnye uglevodnye chasticy [Formation of the structure and properties of composites obtained by processing aluminum melt with ligatures containing glass-like carbon particles]. *Kompozity i nanostruktury = Composites and nanostructures*, 2014, vol. 6, no. 2, pp. 2–13.
11. **Chernyshova T.A., Kobeleva L.I., Bolotova L.K.** Diskretno armirovannye kompozicionnye materialy s matricami iz aljuminievyh splavov i ih tribologicheskie svojstva [Discretely reinforced composite materials with aluminum alloy matrices and their tribological properties]. *Metally = Metals*, 2001, no. 6, pp. 85–98.
12. **Chernyshova T.A., Kobeleva L.I., Kalashnikov I.E.** O modifizirovanii lityh matrichnyh kompozicionnyh materialov tugo-plavkimi nanorazmernymi chasticami [On the Modification of Cast Matrix Composite Materials with Refractory Nanosized Particles]. *Metally = Metals*, 2009, no. 1, pp. 79–87.
13. **Volochko A. T., Izobello A. Ju., Ovchinnikov V. V.** Kompleksnaja obrabotka siluminov dispersnymi chasticami i atomarnym azotom [Complex treatment of silumins with dispersed particles and atomic nitrogen]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 3, pp. 218–226.
14. **Gavrilin I.V., Sverdlin A.V.** Novoe v tehnologii kompozicionnogo lit'ja [New in composite casting technology]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1996, no. 9, pp. 4–5.
15. **Volochko A. T., Podbolotov K. B., Djatlova E. M.** *Ogneupornye i tugoplavkie keramicheskie materialy* [Refractory and refractory ceramic materials]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2013, 385 p.
16. **Volochko A. T., Komarov A. M., Komarova V. I.** Modificirujushhee vozdejstvie submikronnogo dioksida kremnija, strukturirovannogo nanochasticami bora i titana, na process formirovanija mikrostruktury i svojstv porshnevoego splava [Modifying effect of submicron silicon dioxide structured by boron and titanium nanoparticles on the process of formation of the microstructure and properties of a piston alloy]. *Vesti NAN Belarusi. Serija fiziko-tehnicheskikh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2010, no. 2, pp. 11–19.
17. **Volochko A. T.** Razvitie litejnyh tehnologij pri formirovanii svojstv materialov na osnove aljuminija s uglerodom razlichnogo strukturnogo sostojanija [Development of casting technologies during formation of properties of aluminum-based materials with carbon of different structural condition]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 3, pp. 5–11.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-78-83>
УДК 621.785.5

Поступила 10.03.2022
Received 10.03.2022

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И ХАРАКТЕР ИЗМЕНЕНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT1-0, VT6 И OT4-1

А. Н. ДРОБОВ, М. Н. БОСЯКОВ, И. Л. ПОБОЛЬ, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: drobovandreya@yandex.by

Исследовано влияние температуры процесса ионно-плазменного азотирования на износостойкость получаемых упрочненных слоев на титане VT1-0 и титановых сплавах VT6 и OT4-1 и влияние ионно-плазменного азотирования на изменение параметра R_a шероховатости поверхности титановых образцов. Установлено, что ионно-плазменное азотирование ведет к существенному повышению износостойкости исследуемых титановых сплавов. Глубина канавки износа у необработанных образцов титана VT1-0, сплавов VT6, OT4-1 составляла 11, 7 и 10 мкм соответственно, тогда как у образцов после ионно-плазменного азотирования – 1,9, 0,9, 2,1 мкм. Выявлено, что при исходной шероховатости обрабатываемых образцов более R_a 0,1 мкм после ионного азотирования снижается показатель шероховатости R_a , один из ключевых составляющих качества поверхности.

Ключевые слова. Ионно-плазменное азотирование, диффузионный слой, упрочнение поверхности, нитрид титана, шероховатость поверхности, износостойкость.

Для цитирования. Дробов, А. Н. Влияние ионно-плазменного азотирования на износостойкость и характер изменения шероховатости поверхности титановых сплавов VT1-0, VT6 и OT4-1 / А. Н. Дробов, М. Н. Босяков, И. Л. Поболь // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 78–83. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-78-83>.

THE EFFECT OF ION-PLASMA NITRIDING ON THE ENDURING QUALITY AND THE NATURE OF CHANGES IN THE SURFACE ROUGHNESS OF TITANIUM ALLOYS VT1-0, VT6 AND OT4-1

A. N. DROBOV, M. N. BOSYAKOV, I. L. POBOL, Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: drobovandreya@yandex.by

The effect of the temperature of the ion-plasma nitriding process on the enduring quality of the resulting hardened layers on titanium VT1-0 and titanium alloys VT6 and OT4-1 and the effect of ion-plasma nitriding on the change in the R_a parameter of the surface roughness of titanium samples is investigated. It is defined that ion-plasma nitriding leads to a significant increase in the enduring quality of the titanium alloys under study. The depth of the enduring quality groove in untreated samples of titanium VT1-0, alloys VT6, OT4-1 was 11, 7 and 10 microns, respectively, whereas in samples after ion-plasma nitriding, the wear groove had a depth of 1.9, 0.9, 2.1 microns. It was revealed that when the initial roughness of the processed samples is more than R_a 0.1 microns after ion nitriding, the roughness index R_a , one of the key components of surface quality, decreases.

Keywords. Ion-plasma nitriding, diffusion layer, surface hardening, titanium nitride, surface roughness, enduring quality.

For citation. Drobov A. N., Bosyakov M. N., Pobol I. L. The effect of ion-plasma nitriding on the enduring quality and the nature of changes in the surface roughness of titanium alloys VT1-0, VT6 and OT4-1. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 78–83. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-78-83>.

Введение

Титановые сплавы широко применяются в авиации, ракетостроении, космической технике, судостроении, машиностроении, черной и цветной металлургии, целлюлозно-бумажной, пищевой и химической промышленности, атомной энергетике, медицине, приборостроении, электронике. Это объясняется уникальным сочетанием механических, технологических, физических и химических свойств сплавов титана: высокой механической прочности при высокой температуре, низким модулем упругости, малой плотностью, тугоплавкости, коррозионной стойкости, немагнитности, биологической инертности и др. Малый удельный вес и высокая прочность сплавов титана делают их весьма ценными материалами.

В области самолетостроения и производства авиационных двигателей титан все больше вытесняет алюминий и нержавеющую сталь. В авиастроении титан используется при изготовлении обшивки корпуса, крыльев, крепежа, частей газотурбинных реактивных двигателей, предкрылков и закрылков, деталей гидросистемы и др. Многие производители самолетов идут по пути увеличения доли титана в деталях планера самолета (несущей конструкции летательного аппарата). Важное место титан и его сплавы занимают в медицине. Они обладают высокой усталостной прочностью при знакопеременных нагрузках, что очень важно при изготовлении внутрикостных фиксаторов, наружных и внутренних протезов медицинских имплантатов, которые постоянно подвергаются переменным нагрузкам.

Однако исходных свойств титановых сплавов не всегда достаточно для различных областей их применения. Как правило, титановые сплавы для достижения необходимого комплекса свойств необходимо подвергать упрочняющей обработке. Одним из наиболее перспективных видов поверхностного упрочнения является химико-термическая обработка, а в частности ионно-плазменное азотирование [1–3].

Известно, что при ионном азотировании титановых сплавов на их поверхности формируется нитридная пленка, отрицательно влияющая на эффективность процесса, так как скорость диффузии азота в нитриде титана во много раз меньше, чем в α - и β -фазах [4]. Поэтому нахождение эффективного способа предотвращения формирования нитридной пленки в течение процесса даст возможность получить технологические возможности, которые позволят более полно контролировать распределение свойств в поверхностных слоях титановых сплавов за счет управления параметрами технологического процесса [5].

Целью настоящей работы является исследование влияния параметров процесса ионного азотирования (прежде всего температуры) на износостойкость титана BT1-0, сплавов BT6 и OT4 и характер изменения шероховатости поверхности азотированных образцов.

Материалы, оборудование и методики исследования

Для проведения исследований применяли образцы α - (BT1-0), $\alpha+\beta$ - (BT6) и псевдо- α - (OT4-1) в виде дисков из отожженных прутков диаметром 25 мм. Процесс ионного азотирования проводили на лабораторной установке разработки и производства ФТИ НАН Беларуси при температуре 850 °С с выдержкой от 1 до 7 ч. Разогрев образцов осуществляли в атмосфере аргона, а на стадии выдержки рабочая смесь представляла собой 10 об. % N_2 и 90 об. % Ar. Стандартное оснащение установки ИПА – катод и оснастка из сталей не позволяет выполнять процесс азотирования титановых сплавов, для выполнения процесса разработана специализированная оснастка из титана для минимизации влияния распыленного железа катода на обрабатываемые образцы.

Металлографические исследования выполняли с помощью оптического микроскопа МИ-1 с предварительным травлением образцов в 40%-ном водном растворе смеси HF и HNO_3 в равных долях. Микродюрометрические исследования выполняли с использованием цифрового микротвердомера AFFRI-MVDM8 (нагрузка на индентор 10 г). Трибоиспытания проводили с помощью трибометра JLTB-02 (фирма J&L Tech Co.). В качестве контртела использовали стальной шарик из стали 95X18 диаметром 3 мм, нагрузка составляла 1000 мН, общее количество циклов трения – 7000. Линейная скорость перемещения образца относительно контртела составляла 4 мм/с. Глубину канавок износа после трибоиспытаний определяли с помощью профилографа Mitutoyo SurfTest SV-2100. Рентгенофазовый анализ проводили с помощью многоцелевого рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 в $Cu-K_{\alpha}$ -излучении.

Для исследования влияния азотирования на характер изменения шероховатости поверхности образцы обрабатывали механически для получения параметров от R_a 0,1 до 1 мкм.

Рентгенофазовый анализ образцов после ИПА

На основании предварительных исследований установлено, что процесс ИПА BT1-0 и сплава OT4-1 целесообразно проводить при температурах до 850 °С с выдержкой не более 7 ч. Более высокая температура ИПА приводит к росту размера зерна, а более длительная выдержка не приводит к заметному росту диффузионного и нитридного слоев, но влечет за собой дополнительные энергозатраты. Для сплава BT6 температура ИПА может быть увеличена до 900 °С, так как этот сплав менее подвержен росту зерен благодаря наличию легирующих элементов и более высокой температуры α - β -превращения. Нижняя граница температуры ИПА для всех исследуемых сплавов, обеспечивающая достаточную скорость насыщения, – 750 °С.

ИПА при низких температурах (<650 °С) приводит к образованию на поверхности различного вида оксидов (рис. 1, а). Пики нитридов титана выявляются у образцов, азотированных при 750 °С (рис. 1, б).

У образцов, азотированных при температуре 850 °С, на рентгенограммах обнаруживаются преимущественно пики нитридов титана TiN и Ti_2N (рис. 1, в). Так как характер рентгенограмм у всех исследуемых сплавов практически одинаковый, на рис. 1 приводятся данные для титана VT1-0.

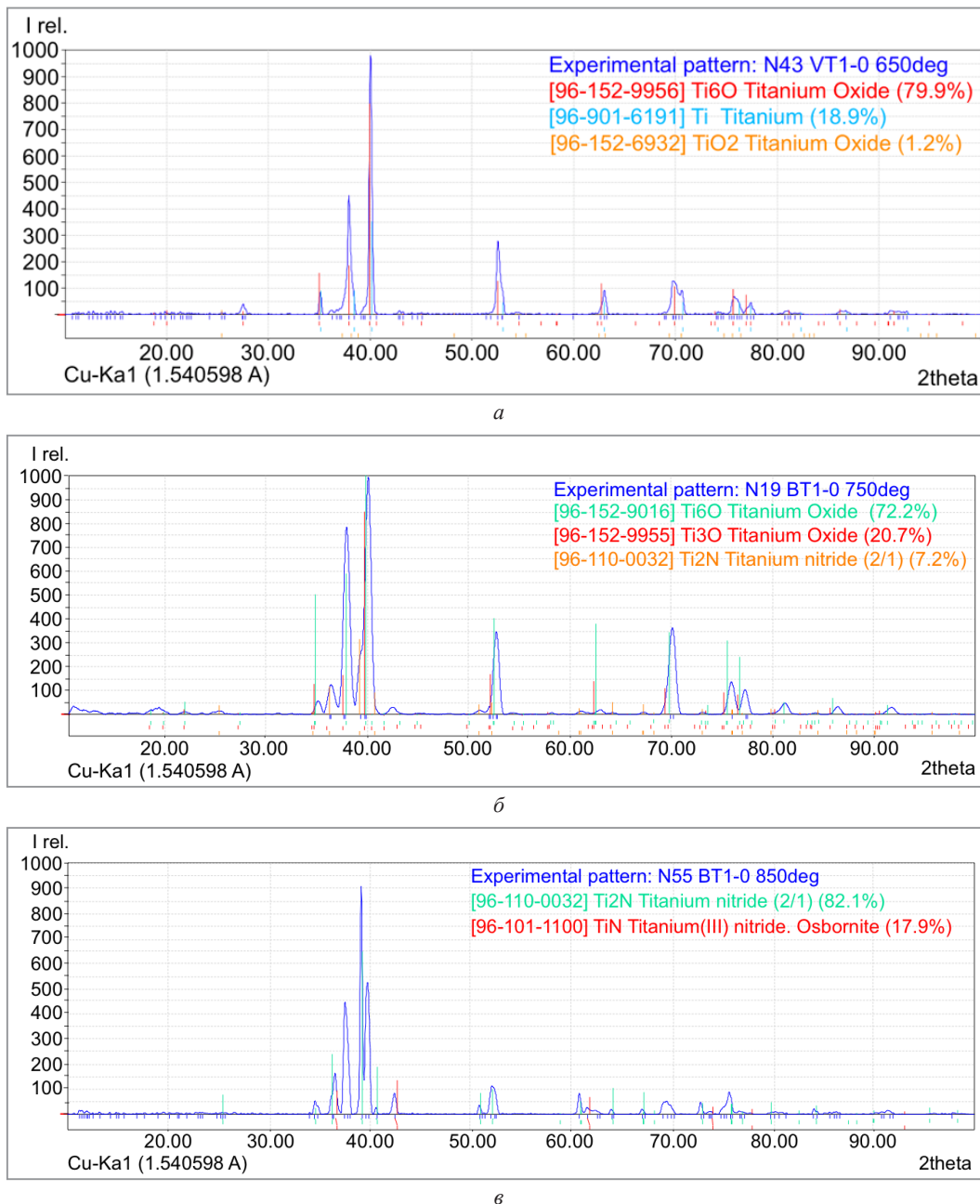


Рис. 1. Рентгенограммы поверхности образцов из титана VT1-0 после ИПА при 650 °С (а), 750 °С (б) и 850 °С (в)

Исследования влияния ИПА на износостойкость титана и его сплавов

Ранее нами показано, что при увеличении длительности процесса ИПА титана и его сплавов возрастает глубина упрочненного слоя [5] и достигает после 3 ч выдержки 70 мкм для VT6, 105 мкм для VT1-0 и 120 мкм для OT4-1. На рис. 2 приведены зависимости распределения микротвердости по глубине азотированного слоя на образцах из титана VT1-0, сплавов VT6 и OT4-1 при различной длительности выдержки.

В настоящей работе сравнивали стойкость к изнашиванию стальным шариком титана VT1-0, сплава VT6 и OT4-1 после ионного азотирования и в состоянии поставки.

После проведения трибоиспытаний замеряли профили канавок износа, оставленных контртелом при трении. На рис. 3–5 показаны зависимости влияния времени выдержки при азотировании на глубину канавки износа исследуемых сплавов после ИПА в сравнении с теми же сплавами в состоянии поставки.

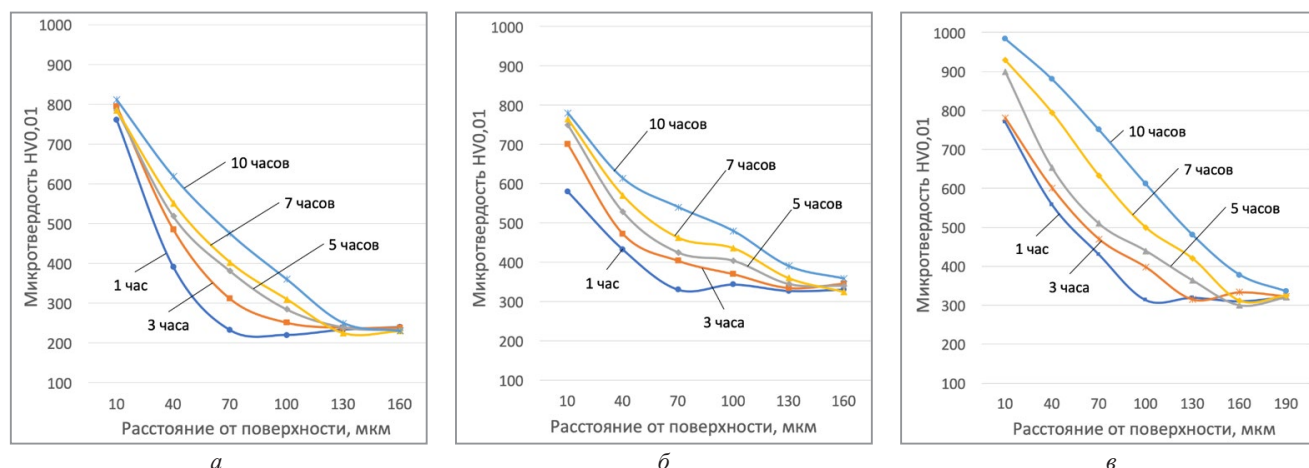


Рис. 2. Распределение микротвердости в образцах из титана VT1-0 (а), сплава VT6 (б) и OT4-1 (в) после ИПА при температуре 850 °С с временем выдержки от 1 до 10 ч

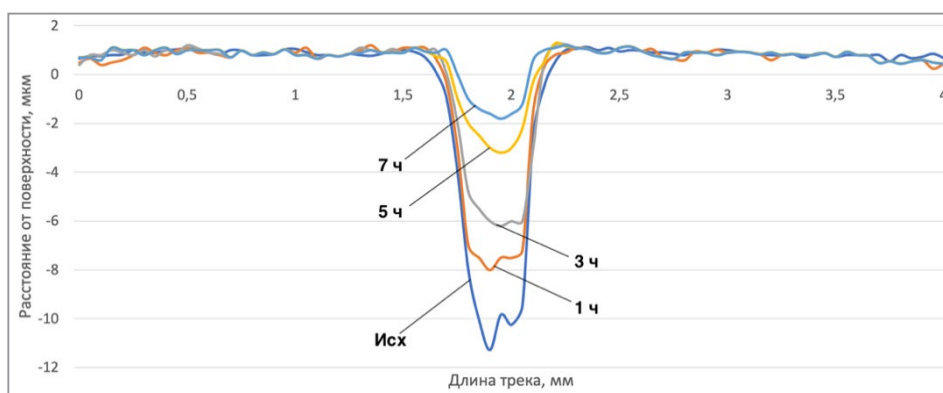


Рис. 3. Глубина канавки износа после трибоиспытаний титана VT1-0 в исходном состоянии и подвергнутых ИПА в течение 1, 3, 5 и 7 ч

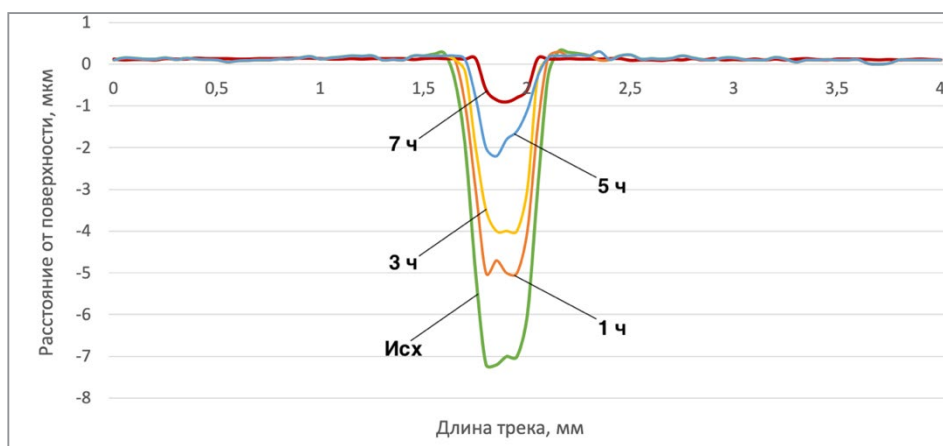


Рис. 4. Глубина канавки износа после трибоиспытаний сплава VT6 в исходном состоянии и подвергнутых ИПА в течение 1, 3, 5 и 7 ч

Из рисунков видно, что азотирование при 850 °С в течение 3 ч снижает глубину канавок износа исследуемых сплавов в 2 раза. Увеличение времени выдержки при ионном азотировании ведет к увеличению износостойкости, подчиняющееся линейному закону. Данное утверждение справедливо для всех исследуемых сплавов. Зависимости влияния времени выдержки при ионно-плазменном азотировании на изменение глубины канавок износа показаны на рис. 6 (отметка Исх на оси абсцисс соответствует глубине канавки на неупрочненных образцах).

С ростом длительности выдержки возрастает степень насыщенности материала поверхностного слоя упрочняющей фазой нитрида титана и его твердость. Имеется корреляция твердости сплава и его стойкости к абразивному изнашиванию.

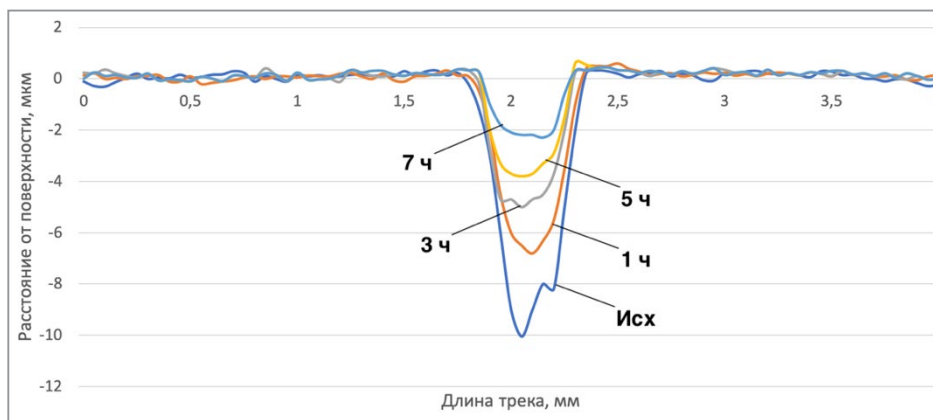


Рис. 5. Глубина канавки износа после трибоиспытаний сплава ОТ4-1 в исходном состоянии и подвергнутых ИПА в течение 1, 3, 5 и 7 ч

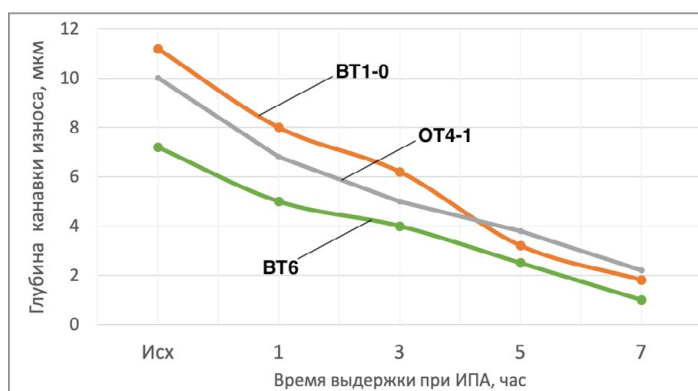


Рис. 6. Влияние времени выдержки при ионном азотировании титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ6 на глубину канавки износа после трибоиспытаний

Исследования влияния ИПА на изменение шероховатости поверхности

Исследования влияния ИПА на шероховатость поверхности проводили на титане ВТ1-0 и сплавах ВТ6 и ОТ4-1. Перед азотированием образцам придавали различную шероховатость поверхности с помощью механической обработки. Для каждого из образцов было выбрано пять значений исходной шероховатости R_a : 0,1, 0,3, 0,5, 0,7, 1,0 мкм. Образцы одновременно подвергали азотированию при 850 °С в течение 7 ч в газовой смеси, содержащей 10 % N_2 и 90 % Ar .

Для всех исследованных сплавов выявлен одинаковый характер изменения состояния поверхности в результате ИПА. На рис. 7 показаны усредненные значения изменения шероховатости поверхности трех материалов с различной подготовкой поверхности при проведении обработки по одному режиму.

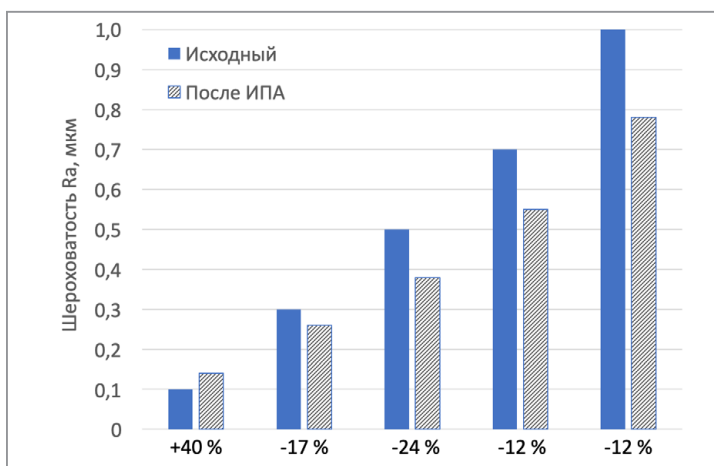


Рис. 7. Усредненные величины изменения шероховатости поверхности образцов из титановых сплавов ВТ1-0, ВТ6 и ОТ4-1 после ИПА

Обработка поверхностей с показателем шероховатости R_a 0,1 мкм и менее приводит к увеличению параметра шероховатости R_a до 0,15 мкм. При исходной шероховатости более R_a 0,1 мкм шероховатость на всех исследуемых сплавах снижалась (показатель R_a уменьшался). Это объясняется тем, что в процессе ИПА происходит бомбардировка поверхности образцов атомами Ag и N_2 , что при малых значениях исходной шероховатости ведет к образованию на поверхности микронеровностей. В случае исходной шероховатости R_a более 0,1 мкм происходит заглаживание выступов и заполнение впадин, что приводит к снижению показателя R_a .

Выводы

Ионно-плазменное азотирование существенно повышает износостойкость титана ВТ1-0 и сплавов ВТ6 и ОТ4-1. После 7000 циклов трения глубина канавки износа азотированных при 850 °С в течение 7 ч образцов из титана ВТ1-0 составила 1,9 мкм, на сплаве ВТ6 – 0,9, а на сплаве ОТ4-1 – 2,1 мкм. На необработанных образцах канавка износа была 11, 7 и 10 мкм соответственно.

При исходной шероховатости обрабатываемых образцов более R_a 0,1 мкм после ионного азотирования снижается показатель шероховатости R_a , одна из составляющих качества поверхности.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вершинин, Д. С. Низкотемпературное азотирование титана в плазме несамостоятельного дугового разряда низкого давления / Д. С. Вершинин, М. Ю. Смолякова // Физика и химия обработки материалов. 2011. № 5. С. 15–20.
2. Рамазанов, К. Н. Ионное азотирование титанового сплава ВТ6 в тлеющем разряде с эффектом полого катода / К. Н. Рамазанов, И. С. Рамазанов // Вест. УГАТУ. 2014. № 2. С. 41–46.
3. Арзамасов, Б. Н. Влияние режимов ионного азотирования на структуру и свойства титановых сплавов / Б. Н. Арзамасов, В. И. Громов, М. Д. Сосков // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 5. С. 26–28.
4. Metin, E. Formation and growth of iron nitrides during ion-nitriding / E. Metin, O. T. Inal // Journal of Materials Science. 1987. P. 2783–2788.
5. Поболь, И. Л. Исследование формирования упрочненных слоев на титановых сплавах методом ионно-плазменного азотирования / И. Л. Поболь, И. Г. Олешук, А. Н. Дробов, Сун Фун, Ван Лин // Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2019. Т. 64. № 1. С. 25–34.

REFERENCES

1. Vershinin D.S., Smoljakova M. Ju. Nizkotemperaturnoe azotirovanie titana v plazme nesamostojatel'nogo dugovogo razrjada nizkogo davlenija [Low-temperature nitriding of titanium in the plasma of a non-self-sustained low-pressure arc discharge]. *Fizika i himija obrabotki material = Physics and chemistry of material processing*, 2011, no. 5, pp. 15–20.
2. Ramazanov K.N., Ramazanov I.S. Ionnoe azotirovanie titanovogo splava VT6 v tlejushhem razrjade s jeffektom pologo katoda [Ion nitriding of titanium alloy VT6 in a glow discharge with a hollow cathode effect]. *Vestnik UGATU = Bulletin of USATU*, 2014, no.2, pp. 41–46.
3. Arzamasov B.N., Gromov V.I., Soskov M.D. Vlijanie rezhimov ionnogo azotirovanija na strukturu i svojstva titanovyh splavov [Influence of ion nitriding regimes on the structure and properties of titanium alloys]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metal science and heat treatment of metals*, 1996, no. 5, pp. 26–28.
4. Metin E., Inal O.T. Formation and growth of iron nitrides during ion-nitriding. *Journal of Materials Science*, 1987, pp. 2783–2788.
5. Pobol' I.L., Oleshuk I.G., Drobov A.N., Fun Sun, Lin Van. Issledovanie formirovanija uprochnennyh sloev na titanovyh splavah metodom ionno-plazmennogo azotirovanija [Investigation of the formation of hardened layers on titanium alloys by the method of ion-plasma nitriding]. *Vesci NAN Belarusi. Seryja fizika-tjehnichnyh navuk = Processing of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 1, pp. 25–34.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-84-90>
УДК 531.7; 539.5

Поступила 14.03.2022
Received 14.03.2022

ИЗМЕРЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИХ ДИНАМИЧЕСКОМ И СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ПИРАМИДОЙ ВИККЕРСА

А. П. КРЕНЬ, Институт прикладной физики НАН Беларуси,
г. Минск, ул. Академическая, 16. E-mail: alekspk@mail.ru

В работе рассмотрена возможность оценки пластичности алюминиевых сплавов и алюмоматричных композитов методом квазистатического и микроударного индентирования при предударных скоростях в диапазоне 1–3 м/с. Предложено использовать при испытаниях пирамидальный индентор Виккерса, позволяющий создать постоянную величину деформации. Установлены характерные значения пластичности для промышленных алюминиевых сплавов и алюмоматричных композитов системы Al-Fe-Cr $\delta=0,83–0,98$. Показано влияние скорости деформации на коэффициент динамичности K_d , представляющий собой отношение динамической и статической твердости. Установлено, что увеличение K_d для алюмоматричных композитов более значительно, чем для других материалов. При этом известное выражение, связывающее пластичность с другими механическими характеристиками (твердостью HV и модулем упругости E), для исследованных алюмоматричных композитов не выполняется. Разность значений δ , рассчитанная исходя из параметров отпечатка и как функции E/HV, может служить дополнительным признаком атипичности поведения материалов при деформировании.

Ключевые слова. Индентирование, пластичность, алюминий, скорость деформации.

Для цитирования. Крень, А. П. Измерение пластичности алюминиевых сплавов при их динамическом и статическом нагружении пирамидой Виккерса / А. П. Крень // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 84–90. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-84-90>.

MEASUREMENT OF ALUMINUM ALLOYS PLASTICITY UNDER THEIR DYNAMIC AND STATIC LOADING BY THE VICKERS PYRAMID

A. P. KREN, Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 16, Akademicheskaya str. E-mail: alekspk@mail.ru

The paper considers the possibility of assessing the plasticity of aluminum alloys and aluminum matrix composites by the method of quasi-static and micro-impact indentation at pre-impact velocities in the range of 1–3 m/s. It is proposed to use a pyramidal Vickers indenter for testing, which allows creating a constant amount of deformation. The characteristic plasticity values for industrial aluminum alloys and aluminum matrix composites of the Al-Fe-Cr system $\delta=0.83–0.98$ are established. The influence of the deformation rate on the dynamicity coefficient K_d , which is the ratio of dynamic and static hardness, is shown. It was found that the increase in K_d for aluminum matrix composites is more significant than for other materials. At the same time, the well-known expression linking plasticity with other mechanical characteristics: hardness HV and modulus of elasticity E, is not fulfilled for the studied aluminum matrix composites. The difference in the values of δ , calculated based on the parameters of the print and as a function of E/HV, can serve as an additional sign of the atypical behavior of materials during deformation.

Keywords. Indentation, plasticity, aluminum, deformation rate.

For citation. Kren A. P. Measurement of aluminum alloys plasticity under their dynamic and static loading by the Vickers pyramid. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 84–90. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-84-90>.

Введение

Характеристика пластичности δ [1–3] прочно вошла в перечень параметров, определяемых методами индентирования [4–5] наряду с такими, как твердость, модуль упругости, коэффициент деформационного упрочнения и др. Ее физический смысл в корне отличается от пластичности δ_5 , измеряемой при растяжении образцов. Величина δ_5 может рассматриваться как частный случай, поскольку характеризует пластичность при растяжении в условиях, когда образец полностью разрушается. В то время как δ определяет способность материала принимать определенную форму. При этом, как было показано ранее [6], δ является характеристикой, на которую может оказывать влияние ряд факторов: значение деформации ε

и скорости деформации $\dot{\varepsilon}$, вид кристаллической решетки, величина модуля упругости E материала. В большинстве случаев измерение этого параметра производили только для квазистатического вдавливания пирамидального индентора [7], для которого величина деформации остается постоянной, а скорость деформации составляет около 10^{-2} с^{-1} . В то же время при обработке металлов динамические нагрузки являются преобладающими, поэтому изучение способности материалов пластически деформироваться при ударных воздействиях является актуальным направлением исследований. Особый интерес представляет получение сведений о пластичности при изучении алюмоматричных композитов (АМК), которые благодаря низкому удельному весу, высокой коррозионной стойкости, отсутствию ферромагнетизма и достаточно высокому уровню механических свойств (с прочностью 500–600 МПа и $\delta_5=3\text{--}5\%$) находят широкое применение в авиационной и ракетно-космической отрасли. В связи с этим целью настоящей работы являлось установление характерных значений δ для алюминиевых сплавов, в том числе АМК, а также определение возможности ее измерения при ударном микроиндентировании.

Теоретические данные

Определение характеристики пластичности δ как отношения пластической деформации к общей было введено в [1–3]:

$$\delta = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_t} = 1 - \frac{\varepsilon_e}{\varepsilon_t}, \quad (1)$$

где ε_p , ε_e и ε_t – соответственно пластическая, упругая и общая деформации.

Такая характеристика может измеряться при любом виде деформации. Если принять во внимание закон Гука и переписать данное уравнение для случая одноосного растяжения, то получим:

$$\delta = 1 - \frac{\sigma}{\varepsilon_t E}, \quad (2)$$

где σ – напряжение течения; E – модуль упругости. Из этого уравнения следует, что δ зависит от величины общей деформации. И для того чтобы получить сопоставимые данные, необходимо, чтобы величина деформации была постоянной, при этом ее большая часть должна быть пластической. Это условие достигается при испытании материалов методом индентирования с использованием конического или пирамидального индентора. Если учесть, что состояние полной пластичности наступает при деформациях более 4% [8], то применение для испытаний стандартного индентора в виде пирамиды Виккерса становится наиболее оптимальным. Создаваемая таким индентором деформация будет постоянной и равной 8% [9].

Для индентора Виккерса также была получена теоретическая зависимость:

$$\delta = 1 - 14,3 \left(1 - \nu - 2\nu^2 \right) \frac{HV}{E}, \quad (3)$$

где ν – коэффициент Пуассона; HV – твердость по Виккерсу.

Уравнение (3) было проверено на широком круге материалов [2] и показало достаточно хорошую сходимость для различных металлов и сплавов. В то же время процессы деформирования АМК имеют ряд особенностей [10, 11], которые влияют на значение измеряемых физико-механических характеристик, и для них это уравнение нуждается в проверке.

При индентировании величина δ определяется на основании параметров отпечатка (рис. 1, а, б) и данных диаграммы нагружения (рис. 1, в, г), представляющей собой зависимость «контактное усилие P – глубина вдавливания h »:

$$\delta = \frac{h_p}{h_{\max}}, \quad (4)$$

где h_p – глубина остаточного отпечатка; $h_{\max}$ – максимальная глубина внедрения.

При нагружении индентор внедряется на глубину $h_{\max}$. При этом упругопластический контакт происходит по диагонали $d_{\text{уп}}$. При разгрузке упругие деформации восстанавливаются, величина пластической деформации характеризуется глубиной пластического отпечатка h_p и величиной навала h_n , который в наших измерениях отсутствовал. Также известно, что размер диагоналей, определяющих контактную поверхность отпечатка, до и после нагрузки практически совпадает $d_{\text{уп}} = d_{\text{пл}}$ [12]. Диаграммы для динамического и статического индентирования имеют определенные различия (рис. 1, в, г). При динамическом нагружении время достижения максимального усилия $P_{\max}$ и максимального внедрения $h_{\max}$ не совпадает.

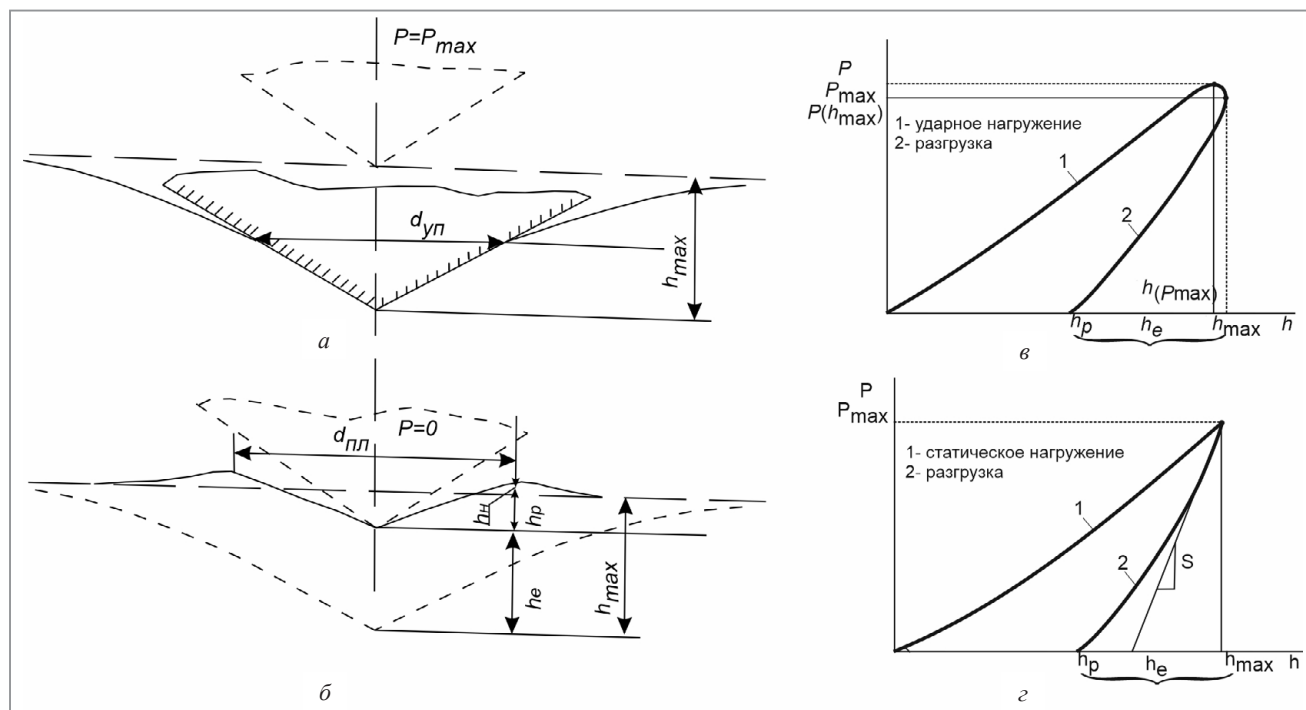


Рис. 1. Схема внедрения пирамиды Виккерса в материал в сечении, совпадающем с диагональю (а – под нагрузкой; б – после снятия нагрузки), и диаграммы динамического (в) и статического (г) нагружения

Для вычисления HV и E можно воспользоваться методикой, приведенной в ISO 14577-1:2015. Однако опыт показывает, что определение входящей в расчет E и HV величины S (рис. 1, г) – касательной к ветви разгрузки в верхней ее точке, обладает субъективностью. Это вносит существенную неопределенность в результат расчета. Кроме того, для ударного индентирования, алгоритм, описанный в ISO 14577-1:2015, не может быть соблюден в силу наличия временного сдвига между моментом достижения $P_{\max}$ и $h_{\max}$. Поэтому для расчета E применим методику, приведенную в [13], а твердость определим на основании оптического измерения отпечатков с помощью микроскопа. Такой подход оптимален еще и по той причине, что падение индентора должно происходить строго перпендикулярно поверхности. Из диаграммы $P - h$ установить это невозможно, поэтому использование оптических методов измерений для определения размеров отпечатка более оправдано.

В [13] показано, что с использованием параметров индентирования HV и E могут быть определены по выражениям:

$$HV = \frac{1,854P_{\max}}{d_{\text{пл}}^2}. \quad (5)$$

Эффективный модуль Юнга $E_{\text{э}}$ контактной пары материал-индентор будет определяться по выражению [13]:

$$E_{\text{э}} = \frac{1,31P_{\max}N \text{ctg} \gamma}{h_{\max}h_e}. \quad (6)$$

Здесь $N = h_{\max}(h_e + 1,35h_p)^{-1} = \frac{h_{\max}}{h_e} \left[1 + 1,35 \left(\frac{h_{\max}}{h_e} - 1 \right) \right]^{-1}$; $\gamma = 136^\circ$ – угол между гранями индентора Виккерса.

Модуль упругости материала рассчитаем согласно [12]:

$$E = \frac{E_{\text{э}}}{1 - \nu^2}. \quad (7)$$

Оборудование и материалы

В качестве материалов для изучения были взяты промышленно-выпускаемые алюминиевые сплавы, а также образцы алюминия, наполненного наноквазикристаллами (см. таблицу).

Материал	HV (5 кгс)	Предел текучести σ_T , МПа	δ_5
АК6	88	265	12,2
1915	119	155	11,7
АМц	133	187	7,1
АМгН2	160	212	6,0
В95	184	407	5,3
$Al_{94}Fe_{4,1}Cr_{1,3}Ti_{0,6}$	182	647	3,7
$Al_{93}Fe_3Cr_3Ti_1$	150	536	2,8
$Al_{93}Fe_3Cr_3Ti_{0,5}Zr_{0,5}$	200	675	1,1

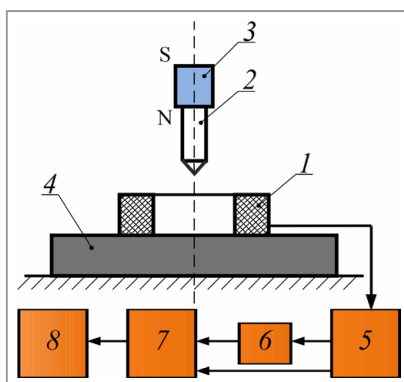


Рис. 2. Схема экспериментальной установки динамического индентирования для определения твердости металлов:
 1 – катушка индуктивности; 2 – индентор; 3 – постоянный магнит; 4 – образец; 5 – предварительный усилитель;
 6 – блок синхронизации; 7 – аналого-цифровой преобразователь; 8 – устройство вывода информации

Все измерения проводили одним и тем же индентором Виккерса тип НПМ, изготовленным по ГОСТ 9377-81, использующимся при измерении микротвердости. Результаты статических измерений и образцы АМК были представлены Институтом проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины. Ударное микроиндентирование проводили на установке, разработанной в ИПФ НАН Беларуси (рис. 2). Индентор сбрасывали в стеклянной трубке. Сигнал, пропорциональный скорости движения индентора, измеряли с помощью катушки индуктивности, усиливали и далее обрабатывали по разработанным алгоритмам для получения диаграммы $P-h$.

Результаты эксперимента и их анализ

Измерение характеристик материалов при ударе осуществляли при нескольких предударных скоростях в диапазоне 1–3 м/с. Типичные диаграммы внедрения показаны на рис. 3. Из рисунка видно практически полное отсутствие влияния скорости нагружения на ход кривой индентирования для алюминиевого сплава АК6 твердостью 88 HV: зависимости для разных скоростей на начальном участке совпадают. Для АМК ($Al_{94}Fe_{4,1}Cr_{1,3}Ti_{0,6}$) можно отметить влияние скорости деформации, выражающееся в расхождении кривых: зависимости, полученные с большей скоростью, проходят друг над другом не сливаясь, в отличие от предыдущего образца.

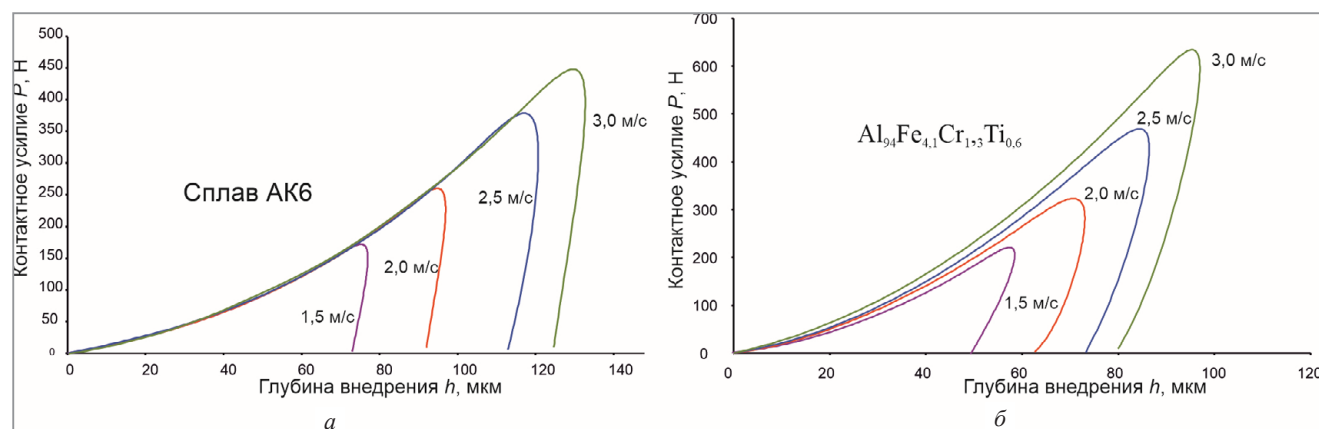


Рис. 3. Диаграммы внедрения пирамиды Виккерса в различные материалы: а – АК6; б – $Al_{94}Fe_{4,1}Cr_{1,3}Ti_{0,6}$

Расчет твердости по Виккерсу выполняли по формуле (5) исходя из значения силы $P_{\max}$, достигнутой при ударном контакте, и измеренных параметров отпечатка (рис. 4).

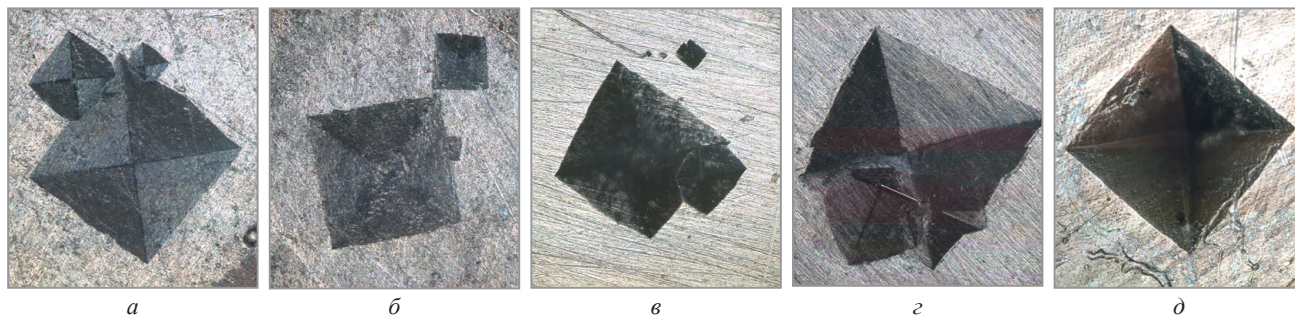


Рис. 4. Характерные отпечатки, полученные при динамическом (а–с) и статическом (д) индентировании

Четкая, ровная форма отпечатка (рис. 4, а, б) свидетельствовала о перпендикулярном падении индентора на образец, подобно тому, как внедряется индентор при статических измерениях (рис. 4, д). Отпечатки, имеющие вид (рис. 4, в, з), исключались из расчетов. На рисунках также видны отпечатки меньшего размера, находящиеся рядом с основным. Эти отпечатки образовывались после повторных соударений индентора и образца и для получения данных о поведении материала не использовались.

Результаты измерения твердости образцов при ударном и статическом нагружении показаны на рис. 5. Как видно из рисунка, для промышленно-выпускаемых сплавов алюминия практически отсутствует чувствительность твердости к скорости деформации. Коэффициент динамичности K_d , представляющий собой отношение твердости HV, полученной при статическом внедрении и динамическом вдавливании с максимальной предупредной скоростью 3 м/с, не превышает 1,1. В то же время для АМК K_d возрастает до 1,55. При этом заметного изменения модуля упругости, рассчитанного по формуле (6), не наблюдалось. Размах значений E составлял $71,7 \pm 3$ ГПа (рис. 5).

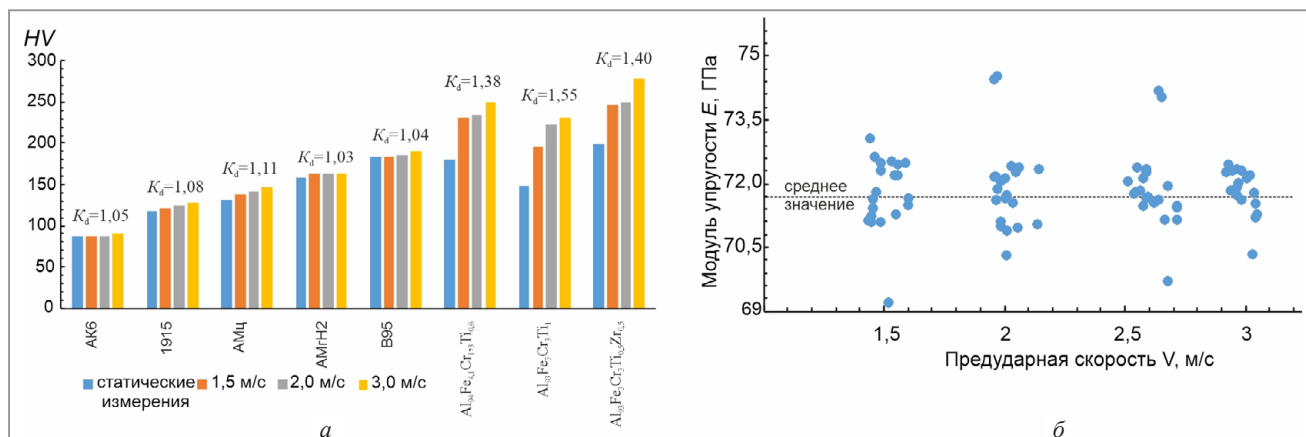


Рис. 5. Результаты измерения твердости (а) и модуля упругости (б)

Получение диаграмм нагружения, определение твердости и модуля упругости дает возможность перейти к независимому определению характеристики пластичности δ по формулам (3), (4). На рис. 6, а показана связь, которая для промышленных алюминиевых сплавов является линейной, а пластичности, определенные обоими способами по данным динамического индентирования, практически равны. В то же время точки, соответствующие АМК, не принадлежат общей зависимости. Более детально это можно проанализировать, если построить график пластичности, как функции $(1 - \nu - 2\nu^2) \frac{HV}{E}$ (рис. 6, б).

Из рис. 6, б также видно, что значения для АМК не лежат на общей теоретической зависимости. При этом пластичность для промышленных сплавов, определенная при ударе и статических измерениях, почти совпадает по своим значениям. Это можно объяснить тем, что прочность АМК на основе системы Al-Fe-Cr обеспечивается высокой твердостью и высоким модулем упругости квазикристаллов, а достаточно высокая пластичность обуславливается особым механизмом деформации: в процессе нагружения сплавов этой системы происходит релаксация напряжений в деформированном слое, а пластичность при разрыве δ_5 возрастает до уровня 3–5%. При ударном нагружении это выражается в том, что,

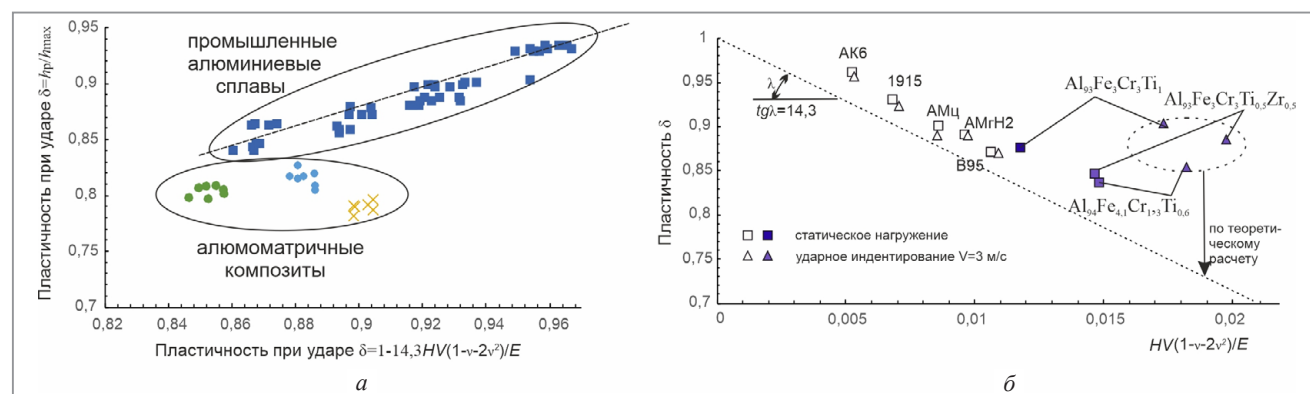


Рис. 6. Соотношение между пластичностью δ , рассчитанной по формулам (3), (4) (а),

и зависимость пластичности от параметра $\left(1 - \nu - 2\nu^2\right) \frac{HV}{E}$ (б)

несмотря на резкий рост твердости, пластичность остается достаточно высокой по отношению к той (рис. 6, б), которая должна была бы получиться согласно расчету исходя из значений HV и E .

Полученные результаты свидетельствуют о возможности применения динамического индентирования для оценки пластичности различных материалов: оно обладает большей чувствительностью к изменению характера деформирования материалов и изменению их свойств. Как видно, введение квазикристаллов позволило значительно увеличить динамическую пластичность материала, в то время как пластичность, измеренная при статическом внедрении, увеличилась незначительно.

Разность значений δ , полученных при различных скоростях деформирования (в статическом и ударном режиме), может служить дополнительным диагностическим признаком при оценке качества материалов.

Выводы

Установлены характерные значения пластичности для алюминиевых сплавов $\delta=0,83-0,98$. Показано влияние скорости и механизма деформации на величину пластичности, проявляющееся как в резком повышении коэффициента динамичности $K_d=1,38-1,55$, так и отклонении значений пластичности от теоретически рассчитанных. При этом общепринятое уравнение, связывающее пластичность с другими механическими характеристиками, для АМК не выполняется. Это позволяет утверждать, что разность значений δ , рассчитанной исходя из параметров отпечатка и как функции E/HV при динамическом индентировании, может служить дополнительным характерным признаком при получении материалов, обладающих улучшенными свойствами.

Достаточно простая реализация динамического микроиндентирования также обладает преимуществом при создании диагностического оборудования. Измерить пластичность при статическом нагружении довольно сложно: требуется тщательная подготовка поверхности образцов, соблюдение жесткости силовой системы при нагружении и др. В то время как при ударе значительные деформации достигаются уже при скоростях 1 м/с, что позволяет создать портативные переносные приборы контроля на базе разработанной установки. При создании конструкции, обеспечивающей перпендикулярное падение индентора, возможен расчет диагонали отпечатка непосредственно из диаграммы нагружения, что позволит отказаться от оптических измерений и создать портативные измерительные приборы.

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № Т20УКА-002).

ЛИТЕРАТУРА

1. Milman Y.V., Galanov B.A., Chugunova S.I., Plasticity characteristic obtained through hardness measurement. Acta Metal et Mat. 1993.
2. Milman Y.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V. Plasticity determined by indentation and theoretical plasticity of materials // Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics. 2009. Vol. 73. P. 1215–1222.
3. Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Zhu Y.T., Lowe T.C. Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation // J Mater Res. 2002. Vol. 17. P. 5–8.
4. Рудницкий В.А., Крень А.П., Ланцман Г.А. Оценка пластичности металлических материалов методом динамического индентирования // Литье и металлургия. 2017. № 2. С. 81–87.

5. **VanLandingham M.R.** Review of instrumented indentation // *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*. July/August 2003. Vol. 108. No 4. P. 249–265.
6. **Kren A.P., Delendik M.N., Machikhin A.S.** Non-destructive evaluation of metal plasticity using a single impact microindentation // *International Journal of Impact Engineering*. 2022. Vol. 162.
7. **Milman Y.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V.** Plasticity characteristic obtained by indentation technique for crystalline and noncrystalline materials in the wide temperature range // *High Temp. Mat. and proc.* 2006. Vol. 25. P. 39–46.
8. **Sinisa Dj Mesarovic Norman Fleck.** Spherical indentation of elastic–plastic solids // *Proceedings of the Royal Society. Mathematical Physical and Engineering Sciences*. 1999. Vol. 455. No 1987. P. 2707–2728.
9. **Tabor D.** *Hardness of Metals*, Clarendon Press. Oxford, 1951.
10. **Shima Pashangeh, Morteza Alizadeh, Rasool Amini.** Structural and corrosion behavior investigation of novel nano-quasicrystalline Al-Cr-Fe reinforced Al-matrix composites produced by ARB process // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 890.
11. **Kang N., Mansori M. EL., Lin X.** In-situ synthesis of aluminum/nano-quasicrystalline Al-Fe-Cr composite by using selective laser melting // *Composites Engineering*. 2018. P. 382–390.
12. **Johnson K.L.** *Contact Mechanics*. Cambridge University Press. 1985.
13. **Galanov B.A., Grigor'ev O.N.** Determination of the hardness and young's modulus from the depth of penetration of a pyramidal indenter // *Strength of Materials*. 1983. Vol. 15. P.1624–1628.
14. **Kren A.P.** Determination of the critical stress intensity factor of glass under conditions of elastic contact by the dynamic indentation method // *Strength of Materials*. 2009. Vol. 41. No. 6. P. 628–636.
15. **Kren A.P., Protasenya T.A.** Determination of the physic and mechanical characteristics of isotropic pyrolytic graphite by dynamic indentation method // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2014. Vol. 50. No. 7. P. 419–425.

REFERENCES

1. **Milman Y.V., Galanov B.A., Chugunova S.I.** Plasticity characteristic obtained through hardness measurement. *Acta Metal et Mat*, 1993, vol. 41, pp. 2523–2532.
2. **Milman Y.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V.** Plasticity determined by indentation and theoretical plasticity of materials. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics*, 2009, vol. 73, pp. 1215–1222.
3. **Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Zhu Y.T., Lowe T.C.** Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation. *J Mater Res*, 2002, vol. 17, pp. 5–8.
4. **Rudnickij V.A., Kren' A.P., Lancman G.A.** Ocenka plastichnosti metallicheskih materialov metodom dinamicheskogo indentirovaniya [Evaluation of Plasticity of Metallic Materials by Dynamic Indentation]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 2, pp.81–87.
5. **VanLandingham M.R.** Review of instrumented indentation. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, 2003, vol. 108, pp. 249–265.
6. **Kren A.P., Delendik M.N., Machikhin A.S.** Non-destructive evaluation of metal plasticity using a single impact microindentation. *International Journal of Impact Engineering*, 2022, vol. 162.
7. **Milman Y.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V.** Plasticity characteristic obtained by indentation technique for crystalline and noncrystalline materials in the wide temperature range. *High Temp Mat and Proc.* 2006, vol. 25, pp. 39–46.
8. **Sinisa Dj Mesarovic Norman Fleck.** Spherical indentation of elastic–plastic solids. *Proceedings of the Royal Society Mathematical Physical and Engineering Sciences*. 1999, vol. 455, no. 1987, pp. 2707–2728.
9. **Tabor D.** *Hardness of Metals*. Clarendon Press. Oxford, 1951.
10. **Shima Pashangeh, Morteza Alizadeh, Rasool Amini** Structural and corrosion behavior investigation of novel nano-quasicrystalline Al-Cr-Fe reinforced Al-matrix composites produced by ARB process. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 890.
11. **Kang N., Mansori M. EL., Lin X.** In-situ synthesis of aluminum/nano-quasicrystalline Al-Fe-Cr composite by using selective laser melting. *Composites Part B: Engineering*, 2018, vol. 155, pp. 382–390.
12. **Johnson K.L.**, *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, 1985.
13. **Galanov B.A., Grigor'ev O.N.** Determination of the hardness and young's modulus from the depth of penetration of a pyramidal indenter. *Strength of Materials*, 1983, vol. 15, pp. 1624–1628.
14. **Kren A.P.** Determination of the critical stress intensity factor of glass under conditions of elastic contact by the dynamic indentation method. *Strength of Materials*, 2009, vol. 41, no. 6, pp. 628–636.
15. **Kren A.P., Protasenya T.A.** Determination of the physic and mechanical characteristics of isotropic pyrolytic graphite by dynamic indentation method. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2014, vol. 50, no. 7, pp. 419–425.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-91-96>
ДК 669.017

Поступила 28.02.2022
Received 28.02.2022

АРТЕФАКТЫ В МЕТАЛЛОГРАФИИ: НИТКИ И ВОЛОКНА

А. Г. АНИСОВИЧ, Институт прикладной физики НАН Беларуси,

г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 16. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru

М. И. МАРКЕВИЧ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10

Рассмотрены нити и волокна различного происхождения как артефакты пробоподготовки металлографических шлифов, а также образцов некоторых материалов. Проиллюстрирована роль различных способов оптического контрастирования – темнопольного освещения, поляризованного света при анализе бумаги, натуральных и искусственных волокон. Представленные материалы могут быть использованы материаловедцами для идентификации ошибок пробоподготовки, а также описания нетрадиционных металлографических объектов.

Ключевые слова. Металлография, пробоподготовка, нитки, волокна, металлы, кожа.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Артефакты в металлографии: нитки и волокна / А. Г. Анисович, М. И. Маркевич // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 91–96. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-91-96>.

ARTIFACTS IN METALLOGRAPHY: THREADS AND FIBERS

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

M. I. MARKEVICH, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str.

Threads and fibers of different origin are considered as artifacts of sample preparation of metallographic sections, as well as samples of some materials. The role of various methods of optical contrasting – dark-field illumination, polarized light – in the analysis of paper, natural and artificial fibers is illustrated. The presented materials can be used by materials scientists to identify errors in sample preparation, as well as to describe non-traditional metallographic objects.

Keywords. Metallography, sample preparation, threads, fibers, metals, leather.

For citation. Anisovich A. G., Markevich M. I. Artifacts in metallography: threads and fibers. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 91–96. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-91-96>.

В настоящее время методами микроскопии изучают широкие классы материалов, весьма разнообразных по своей природе – металлы и сплавы, полимеры, минералы, ткани и т.д. Также постоянно развиваются методы металлографической пробоподготовки. Для этого разработано специальное оборудование, использующее как разнообразные полировочные составы, так и полировочные круги из различных, в том числе тканых, материалов. Тем не менее, совершенствование методов изготовления образцов не означает отсутствие практических ошибок (артефактов) пробоподготовки. В числе таких артефактов – присутствие на готовом образце разнообразных нитей и волокон, затрудняющих последующий анализ структуры. Поэтому для оператора важно умение распознать артефакт.

Данная статья имеет методологическую направленность. Рассмотрены нити и волокна различного происхождения как артефакты пробоподготовки металлографических шлифов и образцов некоторых материалов.

Волокно – это тонкая неспряденная нить растительного, животного или минерального происхождения.

Нитка – общее название тонкоскрученного материала, имеющего малый диаметр. Волокна различного происхождения используются в быту и технике. Некоторые из них показаны на рис. 1. Для своей визуализации различные волокна требуют использования определенных методов оптического контрастирования. Так, искусственные волокна – углеродное и базальтовое сфотографированы с использованием освещения по методу светлого поля [1], шерстяные и шелковые – темного поля [1, 2].

Нитки и волокна как составляющие тканей и фильтров участвуют в процессе пробоподготовки металлографических шлифов. Как правило, используются синтетические замшевые ткани, шерсть,

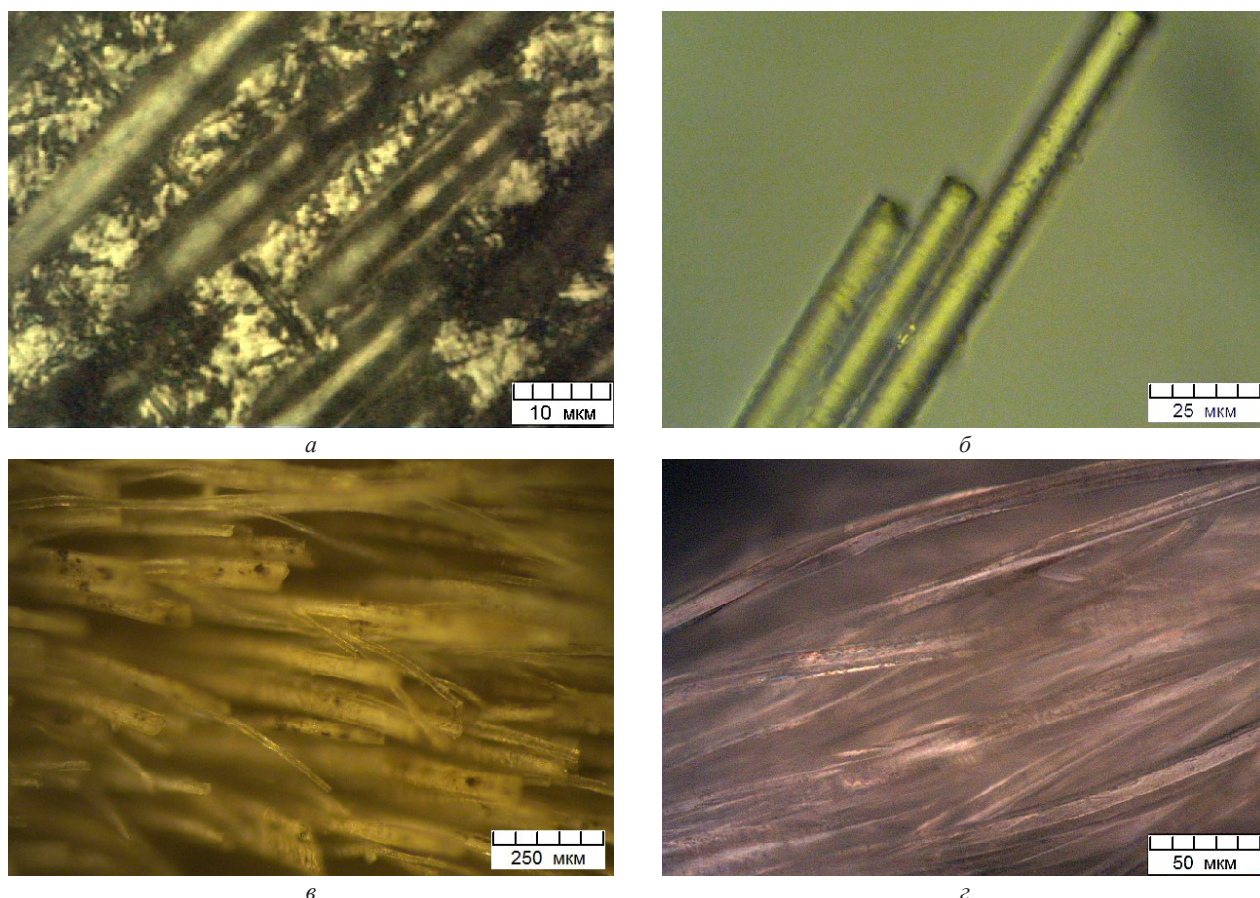


Рис. 1. Волокна искусственного и натурального происхождения: *а, б* – углеродное и базальтовое соответственно, светлорольное освещение; *в, з* – шерсть овцы и шелковое волокно соответственно, темнопольное освещение

синтетический бархат, фетр, войлок и др. Составляющие их нити как таковые являются артефактами. В случае некачественного приготовления шлифов присутствие волокон на поверхности образца осложняет процесс наблюдения и интерпретации изображений. На рис. 2, *а* представлены волокна ткани полировочного круга, оставшиеся на шлифе после окончания процесса полировки и промывки. После травления такого образца волокна в процессе окисления окрашиваются в различные цвета (рис. 2, *б*). Зачастую волокна разной морфологии легко узнаваемы (рис. 2, *в*). Единичное волокно, как правило, не затрудняет наблюдение, но мешает при выборе кадра для фотографирования. При необходимости такой артефакт может быть устранен в программах обработки изображений. На рис. 2, *з* показаны волокна, зацепившиеся за твердое включение при полировке. Этот кадр сделан исключительно для иллюстрации.

В некоторых случаях имеется сходство морфологии волокон ткани и выделений фаз (рис. 3).

Скопления волокон могут принимать достаточно причудливый вид (рис. 4). Анализировать структуру графита чугуна при наличии таких артефактов невозможно (рис. 4, *а*). Помимо собственно включений графита на шлифе присутствуют еще и пылевые частицы. Они ярко светятся в темном поле (рис. 4, *б*). Графит шаровидной формы на светлорольном изображении воспринимается как пыль, а на темнопольном изображении практически не виден при данном увеличении (200 крат).

Часто встречающимся артефактом пробоподготовки являются волокна фильтровальной бумаги [2]. Собственно фильтровальная бумага представлена на рис. 5, *а*. При темнопольном освещении хорошо видны отдельные волокна. Степень их визуализации в данном случае зависит от ориентации относительно плоскости наблюдения, а также глубины резкости объектива. Отдельные волокна фильтровальной бумаги при сушке металлографических шлифов остаются на краях шлифа (рис. 5, *б*) и видны как нечеткая полоска при фокусировке на поверхность шлифа. На рис. 6, *а* показано волокно фильтровальной бумаги, зацепившееся концами на полированной поверхности и колеблющееся в потоке тепла от объектива микроскопа, на рис. 6, *б* – одиночное волокно над объективом микроскопа. После травления оно приобрело окраску. Свежие волокна фильтровальной бумаги окрашиваются различными цветами при освещении поляризованным светом (рис. 7). Пыль на данном изображении в поляризованном свете имеет белый цвет.

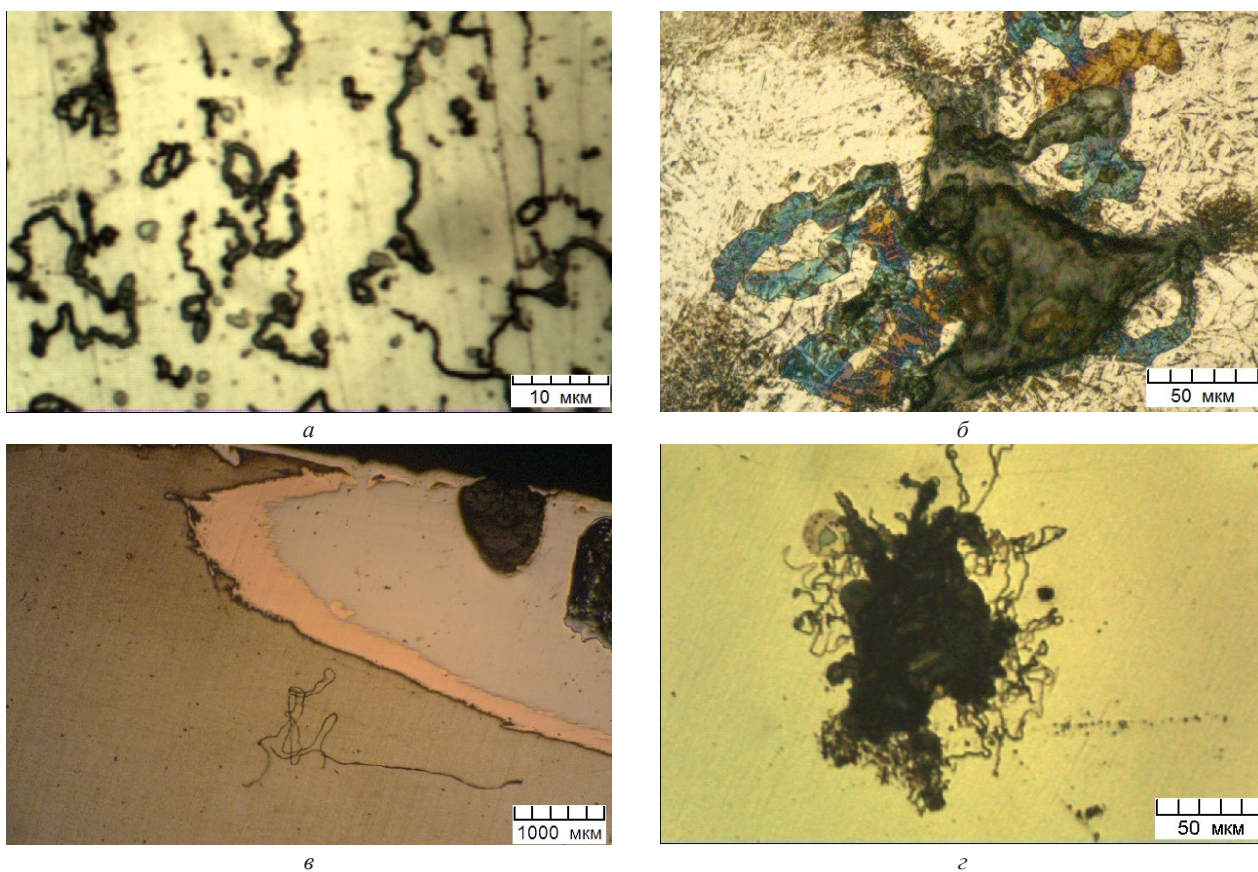


Рис. 2. Волокна полировочного круга на поверхности шлифов

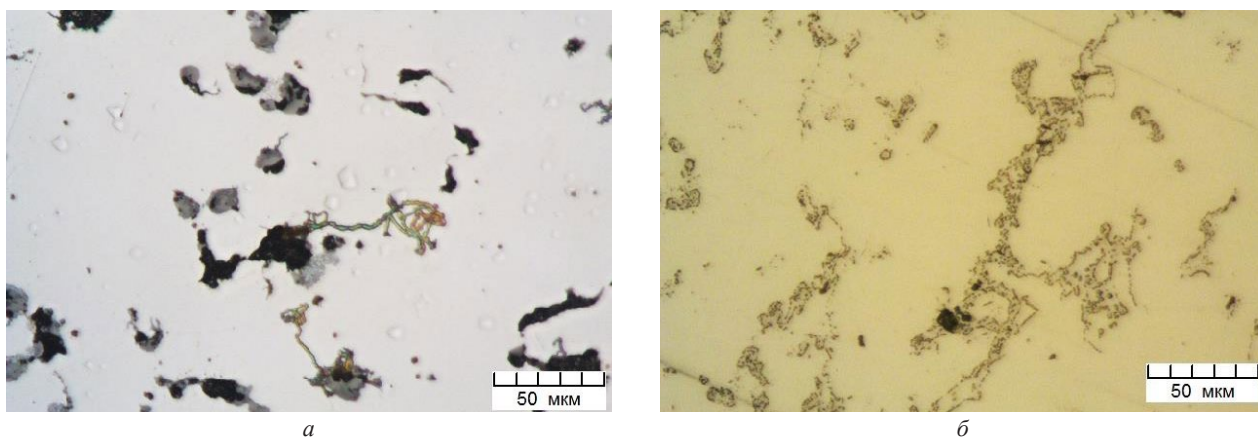


Рис. 3. Сходные изображения на поверхности образца: *а* – волокна на шлифе чугуна; *б* – фазы в сплаве Co-Cr-Mo

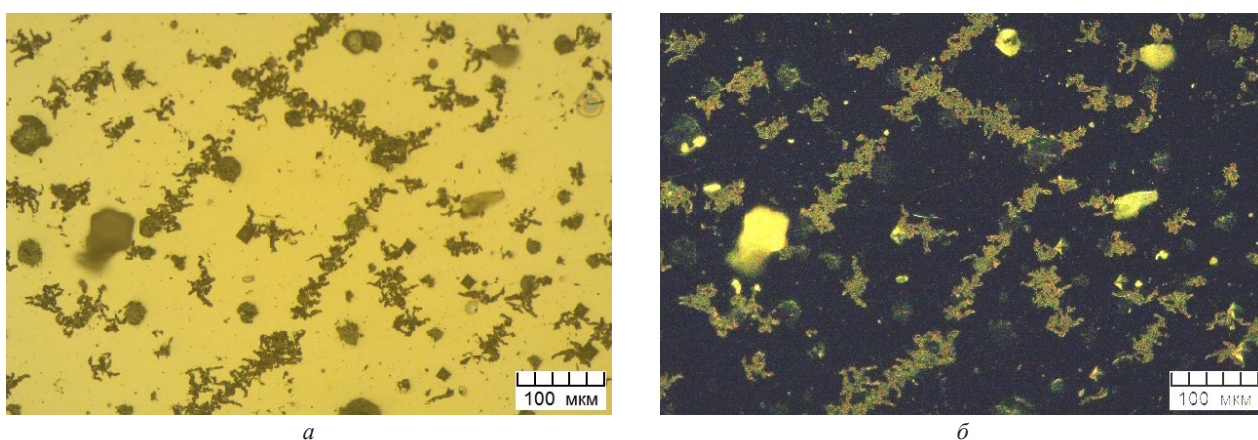


Рис. 4. Скопления волокон на шлифе серого чугуна: *а* – светлопольное освещение; *б* – темнопольное освещение; без травления

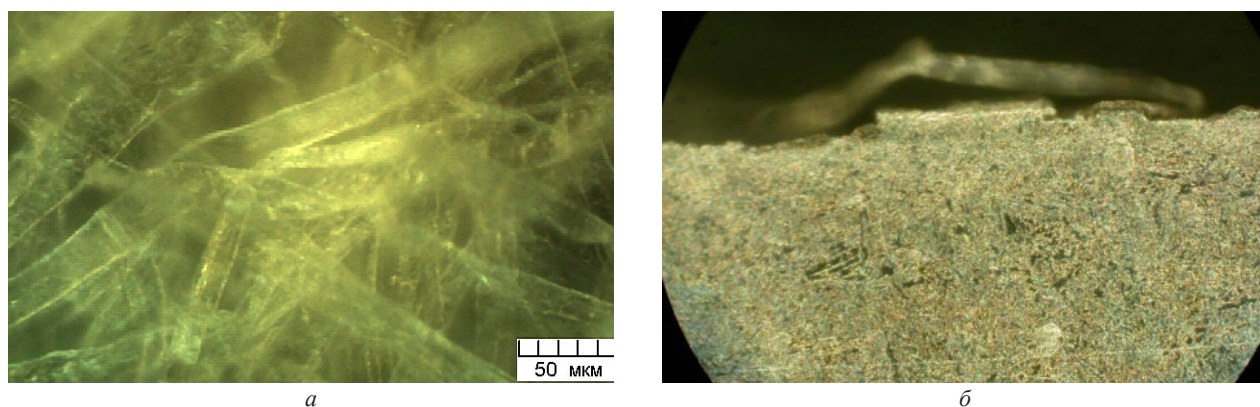


Рис. 5. Фильтровальная бумага (*a*) и ее отдельное волокно на краю образца (*б*)

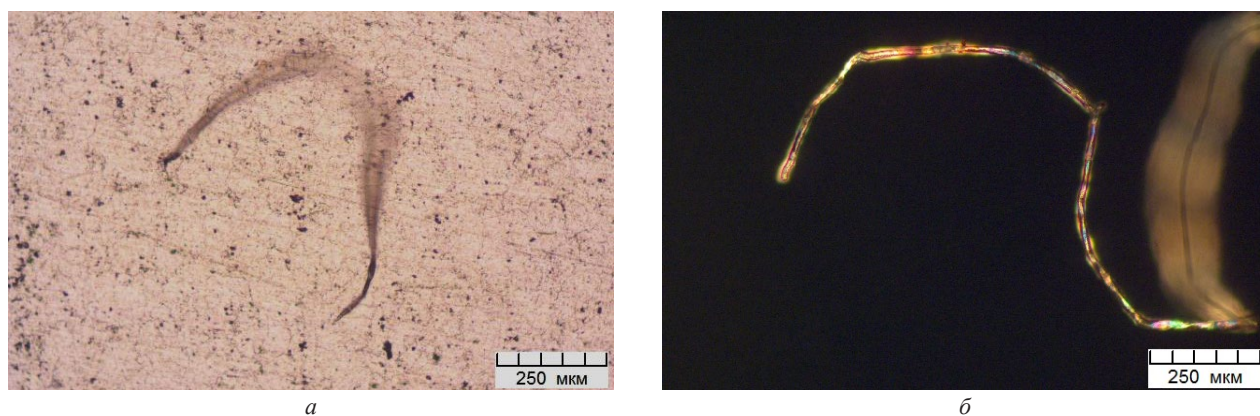


Рис. 6. Отдельные волокна фильтровальной бумаги:
a – волокно, колеблющееся в потоке теплого воздуха; *б* – волокно на предметном столике микроскопа

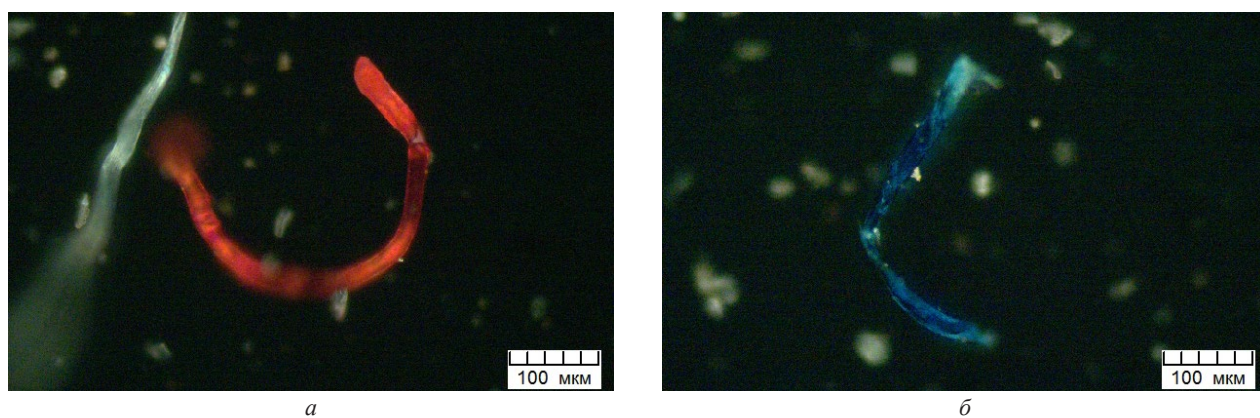


Рис. 7. Волокна фильтровальной бумаги в поляризованном свете

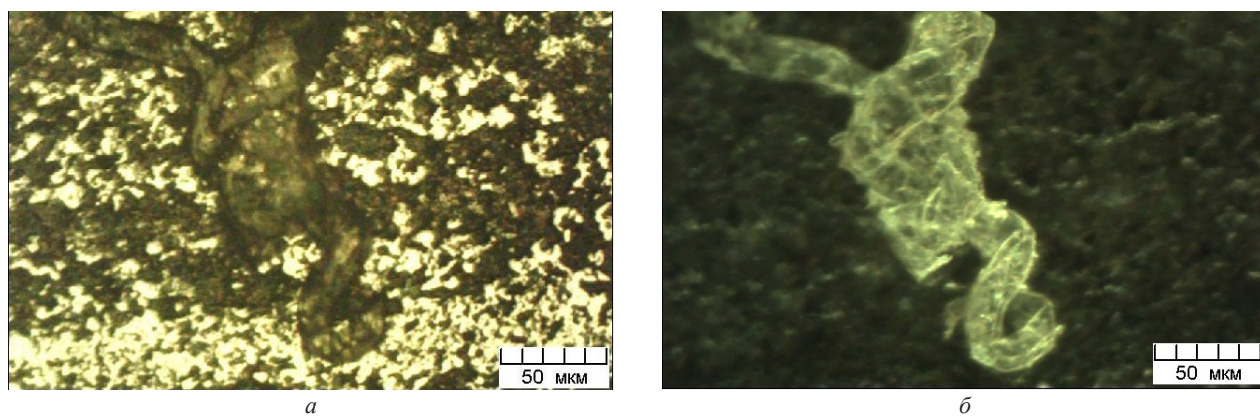


Рис. 8. Скрученное волокно фильтровальной бумаги: *a* – светлое поле; *б* – темное поле

В процессе металлографического травления волокна сильно окисляются и не всегда узнаваемы (рис. 8, *а*). В темном поле (рис. 8, *б*) такое волокно имеет более характерный вид, схожий с рис. 5, *а*.

Поляризованный свет позволяет обнаружить присутствие волокон полировочного круга (рис. 9). При обычном освещении на крупной частице (гранула алюминиевого сплава) заметны тонкие линии, происхождение которых не совсем понятно. При использовании поляризованного света видно, что в образце присутствуют нити от материала полировочного круга. В данном случае металлические гранулы консолидировали заливкой их в полировочную пластмассу. При этом часть гранул оказалась расположенной ниже уровня поверхности основного шлифа (верхняя часть кадра на рис. 9, *б*). Поскольку поверхность не была сплошной, а имела значительные впадины, полировочный материал имел возможность зацепиться за края.

На рис. 10 показана практическая часть наблюдений за волокнами и нитями. На рис. 10, *а* показан излом чугуна с волокном, попавшим в рабочую зону трибопары сталь-чугун. В результате произошла внезапная остановка вращения и температура в рабочей зоне поднялась как минимум до температур закалки, которая и произошла за счет охлаждения «на массу». При этом в зоне контакта произошло сплавление стали и чугуна, причем настолько, что линия соединения не видна даже после металлографического травления (рис. 10, *б*, белая полоса в нижней части рисунка). По-видимому, это волокно искусственного происхождения, поскольку обнаруженные фрагменты имели постоянный диаметр и достаточно хорошо отражали свет.

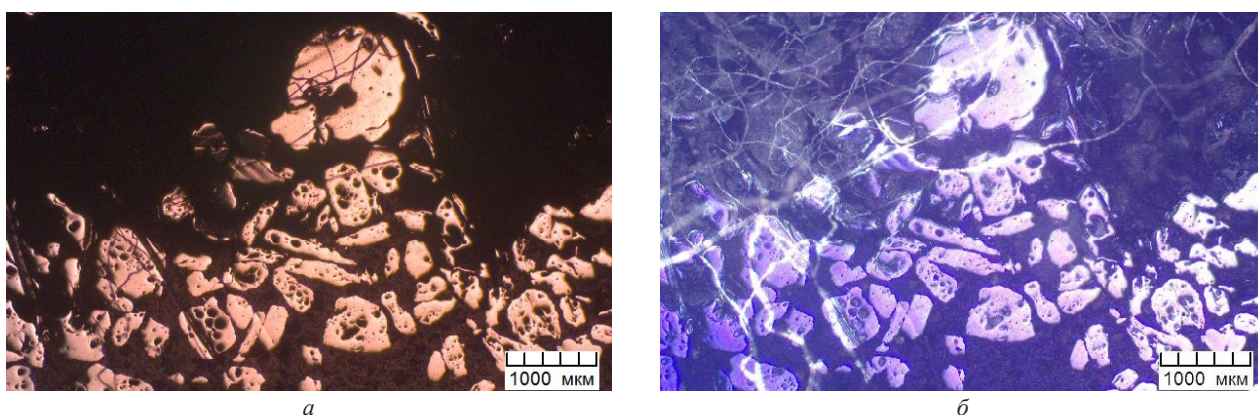


Рис. 9. Гранулы в пластмассовой заливке: *а* – светлое поле; *б* – поляризованный свет

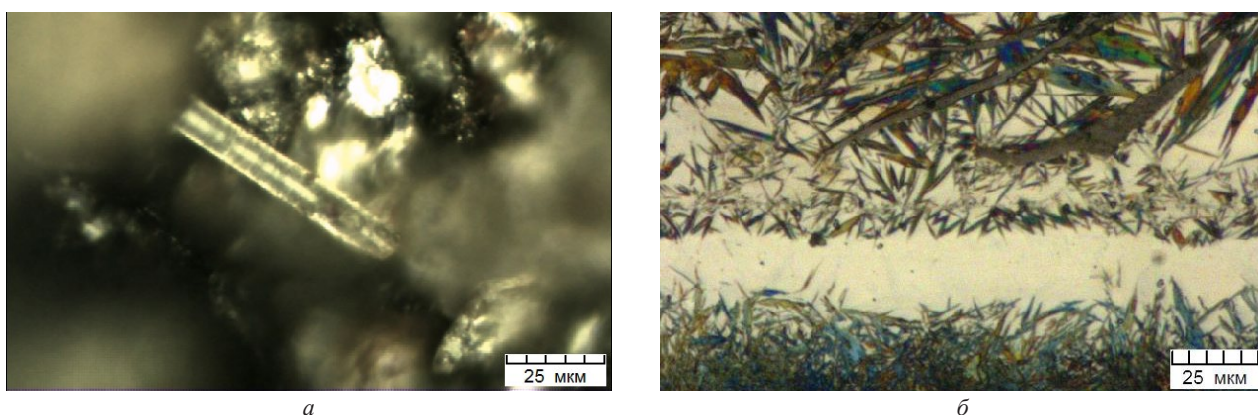


Рис. 10. Серый чугун: *а* – излом чугуна с волокном; *б* – структура зоны сплавления со сталью

Практически оптическая микроскопия – это хороший способ анализа кожевенного сырья. Растровая микроскопия непригодна для анализа таких материалов в силу того, что они являются непроводящими. При этом поверхность объекта приобретает статический заряд, что делает невозможным получение качественного изображения [3]. Эта же трудность существует и для тканей как натуральных, так и искусственных. На рис. 11, *а* показан образец кожи с отверстием, сделанным лазерной перфорацией (образец предприятия «Белвест») [4]. Образец находился в помещении, без обертки. На поверхности видны волокна и частицы домовой пыли различного размера [5]. Замша из кожи телянка находилась в пластиковом пакете вместе с замшей черного и оранжевого цветов. Соответственно на поверхности фиксируются отдельные волокна иного цвета (рис. 11, *б*), поскольку темнопольное освещение позволяет видеть натуральные цвета окрашенных объектов [1]. Наблюдаются также единичные частички пыли белого цвета.

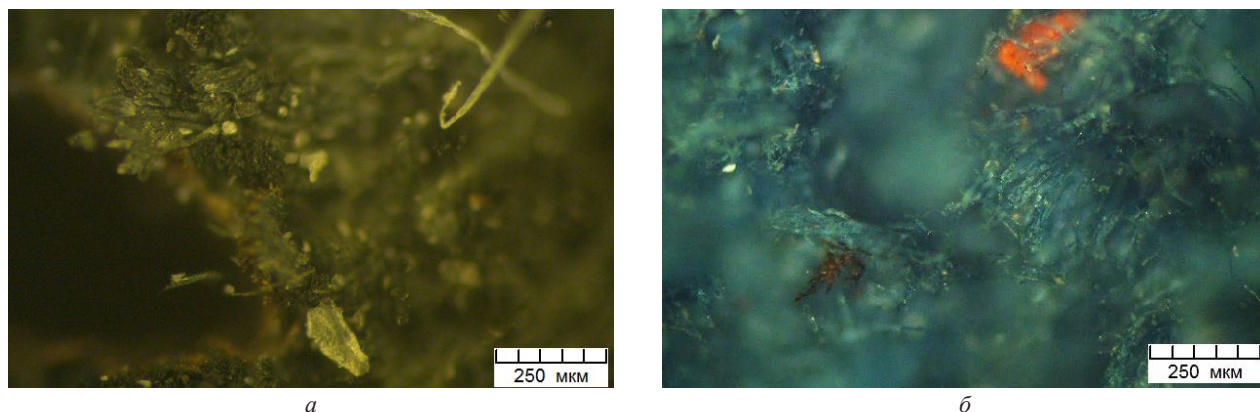


Рис. 11. Кожевенное сырье: *а* – обратная сторона кожи после лазерной перфорации; *б* – синяя замша; кожа теленка; темнопольное освещение

Таким образом, показаны нити и волокна различного происхождения как артефакты пробоподготовки при использовании различных способов оптического контрастирования [6]. Представленные материалы могут быть использованы материаловедцами для идентификации ошибок пробоподготовки, а также описания нетрадиционных металлографических объектов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Анисович А. Г., Румянцев И. Н. Практика металлографического исследования материалов. Минск: Беларуская навука, 2013. 221с.
2. Анисович, А. Г. Возможности использования темнопольного освещения для анализа несвязанных объектов // Литье и металлургия. 2013. № 1(69). С. 116–122.
3. Анисович, А. Г. Некоторые особенности микроскопического исследования неметаллических объектов. А. Г. Анисович, М. И. Маркевич, А. Н. Малышко // Литье и металлургия. 2020. № 2. С. 75–80.
4. Анисович, А. Г. Морфология поверхности натуральной кожи после лазерного воздействия / А. Г. Анисович, М. И. Маркевич, В. И. Журавлева и др. // Электроника плюс. 2021. № 2. С. 49–52.
5. Анисович, А. Г. Артефакты в металлографии: пыль // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 93–98.
6. Анисович, А. Г. Искусство металлографии: использование методов оптического контрастирования // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2016. № 1. С. 36–42.

REFERENCES

1. Anisovich A. G., Rumjanceva I. N. *Praktika metallograficheskogo issledovaniya materialov* [Practice of metallographic research of material]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2013, 221 p.
2. Anisovich A. G. Vozmozhnosti ispol'zovaniya temnopol'nogo osveshheniya dlja analiza nesvjazannykh ob#ektov [Possibilities of using dark-field illumination for the analysis of unrelated objects]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 1(69), pp. 116–122.
3. Anisovich A. G., Markevich M. I., Malysheko A. N. Nekotorye osobennosti mikroskopicheskogo issledovaniya nemetallicheskikh ob'ektov [Some features of the microscopic study of non-metallic objects]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 75–80.
4. Anisovich A. G., Markevich M. I., Zhuravleva V. I., Shherbakova E. N., Shapovalov S. V. Morfologija poverhnosti natural'noj kozhi posle lazernogo vozdejstvija [Morphology of the surface of natural leather after laser exposure]. *Jelektronika pljus = Electronics Plus*, 2021, no. 2, pp. 49–52.
5. Anisovich A. G. Artefakty v metallografii: pyl' [Artifacts in metallography: dust]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 93–98.
6. Anisovich A. G. Iskusstvo metallografii: ispol'zovanie metodov opticheskogo kontrastirovaniya [The Art of Metallography: Using Optical Contrasting Techniques]. *Vesti NAN Belarusi, serija fiziko-tehnicheskikh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2016, no. 1, pp. 36–42.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-97-103>
УДК 621.81

Поступила 14.03.2022
Received 14.03.2022

РАЗРАБОТКА ОСНОВНЫХ ТРЕБОВАНИЙ К АВТОМАТИЗИРОВАННОМУ УЧАСТКУ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КОЛЬЦЕРАСКАТНОГО КОМПЛЕКСА

В. Е. АНТОНЮК, С. Г. САНДОМИРСКИЙ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: sand_work@mail.ru
С. О. НИКИФОРОВИЧ, В. В. РУДЫЙ, ОАО «БЕЛАЗ» – управляющая компания холдинга «БЕЛАЗ-ХОЛДИНГ», г. Жодино, Беларусь, ул. 40 лет Октября
Н. П. ТИМОШЕНКО, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12

Рассмотрены термические печи и вспомогательное оборудование для основных термических обработок (нормализация, отжиг, изотермический отжиг, улучшение), которым необходимо подвергнуть изделия после кольцераскатки для создания у кольцевых заготовок механических свойств и структуры, улучшающих обрабатываемость резанием. Разработаны основные требования к термическим печам, оптимальным для автоматизированного участка термической обработки кольцевых заготовок после кольцераскатки. Показано, что для выполнения всех заданных видов термической обработки целесообразно использовать однотипное термическое оборудование, имеющее одинаковый межремонтный ресурс и сроки обслуживания. Это позволяет в одинаковые сроки проводить остановку автоматизированной линии и одновременное обслуживание всех компонентов линии. Использование шахтных печей для термической обработки в автоматизированной линии термической обработки нецелесообразно, так как практически нет опыта встраивания их в такие линии.

Ключевые слова. Кольцевая заготовка, термическая обработка, нормализация, отжиг, изотермический отжиг, улучшение, термическое оборудование.

Для цитирования. Антонюк, В. Е. Разработка основных требований к автоматизированному участку термической обработки кольцераскатного комплекса / В. Е. Антонюк, С. Г. Сандомирский, С. О. Никифорович, В. В. Рудый, Н. П. Тимошенко // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 97–103. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-97-103>.

DEVELOPMENT OF BASIC REQUIREMENTS FOR AN AUTOMATED HEAT TREATMENT SITE OF A RING-ROLLING COMPLEX

V. E. ANTONYUK, S. G. SANDOMIRSKI, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: sand_work@mail.ru
S. O. NIKIFOROVICH, V. V. RUDYI, OJSC “BELAZ” – Management Company of Holding “BELAZ-HOLDING”, Zhodino, Belarus, 40 let Ocyabrya str.
N. P. TIMOSHENKO, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str.

Thermal furnaces and auxiliary equipment for the main thermal treatments (normalization, annealing, isothermal annealing, improvement) are considered, to which products must be subjected after ring rolling to create mechanical properties and structures in annular workpieces that improve the machinability by cutting. The basic requirements for thermal furnaces optimal for an automated section of heat treatment of annular blanks after ring rolling have been developed. It is shown that to perform all the specified types of heat treatment, it is advisable to use the same type of thermal equipment that has the same overhaul life and service life. This makes it possible to stop the automated line at the same time and simultaneously provide service for all components of the line. The use of shaft furnaces for heat treatment in an automated heat treatment line is not appropriate, since there is practically no experience of embedding them in such lines.

Keywords. Annular blank, heat treatment, normalization, annealing, isothermal annealing, improvement, thermal equipment.

For citation. Antonyuk V. E., Sandomirski S. G., Nikiforovich S. O., Rudyi V. V., Timoshenko N. P. Development of basic requirements for an automated heat treatment site of a ring-rolling complex. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 97–103. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-97-103>.

Белорусский автомобильный завод создает уникальный кольцераскатный комплекс для производства кольцевых заготовок с наружным диаметром от 350 до 3000 мм и массой до 3000 кг из разных марок сталей, включая специальные стали 20Х2Н4А, 40ХМФА, 42CrMo4 [1]. Номенклатура кольцевых заготовок имеет более 100 наименований, годовая программа составляет около 200 000 шт.

Современные возможности кольцераскатки позволяют получить высокую окончательную точность кольца и улучшить физико-механические свойства материала [2, 3], а с целью создания у кольцевых заготовок механических свойств и структуры, улучшающих обрабатываемость резанием, их необходимо термически обработать. Поэтому в состав комплекса, кроме автоматизированной линии кольцераскатки, войдет и автоматизированный участок термической обработки кольцевых заготовок.

В основе такой термической обработки (нормализации, отжига, изотермического отжига, улучшения) лежат процессы нагрева и охлаждения [4]. Нагревательные, охладительные устройства и другое вспомогательное оборудование являются наиболее распространенным оборудованием цехов по производству и обработке материалов [5–12]. При проектировании оборудования термических цехов основное внимание должно уделяться внедрению технологии, повышающей качество выпускаемой продукции и ускоряющей цикл термической обработки. Необходимо систематически совершенствовать оборудование, механизировать и автоматизировать процессы, создавая поточные линии.

Максимальный экономический эффект от автоматизации может быть получен, когда в процессе проектирования технологического агрегата предусматривается его механизация, создаются резервы ресурсов управления и технологический процесс строится с учетом использования достижений науки управления – кибернетики. Расчеты показывают, что капитальные затраты на автоматизацию объектов окупаются в 3–4 раза быстрее, чем капитальные затраты на строительство новых производственных агрегатов. В конкурентной борьбе выигрывает тот, кто изготавливает изделия в соответствии с международными стандартами качества и с меньшей себестоимостью, чем другие.

В связи с высокими требованиями к уровню автоматизации возникает необходимость выбора оборудования автоматизированного участка термической обработки колец после кольцераскатки с возможностью гибкой переналадки и оптимальными затратами на обслуживание в эксплуатации.

Цель статьи – разработка основных требований к термическим печам, оптимальным для автоматизированного участка термической обработки кольцевых заготовок после кольцераскатки.

В термических печах реализуют режимы нагрева и охлаждения при заданном законе изменения температуры поверхности металла. Эти режимы предполагают корректировку температуры печной атмосферы во времени.

Автоматизированный участок термической обработки кольцевых заготовок должен включать следующие операции:

1. Идентификацию и учет поступивших с участка кольцераскатки кольцевых заготовок, передачу этой информации на пульт управления автоматизированной линии термической обработки.
2. Формирование оптимальной садки для проведения термической обработки с укладкой кольцевых заготовок на поддоны для дальнейшей транспортировки в печь.
3. Перемещение садки или кольцевых заготовок на позицию загрузки в печь.
4. Автоматизированную загрузку садки в печь.
5. Нагрев и выдержку садки в печи по разработанным циклограммам (в режиме время-температура) термической обработки деталей.
6. Автоматизированную выгрузку садки из печи и ее перемещение на стенд охлаждения.
7. Охлаждение садок или кольцевых заготовок на стендах согласно разработанным циклограммам до температуры 60 °С.
8. Автоматизированный контроль геометрических и структурных параметров кольцевых заготовок.
9. Автоматизированное перемещение охлажденных садок или кольцевых заготовок на стенды накопителя.

Тип печи для термической обработки выбирают с учетом всего перечня подвергаемых обработке деталей и следующих **основных требований**: простота конструкции и надежность в эксплуатации; высокое качество термической обработки; минимальное потребление энергии; экономичная эксплуатация, выполнение требований экологического характера [5–7, 10].

Анализ термических печей проводили по нескольким критериям: виду энергии (пламенные и электрические); периодичности действия (периодического или непрерывного действия); способу загрузки (камерные, шахтные, с выдвижным подом, колпаковые и т.д.); назначению (закалочные, нормализационные и т.п.).

Общие сведения по выбору типа печи или агрегата в зависимости от вида термической обработки приведены в табл. 1, 2.

Учитывая поштучное производство при кольцеразкатке изделий разных размеров из различных сталей, для термической обработки изделий после нее целесообразно использовать печи периодического действия.

Таблица 1. Процессы термической обработки, проводимые в печах периодического действия

Тип печи	Характер загрузки	Процесс			
		отжиг	нормализация	нагрев под закалку	отпуск
Камерные	Разнообразные изделия	+	+	+	+
Шахтные		+	+	+	+
Колпаковые	Отливки, бунты проволоки, рулоны ленты, листы, прутки, крупные сварные изделия	+	+	–	+
Камерные с выкатным подом	Стальные и чугунные отливки, сварные конструкции, рулоны ленты и бунты проволоки	+	+	–	+
Элеваторные	Стальные и чугунные отливки, изделия из алюминиевых сплавов, крупные изделия	+	+	+	+
Проходные с передвижной камерой (с двумя подинами)	Средние и крупные изделия	+	–	–	–

Примечание. Знаком «+» отмечено применение печей для проведения указанных процессов.

Таблица 2. Процессы термической обработки, проводимые в печах непрерывного действия

Тип печи	Процесс		
	отжиг	изотермический отжиг	нормализация
Конвейерные	+	–	+
Роликово-конвейерные	+	+	+
Толкательные	+	+	+
Барабанные	+	–	–
С пульсирующим подом	+	–	+
Карусельные	+	–	–
Протяжные	+	–	+
Ручьевые	+	–	+
С шагающим подом	+	–	+
Туннельные	–	–	+

Примечание. Знаком «+» отмечено применение печей для проведения указанных процессов.

Камерные печи для термической обработки имеют близкие по значению длину, ширину и высоту рабочего пространства с одинаковой во всех его точках температурой. Преимущества камерных термических печей – в универсальности при создании разных температурно-временных условий и возможности использования при сложных режимах термообработки, например, типа отжига, где нельзя использовать проходные печи.

К недостаткам камерных термических печей следует отнести большие потери теплоты при периодических загрузках-выгрузках и в некоторых случаях невозможность использования в условиях поточного производства.

Камерная печь с неподвижным подом – это печь, в которой загрузка и выгрузка деталей происходит за счет механических устройств, расположенных за пределами печи (рис. 1).

Камерные печи с неподвижным подом имеют меньшие потери теплоты по сравнению с печами с выдвижным (выкатным) подом. Но загрузка камерных печей с неподвижным подом осложнена для крупных деталей. Для их загрузки требуется использование мощной напольной загрузочной машины с перемещением по рельсам вдоль ряда печей. При количестве печей не более двух нет смысла иметь громоздкую загрузочную машину, а целесообразнее использовать печи с выдвижным (выкатным) подом.

Для загрузки камерных печей с неподвижным подом обычно используют напольные рельсовые (рис. 2) и подвесные (рис. 3) манипуляторы.

*а**б*

Рис. 1. Камерная печь с неподвижным подом:
а – компании Sistem Technik [12]; *б* – компании Industrie-Ofen-Bau [13]

*а**б*

Рис. 2. Напольный рельсовый манипулятор для загрузки камерных печей с неподвижным подом:
а – компании BOSIO [14]; *б* – компании SECO WARWICK [15]

*а**б*

Рис. 3. Подвесной манипулятор для загрузки камерных печей с неподвижным подом:
а – компании GF ELNI [14]; *б* – компании LUBROTEKNA [17]

Камерная печь с выдвижным (выкатным) подом – это печь, в которой загрузка и выгрузка деталей производится на под, выкатываемый за пределы стен и свода печи (рис. 4). Их используют для термической обработки крупных деталей сложной конструкции, установка которых на под печи требует наличия специальных технологических устройств. Использование этих печей целесообразно, если масса садки велика и детали в садке укладываются с использованием специальных технологических проставок. Для загрузки камерной печи с выдвижным (выкатным) подом в составе автоматизированной линии термической обработки целесообразно использование подвесных манипуляторов (рис. 5).



Рис. 4. Камерная печь с выдвижным (выкатным) подом: а – компании REPKON [18]; б – компании GF ELNI [16]



Рис. 5. Загрузка камерной печи с выдвижным (выкатным) подом подвесным манипулятором REPKON [18]

Шахтные печи для термической обработки используют для проведения разных видов термообработки (закалка, отпуск, отжиг, нормализация) в воздушной среде. Шахтные печи обеспечивают равномерное распределение температуры во всем объеме камеры.

Шахтные ретортные печи используют для термической обработки в атмосфере защитного газа или реакционных газов.

На рис. 6, 7 показаны соответственно газовая шахтная ретортная печь для закалки и газовая шахтная ретортная печь для высокого и низкого отпуска крупногабаритных колец при температуре 750–1000 °С в атмосфере воздуха и атмосфере азота с рабочим диаметром нагревательной камеры 3,0 м и максимальной садкой 10,0 т.

Шахтные закалочные баки (рис. 8) используют для закалки в масле.

Шахтные устройства для мойки (рис. 9) используют после закалки в масле.

Проведенный анализ термических печей и вспомогательного оборудования для основных термических обработок (нормализация, отжиг, изотермический отжиг, улучшение), которым необходимо подвергнуть изделия после кольцеразкатки для создания у кольцевых заготовок механических свойств и структуры, улучшающих обрабатываемость резанием, позволяет сделать следующие выводы.



Рис. 6. Газовая шахтная ретортная печь модели PGGAt-300.160-950-100 компании SECO WARWICK [15]



Рис. 7. Газовая шахтная ретортная печь модели PGG-300.160-750-100 компании SECO WARWICK [15]



Рис. 8. Шахтный закалочный бак модели QPO-300.160E компании SECO WARWICK [15]



Рис. 9. Шахтные устройства для мойки модели MKV-300.160E компании SECO WARWICK [15]

1. Для выполнения всех заданных видов термической обработки целесообразно использовать однотипное термическое оборудование, имеющее одинаковый межремонтный ресурс и сроки обслуживания, что позволяет в одинаковые сроки проводить остановку автоматизированной линии и одновременное обслуживание всех компонентов линии.

2. Камерные печи с неподвижным подом требуют минимальных затрат на обслуживание, имеют наибольший межремонтный интервал. Для их загрузки целесообразно использовать напольные рельсовые манипуляторы. Для сокращения величины выдвижения загрузочного устройства целесообразно использовать рабочее пространство камерной печи с одинаковой шириной и длиной для размещения одного поддона.

3. Камерные печи с выдвижным подом позволяют более технологично загружать детали сложной конфигурации. Но это не существенно при термической обработке однотипных кольцевых заготовок. Использование камерных печей с выдвижным подом в автоматизированной линии увеличивает стоимость оборудования, но не дает существенных преимуществ по сравнению с печами с неподвижным подом.

4. Проходные роликовые печи и камерные печи с роликовым подом имеют небольшой межремонтный срок, требуют периодической замены роликов из жаропрочных марок сталей. Системы охлаждения роликов требуют систематического обслуживания. Поэтому использование таких печей в автоматизированной линии термической обработки нецелесообразно.

5. Практически нет опыта встраивания шахтных печей в автоматизированные линии. Поэтому использование таких печей в автоматизированной линии термической обработки нецелесообразно.

ЛИТЕРАТУРА

1. ОАО «БЕЛАЗ» построит современный комплекс кольцераскатки в Орше [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://www.belta.by/economics/view/belaz-postroit-sovremennyj-koltseraskatnyj-kompleks-v-orshe-434867-2021/> – Дата доступа: 09.03.22.
2. **Антонюк, В.Е.** Кольцераскатка в условиях автоматизированного производства / В.Е. Антонюк, П.А. Пархомчик, В.В. Рудый. Мн.: Беларуская навука, 2021. 245 с.
3. **Антонюк, В.Е.** Задачи технологического обеспечения автоматизированного кольцераскатного комплекса / В.Е. Антонюк, С.Г. Сандомирский, В.В. Рудый // Механика машин, механизмов и материалов. 2021. № 2 (55). С. 43–54.
4. **Лахтин, Ю.М.** Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. М.: Машиностроение. 1980. 493 с.
5. **Эйсмондт, Ю.Г.** Оборудование термических цехов: учеб. пособ. в 3-х т. / Ю.Г. Эйсмондт, В.А. Хотинов, М.В. Майсурдзе. Т. 1. Основное термическое оборудование. Екатеринбург: УрФУ, 2015. 257 с.
6. **Мордасов, Д.М.** Оборудование и автоматизация процессов производства и обработки материалов / Д.М. Мордасов, Д.О. Завражин. Тамбов: Изд-во ФГБОУ ВО «ТГТУ», 2016. 96 с.
7. **Кисленков, В.В.** Оборудование термических цехов / В.В. Кисленков. СПб: СПбГПУ, 2011. 142 с.
8. **Гусовский, В.Л.** Методики расчета нагревательных и термических печей / В.Л. Гусовский, А.Е. Лифшиц. М.: Тепло-техник, 2004. 400 с.
9. Расчет нагревательных и термических печей: справ. / С.Б. Василькова и др. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
10. **Сатановский, Л.Г.** Нагревательные и термические печи в машиностроении / Л.Г. Сатановский, Ю.А. Мирский. М.: Металлургия, 1971. 384 с.
11. **Долотов, Г.П.** Оборудование для термических цехов и лабораторий испытания металлов / Г.П. Долотов, Е.А. Кондаков. М.: Машиностроение, 1988. 336 с.
12. <http://mashmex.ru/mehanika-mashinostroenie.html/> – Дата доступа: 09.03.22.
13. <https://www.sistemteknik.com/> – Дата доступа: 09.03.22.
14. <http://www.unserebroschuere.de/IOB/WebView/> – Дата доступа: 09.03.22.
15. SECO/WARWICK [Электронный ресурс] / <https://www.secowarwick.com/wp-content/uploads/2017/03/Steel-Reheat-Furnaces2.pdf> – Дата доступа: 09.03.22.
16. <https://www.gfelti.com/en> – Дата доступа: 09.03.22.
17. <https://www.directindustry.com/prod/gadda-group/product-50762-1774969.html>.
18. <https://www.repkon.com.tr/en> – Дата доступа: 09.03.22.

REFERENCES

1. <https://www.belta.by/economics/view/belaz-postroit-sovremennyj-koltseraskatnyj-kompleks-v-orshe-434867-2021>.
2. **Antonyuk V.E., Parhomchik P.A.** *Kol'ceraskatka v usloviyah avtomatizirovannogo proizvodstva* [Ring rolling in automated production]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2021. 245 p.
3. **Antonyuk V.E., Sandomirski S.G., Rudy V.V.** *Zadachi tekhnologicheskogo obespecheniya avtomatizirovannogo kol'ceraskatnogo kompleksa* [Tasks of technological support of the automated ring rolling complex]. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov = Mechanics of machines, mechanisms and materials*, 2021, no. 2 (55), pp. 43–54.
4. **Lahtin Yu.M., Leont'eva V.P.** *Materialovedenie* [Material Science]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1980, 493 p.
5. **Ejsmond Yu.G., Hotinov V.A., Majsuradze M.V.** *Oborudovanie termicheskikh cekhov* [Equipment of thermal shops]. Ekaterinburg, UrFU Publ., 2015, Vol. 1, 257 p.
6. **Mordasov D.M., Zavrazhin D.O.** *Oborudovanie i avtomatizaciya processov proizvodstva i obrabotki materialov* [Equipment and automation of production processes and processing of materials]. Tambov, Izdatel'stvo FGBOU VO «TGTU» Publ., 2016, 96 p.
7. **Kislenkov, V.V.** *Oborudovanie termicheskikh cekhov* [Equipment of thermal shops]. Sankt Peterburg, SPbGPU Publ., 2011, 142 p.
8. **Gusovskij V.L., Lifshic A.E.** *Metodiki rascheta nagrevatel'nyh i termicheskikh pechej* [Calculation methods for heating and thermal furnaces]. Moscow, Teplotekhnika Publ., 2004, 400 p.
9. **Vasil'kova S.B., Genkina M.M., Gusovskij V.L., Lifshic A.E., Masalovich V.G., Perimov A.A., Spivak E.I., Tymchak V.M.** *Raschyot nagrevatel'nyh i termicheskikh pechej* [Calculation of heating and thermal furnaces]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983, 480 p.
10. **Satanovskij L.G., Mirskij Yu.A.** *Nagrevatel'nye i termicheskie pechi v mashinostroenii* [Heating and thermal furnaces in mechanical engineering]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1971, 384 p.
11. **Dolotov G.P., Kondakov E.A.** *Oborudovanie dlya termicheskikh cekhov i laboratorij ispytaniya metallov* [Equipment for thermal shops and metal testing laboratories]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1988, 336 p.
12. <http://mashmex.ru/mehanika-mashinostroenie.html>.
13. <https://www.sistemteknik.com>.
14. <http://www.unserebroschuere.de/IOB/WebView>.
15. <https://www.secowarwick.com/wp-content/uploads/2017/03/Steel-Reheat-Furnaces2.pdf>.
16. <https://www.gfelti.com/en>.
17. <https://www.directindustry.com/prod/gadda-group/product-50762-1774969.html>.
18. <https://www.repkon.com.tr/en>.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-104-110>
УДК 539.26: 621.785.78

Поступила 18.02.2022
Received 18.02.2022

МЕТОД КОНТРОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ СТАРЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ

А. В. ТОЛСТОЙ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: labmetal@rambler.ru

Разработан неразрушающий рентгеноструктурный метод контроля, позволяющий определять температуру и продолжительность старения изделий из бериллиевой бронзы. В основу метода контроля положены зависимости величины межплоскостного расстояния выделяющейся фазы и уширения дифракционной линии твердого раствора от режима старения. Для осуществления разработанного метода контроля предварительно определяют зависимости уширения дифракционной линии твердого раствора и величины межплоскостного расстояния отражения 100 выделяющейся фазы от продолжительности старения при различных температурах. По этим зависимостям строят номограмму, которая в дальнейшем используется для контроля режимов старения. Установлено, что достоверность определения режима термообработки зависит от инструментального фактора, связанного с различием геометрической формой мембран элементов, а также от величины текстуры, возникающей при пластической деформации материала на технологических стадиях изготовления изделий. Предложен метод, позволяющий минимизировать влияние этих факторов на точность измерений.

Ключевые слова. Бериллиевая бронза, рентгеноструктурный метод контроля, старение, период решетки, уширение дифракционных линий.

Для цитирования. Толстой, А. В. Метод контроля температуры и продолжительности старения изделий из бериллиевой бронзы / А. В. Толстой // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 104-110. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-104-110>.

METHOD OF TEMPERATURE CONTROL AND DURATION OF AGING OF BERYLLIUM BRONZE PRODUCTS

A. V. TOLSTOY, Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: labmetal@rambler.ru

A non-destructive X-ray diffraction control method has been developed to determine the temperature and duration of aging of beryllium bronze products. The control method is based on the dependences of the magnitude of the interplane distance of the released phase and the broadening of the diffraction line of the solid solution on the aging regime. To implement the developed control method, the dependences of the broadening of the diffraction line of the solid solution and the magnitude of the interplane reflection distance 100 of the released phase on the duration of aging at different temperatures are preliminarily determined. According to these dependencies, a nomogram is built, which is later used to control aging regimes. It is established that the reliability of determining the heat treatment mode depends on the instrumental factor associated with the difference in the geometric shape of the membranes of the elements, as well as on the amount of texture that occurs during plastic deformation of the material at the technological stages of product manufacturing. A method is proposed to minimize the influence of these factors on the accuracy of measurements.

Keywords. Beryllium bronze, X-ray diffraction control method, aging, lattice period, broadening of diffraction lines.

For citation. Tolstoy A. V. Method of temperature control and duration of aging of beryllium bronze products. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 104-110. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-104-110>.

В работе [1] был описан неразрушающий рентгеноструктурный метод контроля, позволяющий определить температуру старения изделий из бериллиевой бронзы. В основу метода положена зависимость величины межплоскостного расстояния выделяющейся фазы от режима старения. При определении температуры старения этим методом предполагается, что время выдержки образцов при старении известно точно. В принципе этот параметр является легко контролируемым и может быть выдержан с достаточной степенью точности. Однако в практике термической обработки возможно отклонение и продолжительности старения от заданного значения. Это может быть связано, в частности, с неодинаковым временем прогрева контейнера с изделиями до заданной температуры старения, а также с колебанием

температуры в рабочем пространстве печи, в результате чего эффективное время старения будет отличаться от заданного техническими условиями. Кроме того, термообработка изделий может выполняться с применением различного технологического оборудования (печи с контролируемой воздушной атмосферой, вакуумные электропечи, соляная ванна). Из-за различного времени выхода печи на рабочий режим (времени прогрева изделий до заданной температуры) эффективное время старения также будет отличаться от заданного техническими условиями.

В связи с этим возникает вопрос о разработке метода контроля, позволяющего определять как температуру, так и продолжительность старения. Решение этой задачи оказалось возможным благодаря полученным в работах [2, 3] данным о характере изменения величины уширения дифракционных линий твердого раствора и углового положения отражений от фазы выделения в процессе старения сплава медь-бериллий.

Методика эксперимента

Объектом исследования служили плоские образцы размером 25x25x0,3 мм, изготовленные из сплава БрБНТ-1,9Мг. Старение образцов осуществляли при температурах 310–370 °С в интервале времен выдержек от 5 мин до 10 ч. Рентгеновскую съемку выполняли в монохроматизированном излучении. Кристалл-монокроматор, в качестве которого использовали пиролитический графит, устанавливали на пути вторичного (дифрагированного) пучка лучей. Дифракционные линии записывали в режиме сканирования с интервалом 0,1° на пологих и 0,05° на крутых участках профиля. Время счета в каждой точке составляло 100 с.

Расчет уширения дифракционных линий проводили методом аппроксимации. При этом в качестве аппроксимирующей функции, определяющей распределение интенсивности в линиях, выбирали функцию вида $1/(1+\varepsilon x^2)^2$. Принималось, что такой же функцией описывается распределение интенсивности и в линии состаренного образца. В качестве эталона использовали закаленный образец из того же сплава. Ширина линии B находилась как частное от деления площади, ограниченной кривой распределения интенсивности в линии и уровнем фона, на высоту максимума кривой ($B = S/h$). При определении уширения β вводили поправку на геометрию съемки и неоднородность излучения.

Величину d/n выделяющейся при старении сплава γ' -фазы определяли по угловому положению максимума ее дифракционной линии 100.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Величину уширения ($2\delta\theta$) определяли по линии 111 твердого раствора исследуемого сплава. Выбор этой линии объясняется тем, что в интересующих диапазонах температур старения и времен выдержек величина уширения линии 111 измеряется с более высокой точностью, чем других линий. Это связано с тем, что другие линии, например 200 и 220, имеют на рассматриваемых стадиях старения сложный вид профиля, обусловленный сильно анизотропными полями упругих межфазовых напряжений [2].

Характер зависимости уширения дифракционной линии 111 от температуры и продолжительности старения представлен на рис. 1. В работе [4] было показано, что наблюдаемое уменьшение уширения линий связано с протеканием в сплаве процессов релаксации упругих межфазовых напряжений.

Одновременно с этим, как установлено в [3], происходит увеличение значений d/n плоскостей 100 γ' -фазы (рис. 2). Причем каждому конкретному режиму старения соответствует вполне определенное сочетание величин d/n и уширения линий. На основании этого был разработан рентгеноструктурный метод

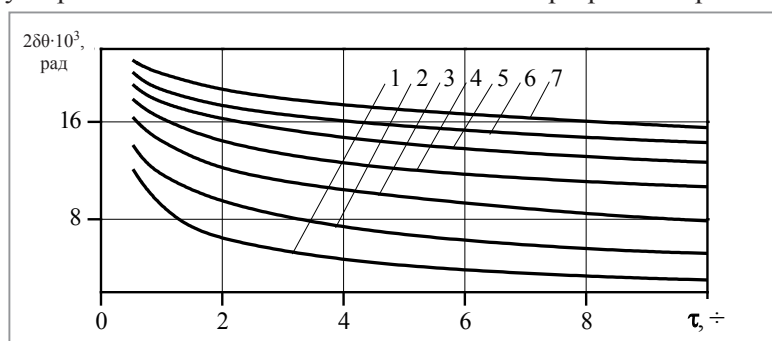


Рис. 1. Зависимость уширения ($2\delta\theta$) линии 111 твердого раствора сплава БрБНТ-1,9Мг от продолжительности выдержки при температурах старения: 1 – 310 °С; 2 – 320; 3 – 330; 4 – 340; 5 – 350; 6 – 360; 7 – 370 °С

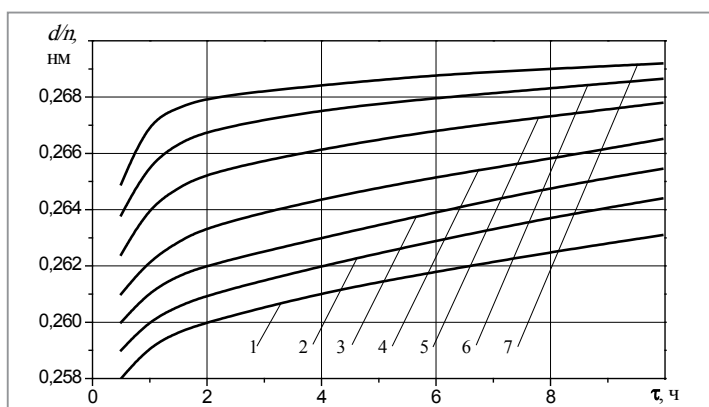


Рис. 2. Зависимость величины d/n линии 100 γ' -фазы от продолжительности старения при: 1 – 310 °C; 2 – 320; 3 – 330; 4 – 340; 5 – 350; 6 – 360; 7 – 370 °C

контроля термической обработки изделий из бериллиевой бронзы, позволяющий одновременно определять и температуру, и продолжительность старения.

Для осуществления разработанного метода контроля предварительно определяют зависимости уширения дифракционной линии твердого раствора ($2\delta\theta$) и величины d/n отражения 100 γ' -фазы от продолжительности старения при различных температурах. Затем по этим зависимостям строят номограмму, которая в дальнейшем используется для контроля режимов старения (рис. 3).

Режим старения определяется следующим образом. Проводится рентгеновская съемка контролируемого изделия с регистрацией линии 111 твердого раствора и линии 100 фазы выделения. Рассчитывается величина уширения линии 111 и величина d/n по угловому положению линии 100 γ' -фазы. По этим параметрам из номограммы, приведенной на рис. 3, находим температуру и продолжительность старения. Например, измеренные рентгенографические параметры составляют: $2\delta\theta = 12,8 \cdot 10^{-3}$ рад, $d/n = 0,262$ нм. Отсюда из номограммы находим: температура – 340 °C, время старения – 3,2 ч.

Достоверность определения режима термообработки (температуры и продолжительности старения) зависит от точности построения номограммы, которая, в свою очередь, определяется точностью нахождения уширения дифракционной линии матричной фазы и углового положения максимума отражения от фазы выделения. Приведенная выше номограмма была построена по результатам записи соответствующих дифракционных линий от плоских образцов. Поэтому ее следует рассматривать лишь как пример,

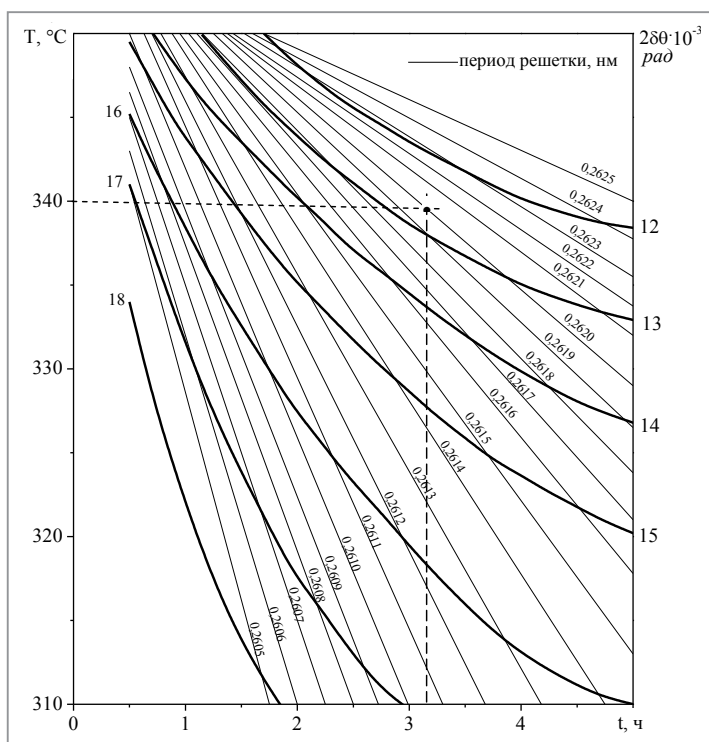


Рис. 3. Номограмма для определения температуры и продолжительности старения бериллиевой бронзы

иллюстрирующий принцип осуществления предлагаемого метода. Для того чтобы контролировать реальные изделия, необходимо учесть ряд факторов, существенно влияющих на вид полученных от них дифракционных картин. Прежде всего, это относится к такому параметру, как уширение линии твердого раствора. Рассмотрим это на примере наиболее массово-изготавливаемых изделий из этих сплавов – упругих чувствительных элементов (УЧЭ).

На рис. 4 показаны внешний вид и схематическое изображение конструкции некоторых анероидных чувствительных элементов.

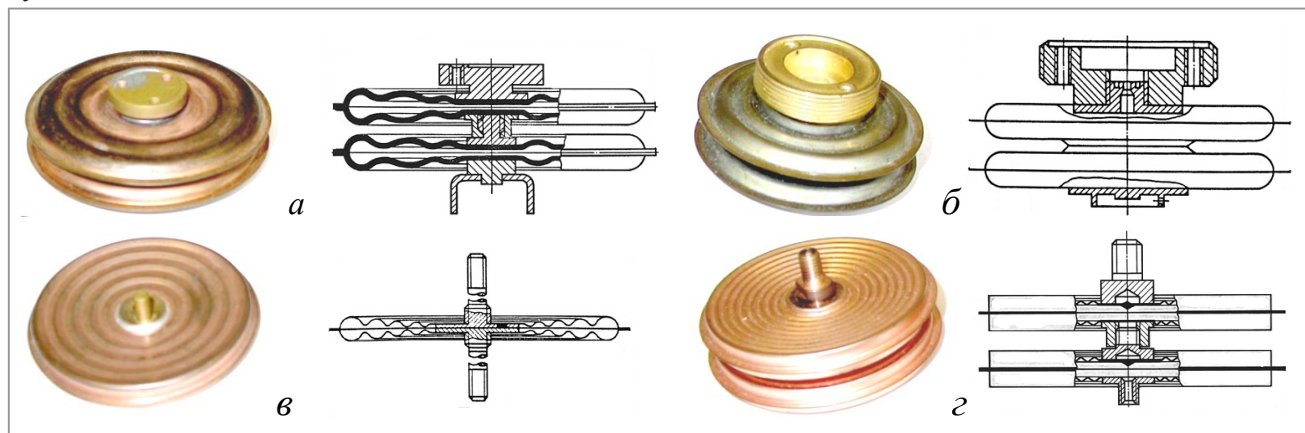


Рис. 4. Внешний вид и схематическое изображение конструкции анероидных чувствительных элементов:
а – АЧЭ-28; б – АЧЭ-41; в – АЧЭ-286; г – АЧЭ-232

Как видно из рисунка, мембраны, из которых изготовлены УЧЭ, имеют существенно различную геометрию (количество гофров, их рельеф и глубина). Поэтому прежде всего необходимо учесть инструментальный фактор, связанный с различием геометрической формой мембран элементов. Отсюда вытекает первое требование – для исключения влияния инструментального фактора для построения номограммы необходимо использовать мембраны конкретного АЧЭ, т. е. номограмма строится для каждого типа контролируемого изделия.

При изготовлении УЧЭ сплав проходит ряд технологических операций, связанных с его пластическим деформированием, закалкой, штамповкой мембран (что вносит дополнительную деформацию) и их старением. Пластическая деформация образцов проводится путем прокатки закаленных пластин, имеющих в состоянии поставки, как правило, толщину $h=0,3$ мм, до расчетной толщины. При этом величина деформации может варьироваться от 5 до 40 %, а прокат пластин осуществляться двумя способами: в направлении вдоль заводского проката ленты и в направлении, перпендикулярном плоскости прокатки.

Как показано в [5], пластическая деформация приводит к уменьшению высоты дифракционных максимумов и существенному увеличению их ширины, в то время как их угловое положение остается неизменным. Оценки интенсивности матричных отражений сплава в зависимости от степени его деформации приведены в таблице. Интенсивность линий дана в виде отношения интегральной интенсивности линии деформированного образца к интегральной интенсивности соответствующей линии закаленного образца ($I_{hkl}^{деф} / I_{hkl}^{зак}$). Из таблицы видно, что пластическая деформация приводит к уменьшению интегральной интенсивности линий 111, 200, 311 и 222. Наиболее интенсивное падение интенсивности наблюдается для линий, расположенных на малых углах рассеяния. В отличие от указанных отражений интегральная интенсивность линии 220 по мере увеличения степени деформации возрастает и после 37% деформации превосходит интегральную интенсивность соответствующей линии закаленного образца в 2,8 раза. Причем эта трансформация выявляется тем ярче, чем выше степень деформации материала. Подобное перераспределение интенсивности линий свойственно материалам, в которых

Зависимость интенсивности матричных отражений сплава БрБНТ-1,9 Мг от степени его деформации

Степень деформации, %	$I_{111}^{деф} / I_{111}^{зак}$	$I_{200}^{деф} / I_{200}^{зак}$	$I_{220}^{деф} / I_{220}^{зак}$	$I_{311}^{деф} / I_{311}^{зак}$	$I_{222}^{деф} / I_{222}^{зак}$
0	1	1	1	1	1
11	0,74	0,8	1,8	0,85	0,9
22	0,54	0,64	2,3	0,75	0,86
37	0,34	0,44	2,8	0,62	0,79

возникает преимущественное распределение кристаллитов вдоль какого-либо определенного направления, т. е. является следствием изменения степени текстурированности материала.

Обычно при описании характера текстуры используют рентгенографический метод, основанный на построении полюсных фигур. Однако существует более простой, но в то же время более наглядный метод определения степени текстурированности материала. Он основан на оценке величины параметра P , характеризующего степень совпадения кристаллографической плоскости с заданным направлением в образце. Этот параметр определяется по формуле

$$P = \frac{I_{hkl}^1}{I_{hkl}} \frac{\sum I}{\sum I^1},$$

где P – параметр, характеризующий статистический вес нормали для отражения hkl ; I_{hkl}^1 и I_{hkl} – интенсивность отражения от плоскости (hkl) соответственно текстурированного и бестекстурного образцов; $\sum I$ и $\sum I^1$ – суммарная интенсивность по всем отражениям текстурированного и бестекстурного образцов. В качестве бестекстурного образца был использован порошок меди с размером частиц 10–50 мкм. Расчеты показали, что величина параметра P для отражений 111, 200, 311 и 222 изменяется в области значений $P < 1$, а для отражения 220 – в области значений $P > 1$ (рис. 5). Такой характер изменения P позволяет заключить, что главной плоскостью прокатки является плоскость $\{110\}$ при направлении $\langle 112 \rangle$. Наблюдаемые закономерности в изменении текстуры исследуемого сплава характерны для ГЦК кристаллов, у которых в процессе деформации реализуется так называемая текстура латуни [6].

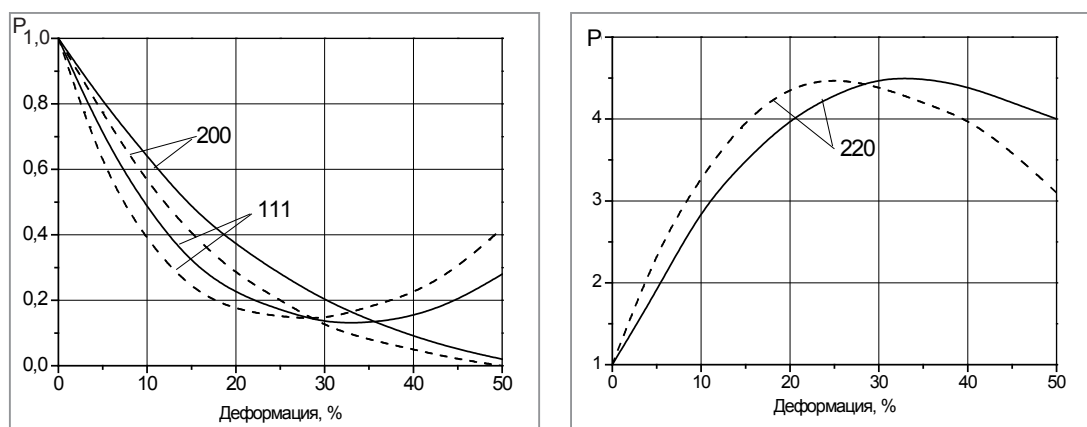


Рис. 5. Зависимость величины фактора P от степени деформации (ϵ) сплава БрБНТ-1,9Мг. Сплошные линии – деформация вдоль направления заводского проката; штриховые – в направлении, перпендикулярном плоскости прокатки

Небольшая текстура присутствует в сплаве БНТ-1,9 Мг и в состоянии поставки. Величина параметра P для различных плавок находится в пределах 0,7–0,9 для отражений 111 и 200 и 1,5–2,0 для отражения 220. Величина параметра P для линии 220 возрастает от значений $P \sim 1,5$ –2,0 для состояния поставки до 4,3 после прокатки со степенью деформации 30–40%. Соответственно уменьшается значение P для линий 111 и 200, величина которого изменяется соответственно от 0,7 и 0,8 (состояния поставки) до 0,1 и 0,2 ($\epsilon = 30$ –40%). При дальнейшем повышении степени деформации (до 50%) проводится частичная переориентация атомных плоскостей скольжения относительно плоскости прокатки материала. В этом случае величина P для отражения 220 несколько снижается при одновременном возрастании для отражения 111. Величина же P для отражения 200 продолжает уменьшаться, стремясь к нулю. Следует отметить, что при направлении прокатки вдоль заводского проката ленты изменение текстуры происходит более интенсивно: одна и та же величина параметра P отвечает несколько меньшей деформации ($\sim$ на 5%) сплава. Повторная закалка деформированных образцов не приводит к устранению имеющейся (наследственной) текстуры – уровень текстурированности перезакаленных образцов остается практически на том же уровне, что и до перезакалки.

В процессе старения деформированного сплава регистрируемое уширение его дифракционных линий выше, чем недеформированного и зависит от степени деформации. При этом распад пересыщенного твердого раствора деформированного сплава происходит несколько быстрее, чем недеформированного [5]. Из этого следует, что при построении номограммы необходимо учитывать влияние на уширение дифракционных линий эффектов, связанных с пластической деформацией сплава.

Таким образом, с учетом влияния инструментального фактора и технологических стадий изготовления мембран УЧЭ для практической реализации предлагаемого метода необходимо выполнить следующие действия.

- Выбирать отштампованные мембраны конкретного УЧЭ, изготовленные из одной партии сплава и прошедшие одинаковые стадии технологического процесса (степень деформации и направление прокатки).
- Выполнить их старение в интервале температур ± 20 °С с шагом 10 °С и продолжительностью старения ± 2 ч с шагом 30 мин от заданной технологическим процессом. Например, для АЧЭ-232, изготовленных из сплава БрБНТ-1,9Мг, технологический режим старения 340 ± 10 °С, 3 ч. Следовательно, старение мембран необходимо провести в интервале температур 320–360 °С, с временами выдержки от 1 до 5 ч. Старение мембран рекомендуется проводить в расплаве солей, поскольку в этом случае обеспечивается наиболее высокая точность поддержания температуры и времени выдержки.
- Провести их рентгеновскую съемку.
- Определить значения уширения дифракционной линии 111 твердого раствора и периода решет-ки отражения 100 фазы выделения.
- По полученным данным построить номограмму, которую использовать для контроля режима старения данного УЧЭ.

В отличие от указанного выше типа элемента АЧЭ-28 изготавливаются как из сплава БрБНТ-1,9Мг, так и БрБНТ-1,9. В первом случае технологический режим их старения – 340 ± 10 °С, 3 ч, во втором – 310 ± 10 °С, 2 ч. Поэтому мембраны, изготовленные из сплава БрБНТ-1,9, необходимо состарить в интервале температур 290–330 °С и построить для их контроля свою номограмму.

Контроль режимов термической обработки значительно ускоряется при использовании средств вычислительной техники (в частности, при проведении исследований на дифрактометрах типа ДРОН, оснащенных ЭВМ). В этом случае все описанные выше операции по определению режимов термообработки выполняются вычислительным устройством по введенной в него программе, а конечный результат выводится на экран дисплея (или печатающее устройство) в виде конкретного значения температуры и времени старения. Ниже приведен алгоритм для вычисления уширения и углового положения линии с помощью ЭВМ.

Определение интегральной интенсивности дифракционных линий. Интегральная интенсивность линий оценивается путем измерения площади, ограниченной кривой распределения интенсивности в этой линии линией фона. Результатом прохождения интервала сканирования от начального угла $2\theta_n$ до конечного $2\theta_k$ является набор значений числа импульсов в каждой i -й точке. Значение фона в каждой точке вычисляется по формуле

$$F(i) = (A_1 + (A_n - A_1) - (i - 1)/(n - i)), \quad (1)$$

где A_1 и A_n – числа импульсов в первой и последней точках исследуемого интервала; n – число точек сканирования. Затем производится отделение линии от фона:

$$Y(i) = A(i) - F(i). \quad (2)$$

Из массива $Y(i)$ выделяется непрерывная последовательность положительных значений $B(i)$, расположенная в интервале L . Эта последовательность значений разбивается на четные и нечетные члены и находятся соответствующие суммы ST и SH членов. Используя найденные значения ST и SH , определяется площадь криволинейной трапеции по формуле

$$S = (B_1 + B_l + SH + ST)L/2,$$

где B_1 , B_l – соответственно первое и последнее значения последовательности положительных значений.

Далее проводится расчет уширения дифракционных линий методом аппроксимации. При этом в качестве аппроксимирующей функции, определяющей распределение интенсивности в линиях, выбирается функция вида $1/(1 + \varepsilon x^2)^2$. Ширина линии B находится как частное от деления площади, ограниченной кривой распределения интенсивности в линии и уровнем фона, на высоту максимума кривой ($B = S/h$). При определении уширения β вводится поправка на геометрию съемки и неоднородность излучения [7].

Определение углового положения линии. Как и при определении уширения линий, проводится набор значений числа импульсов в каждой i -й точке интервала сканирования от начального угла $2\theta_n$ до конечного $2\theta_k$. Значение фона в каждой точке вычисляется по формуле (1). Затем производится отделение

линии от фона по формуле (2). Для определения углового положения максимума линии последовательно анализируется каждая тройка числа импульсов Y_{i-1} , Y_i , Y_{i+1} . Если выполняется условие

$$Y_{i-1} < Y_i \text{ и } Y_i > Y_{i+1} \text{ или } Y_{i-1} = Y_i \text{ и } Y_i > Y_{i+1},$$

то точка i принимается за точку локального максимума. Угловое положение максимума линии ($2\theta_{\max}$) вычисляется по формуле:

$$2\theta_{\max} = 2\theta_n + h(i + \Delta x - 1),$$

$$\text{где } \Delta x = \frac{Y_{i-1} - Y_{i+1}}{2(Y_{i-1} - 2Y_i + Y_{i+1})}.$$

Затем по известной формуле определяется величина d/n :

$$d/n = \frac{\lambda}{2\sin(2\theta_{\max}/2)}.$$

В связи с тем что у исследуемых линий составляющие K_α -дублета не разделяются, в качестве λ принимается средневзвешенное значение:

$$\lambda_{\text{ср.взв.}} = \frac{2\lambda_1 + \lambda_2}{3}.$$

Ошибка в определении периода кристаллической решетки при использованном в данной работе методе рентгеновской съемки составляет $\pm 0,00002$ нм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Толстой, А. В. Неразрушающий метод контроля термической обработки изделий из бериллиевой бронзы / А. В. Толстой // Материалы, технологии, инструменты. 2007. Т. 12. № 4. С. 97–102.
2. Толстой, А. В. Дифракция рентгеновских лучей на мощных анизотропных полях упругих атомных смещений поликристаллов сплава медь-бериллий / А. В. Толстой // Физика металлов и металловедение. 1991. № 6. С. 173–180.
3. Гитгарц, М. И. Эволюция структуры и кинетика выделения дисперсной фазы в сплаве медь-бериллий / М. И. Гитгарц, А. В. Толстой // Физика металлов и металловедение. 1989. Т. 67. № 3. С. 547–556.
4. Толстой, А. В. Релаксация полей упругих межфазовых напряжений в сплаве медь-бериллий / А. В. Толстой // Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 1996. № 4. С. 11–16.
5. Толстой, А. В. Влияние холодной пластической деформации на структуру и свойства сплава медь-бериллий. I. Структурные превращения при старении деформированных бериллиевых бронз / А. В. Толстой // Материалы, технологии, инструменты. 2006. Т. 11. № 1. С. 11–17.
6. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. М.: Мир, 1972. 408 с.
7. Куколь, В. В. Определение положения максимума K_α -компонента по профилю уширенной дублетной дифракционной линии / В. В. Куколь // Заводская лаборатория. 1965. Т. 31. № 6. С. 706–708.

REFERENCES

1. Tolstoj A. V. Nerazrushajushhij metod kontrolja termicheskoj obrabotki izdelij iz berillievoj bronzy [Non-destructive method for monitoring the heat treatment of products made of beryllium bronze]. *Materialy, tehnologii, instrumenty* = *Materials, technologies, tools*, 2007, vol. 12, no. 4, pp. 97–102.
2. Tolstoj A. V. Difrakcija rentgenovskih luchej na moshhnyh anizotropnyh poljah uprugih atomnyh smeshhenij polikristallov splava med'-berillij [X-ray diffraction by powerful anisotropic fields of elastic atomic displacements of copper-beryllium alloy polycrystals]. *Fizika metallov i metallovedenie* = *Physics of metals and metal science*, 1991, no. 6, pp. 173–180.
3. Gitgarc M. I., Tolstoj A. V. Jevoljucija struktury i kinetika vydelenija dispersnoj fazy v splave med'-berillij [Evolution of the structure and kinetics of precipitation of the dispersed phase in copper-beryllium alloy]. *Fizika metallov i metallovedenie* = *Physics of metals and metal science*, 1989, vol. 67, no. 3, pp. 547–556.
4. Tolstoj A. V. Relaksacija polej uprugih mezhfazovyh naprjazhenij v splave med'-berillij [Relaxation of elastic interfacial stress fields in copper-beryllium alloy]. *Vesti NAN Belarusi, serija fiziko-tehnicheskikh nauk* = *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical sciences series*, 1996, no. 4, pp. 11–16.
5. Tolstoj A. V. Vlijanie holodnoj plasticheskoj deformacii na strukturu i svojstva splava med'-berillij. I. Strukturnye prevrashhenija pri starenii deformirovannyh berillievyh bronz [Influence of cold plastic deformation on the structure and properties of copper-beryllium alloy. I. Structural transformations during aging of deformed beryllium bronzes]. *Materialy, tehnologii, instrumenty* = *Materials, technologies, tools*, 2006, vol. 11, no. 1, pp. 11–17.
6. Honikomb R. *Plasticheskaja deformacija metallov* [Plastic deformation of metals]. Moscow, Mir Publ., 1972, 408 p.
7. Kukol' V. V. Opredelenie polozhenija maksimuma K_α -komponenta po profilju ushirennoj dubletnoj difrakcionnoj linii [Determining the position of the maximum of the K_α -component from the profile of a broadened doublet diffraction line]. *Zavodskaja laboratorija* = *Factory laboratory*, 1965, vol. 31, no. 6, pp. 706–708.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-111-117>
УДК 534.2

Поступила 14.04.2022
Received 14.04.2022

МОДИФИКАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ СВАРНОЙ ЗОНЫ В РЕЖИМЕ СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ

Ю. С. УШЕРЕНКО, С. М. УШЕРЕНКО, А. Л. ТАРАСЕВИЧ, А. Н. ПАНЬКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: usherenko@gmail.com

Показана возможность синтеза химических элементов в рамках методики сверхглубокого проникания (СГП). При движении в закрытой системе сварочной зоны сгустков микрочастиц при термоядерном синтезе генерируется дополнительная энергия. Формируются волокна (каналы), легированные синтезированными материалами. Энергия электрического поля при этом многократно превышает энергию сгустка, используемую для его разгона.

Ключевые слова. Сверхглубокое проникание (СГП), зона сварки, синтез и накопление редких химических элементов.

Для цитирования. Ушеренко, Ю. С. Модификация материалов сварной зоны в режиме сверхглубокого проникания / Ю. С. Ушеренко, С. М. Ушеренко, А. Л. Тарасевич, А. Н. Панько // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 111–117. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-111-117>.

MODIFICATION OF THE MATERIALS OF THE WELDED ZONE IN THE ULTRA-DEEP PENETRATION MODE

Yu. S. USHERENKO, S. M. USHERENKO, A. L. TARASEVICH, A. N. PANKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: usherenko@gmail.com

The possibility of chemical elements fusion within the framework of the ultra-deep penetration technique is shown. When microparticle clots move in a closed welding zone system, additional energy is generated during thermonuclear fusion. Fibers (channels) doped with synthesized materials are formed. The energy of the electric field in this case is many times higher than the energy of the clot used to disperse it.

Keywords. Ultra-deep penetration, welding zone, fusion and accumulation of rare chemical elements.

For citation. Usherenko Yu. S., Usherenko S. M., Tarasevich A. L., Panko A. N. Modification of the materials of the welded zone in the ultra-deep penetration mode. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 111–117. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-111-117>.

Создание композиционных материалов часто выполняют за счет электрической сварки режущего элемента с корпусом державки. Такой вариант изготовления инструмента оценивается как традиционный. Различные варианты металлообработки направлены на последовательное изменение уровня физико-механических свойств. Одним из современным вариантов повышения уровня механических свойств является прошивка объемов стальной заготовки сгустками пылевых частиц (размеры менее 100 мкм) [1]. Специфическая особенность сверхглубокого проникания (СГП) сгустков микрочастиц в объем твердого тела заключается в скачкообразном падении сопротивления прониканию ударников [2].

Использование высокоэнергетических источников энергии позволяет реализовать возможность синтеза новых химических элементов. В зоне сварки металлических материалов (зоны плавления с измененным уровнем свойств) возможно создание новых металлических композитов. Внимание к аномалиям синтеза новых химических элементов акцентируется на изменении импульсов давления. В современных условиях эффекты слипания ядер атомов превратились в эффективный инструмент создания новых материалов. Такой подход позволяет создать новые варианты процесса динамического массопереноса и синтеза изотопов и химических элементов, например, в зонах сварки.

Основы процесса соединения двух разных металлов

В условиях высокоэнергетического воздействия продукты, создаваемые в зоне сварки, могут найти широкое применение в промышленности. Сварка позволяет создавать неразъемные соединения при

наличии межатомных связей между соединяемыми частями. Всякое твердое или жидкое тело представляет собой систему атомов, ионов или молекул, связанных между собой внутренними силами притяжения.

В зону сварки энергию вводят различными способами: в виде теплоты (термическая активация); в виде упругопластической деформации (механическая активация); в виде электронного или ионного облучения (радиационная активация).

Возрастает роль связей между отдельными кристаллами (межкристаллитных связей). Соединяемые металлы практически не растворяются друг в друге (железо – свинец, железо – магний). При этом связи могут устанавливаться по границам кристаллов.

Сварка представляет собой технологический процесс получения монолитных неразъемных соединений посредством установления внутренних межчастичных (межатомных, межионных и межмолекулярных) связей.

Генерация энергии

Применение импульсных технологий позволяет в короткие сроки с приемлемыми затратами энергии решать многие технологические проблемы, возникающие при создании новой техники. Взрывы, происходящие в результате выделения внутриядерной энергии при делении ядер тяжелых элементов, называются ядерными, а при синтезе (слипании) ядер химических элементов – термоядерными. При термоядерных реакциях синтеза, в том числе при режиме СГП, генерируются очень большие величины энергии.

Процесс прошивки (упрочнение и легирование сгустками порошковых частиц и синтезируемых химических элементов) стабильно реализуется в режиме сверхглубокого проникания (СГП). Всякое твердое тело представляет собой систему атомов, ионов или молекул, связанных между собой внутренними силами притяжения и отталкивания.

Прошивка стали сгустками порошковых микрочастиц Pb

В качестве материала-маркера для анализа динамического процесса прошивки стали можно рекомендовать сгустки свинцовых микрочастиц. В исходной стали свинец отсутствует (рис. 1, табл. 1).

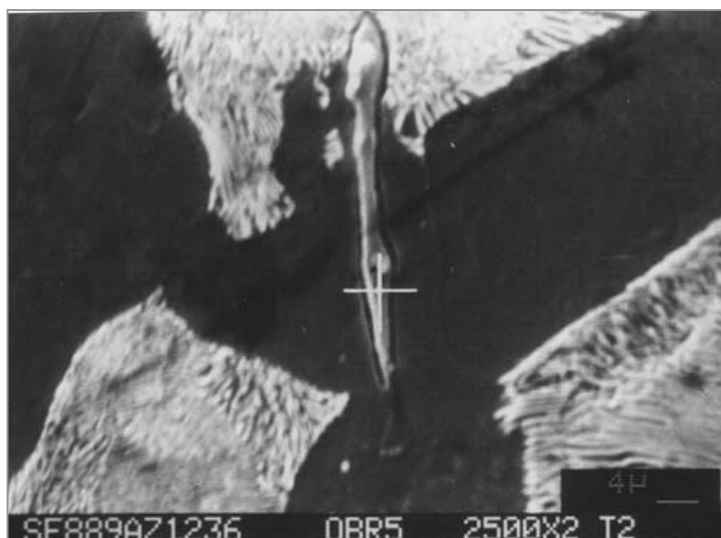


Рис. 1. Прошивка конструкционной стали (сталь 40) сгустком свинцовых микрочастиц

Таблица 1. Анализы синтезированного материала каркаса в железе СГП (Pb→Fe)

Номер точки	Fe	Al	Mn	Cu	Pb
T2	28,61	13,99	39,17	0,55	17,68
T3	48,77	0,00	32,22	0,28	19,03
T4	43,32	0,03	40,00	0,54	16,11

В рамках экспериментальных исследований, например, конструкция композиционного материала состояла из инструментальной стали 110Г13, прикрепленной через зону сварки к стали 10. В состоянии сборки композиционный инструмент был прошит сгустками микрочастиц SiC+Cu. Первичный контроль выполняли замерами твердости.

Изменение твердости сварной конструкции: сталь 110Г13 – сталь 10**Образец № 1.**

Верхняя зона. Сталь 110Г13. Твердость в этой зоне – 438 HV.

Зона электросварки. Сталь 110Г13л – сталь 10 после СГП (2-кратная динамическая обработка – SiC + Cu).

Средняя зона. Твердость в этой зоне – 328,1 HV.

Нижняя сторона держателя. Сталь 10. Усредненная твердость – 260 HV.

Твердость в зоне сварки уменьшилась на 10,1 %.

После 2-кратной обработки скачок твердости составил 1,55 раза (55 %).

Образец № 2.

Однократная обработка в режиме СГП – SiC + Cu.

Сталь 110Г13л – верхняя часть – 304,9 HV.

Сталь 110Г13л + сталь 10 после СГП (1 раз) SiC + Cu.

Зона сварки (электросварка): 110Г13л – сталь 10.

Твердость средней зоны – усредненное значение – 286,33 HV.

Твердость зоны сварки снизилась на 11,7 HV или на 3,93 %.

Край со стороны держателя (сталь 10). Усредненное значение (внизу) – 267,5 HV.

После однократной обработки в режиме СГП в стали 110Г13л.

Усредненное значение твердости – 304,9 HV.

После однократной обработки в режиме СГП в стали 110Г13л до твердости 304,9 HV, т.е. скачок твердости в 1,07 раза или на 7 %.

Образец № 3.

Сталь 110Г13л. Исходная твердость сварной конструкции. Усредненное значение – 282,5 HV.

Сталь 110Г13л + сталь 10 не были прошиты в режиме СГП.

Зона сварки: сталь 110Г13л – сталь 10. Зона сварки образцов.

Усредненное значение зоны сварки – 298,03 HV.

За счет выполнения электрической сварки было зарегистрировано повышение твердости на 5,5 %.

Край со стороны держателя (сталь 10). Усреднение – 281,1 HV.

Без прошивки стужками порошков в 110Г13л исходная твердость достигла 282,5 HV. Таким образом, было выполнено сравнение изменений по твердости в объеме стали 110Г13л без обработки в режиме СГП.

Эффекты сверхглубокого проникания (СГП)

Новые варианты технологии оказались возможными при использовании необычных эффектов. Использовали комбинации известных операций. Для создания новой технологии нужно сформировать комплексную картину рассматриваемых физико-химических эффектов и технологических операций. Следует рассмотреть причинно-следственные связи при управлении этими эффектами. Процесс «сверхглубокого» проникания известен относительно недавно (с 1973 г.). В его основе оказываются особенности технологии формирования волоконных композиционных материалов [4].

К эффектам СГП относят результаты взаимодействия пылевых стужек с твердой металлической матрицей. В природных условиях соударения пылевых стужек с твердыми телами в основном реализуются в космическом пространстве. Результаты таких динамических воздействий стали известны только в конце прошлого века. Стужки микрочастиц двигаются внутри преграды на глубину в десятки и сотни миллиметров, что приводит к возникновению в ней электрических зарядов. Такое перемещение в металлическом твердом теле электрических зарядов формирует в окружающем пространстве электромагнитные поля. Излишки генерируемой энергии при таком проникании (СГП) металлические преграды излучают в свободное пространство. Вещество пульсирует внутри твердого тела в форме так называемых «солитонов» высокого давления [1]. Пульсациями металлической преграды, в которой создаются зональные каналы, генерируются интенсивные динамические нагрузки.

**Металлические преграды, преобразованные
в формы армированных волоконных композиционных материалов**

В объеме твердого тела в режиме СГП синтезируются волокна из химических соединений между элементами стужек микроударников и материалом массивной преграды. Материалы таких волокон

синтезируются в закрытой системе за счет процессов синтеза. Процессы синтеза сопровождаются импульсным характером генерации энергии, т.е. носят взрывной характер высокой интенсивности. Создаваемые структурные элементы, как правило, упрочняют стальную заготовку.

Были зафиксированы изменения химического состава упрочненных волокон и зон в стальной преграде, которые возникали при прошивке матрицы микрочастицами из легкоплавких металлов. Например, в качестве рабочего вещества использовали частицы свинца (Pb) и олова (Sn). Использование Pb и Sn для насыщения низколегированной стали было основано на том, что в этих экспериментах они являются маркерами. Как правило, в исходных сталях свинец и олово отсутствуют. При традиционных вариантах обработки химические элементы свинец и железо в динамике не взаимодействуют между собой. Выполненный анализ позволил установить, что низколегированная сталь может быть легирована марганцем (Mn) до 45 мас. %. В исходной матричной стали (сталь 45) концентрация марганца была меньше десятой доли процента. За счет эффектов сверхглубокого проникания были реализованы процессы синтеза изотопов железа (Fe^{55}) или марганца (Mn^{55}) [3].

Известно, что железо (химический элемент) является основным компонентом для изготовления сталей. Полученные экспериментальные результаты с высокой степенью вероятности показывают, что в зоне канального структурного элемента могут быть синтезированы «изотопы» железа (рис. 1).

На примере стальной матрицы, прошитой сгустком свинцовых частиц, было показано формирование волоконного материала на основе железа и свинца. В обычных условиях свинец и железо не взаимодействуют между собой. Только использование масс-спектрометра позволило однозначно установить, что добавочный легирующий элемент – это изотопы Fe^{55} или Mn^{55} [3]. Основным исходным матричным материалом было железо, но с высокой степенью вероятности установлено, что в армирующих волокнах присутствует изотоп железа. Сталь марки Р6М5 была обработана сгустками частиц на основе карбида кремния, что позволяет создавать упрочненный стальной инструмент.

Объем легированной стали оказался насыщенным изотопами железа и марганца. Синтез произведен в процессе высокоэнергетической обработки. Прочность стали достигла величины 7–11 ГПа. Такой результат, по-видимому, можно объяснить высоким уровнем свойств лигатуры. Механические свойства изотопа железа (Fe^{55}) близки к свойствам марганца (Mn^{55}).

Инструментальные стали, прошитые сгустками частиц карбида кремния (менее 100 мкм), также перестраиваются в композиционный стальной материал. В ряде вариантов инструментальная сталь Р6М5 была обработана сгустками частиц на основе карбида кремния, что также позволяло создавать упрочненный стальной инструмент.

Армирующий каркас состоит из легирующих изотопов железа и волокон из карбида кремния, а также интенсивно деформированной стальной матрицы. Благодаря высокой концентрации изотопа железа в волокнах их прочность (7–11 ГПа) можно объяснить за счет свойств легированного материала. Очевидно, механические свойства Fe^{55} близки к свойствам идеальных кристаллов марганца.

Регистрация остаточной радиоактивности в стали

Синтез химических элементов в объеме стали 10 в режиме сверхглубокого проникания. Сгустки микрочастиц свинца проникали на глубину более 100 мм (рис. 2, табл. 2). Такое проникание сопровождается синтезом включений радона в объеме стали. Время жизни (распада) радона, генерированного в режиме СГП, не превышает 4 сут (рис. 3).

Таблица 2. Зона анализа

Точка анализа в стали	Na	Si	S	Rn	K	Ca	Mn	Fe
T14	0,85	0,56	0,39	3,33	1,20	1,38	1,09	91,2

В качестве зоны сварки использовали латунь, которой соединяли стали 110Г13 – сталь 10. После сварки проводили прошивку латуни (металлический материал) сгустками частиц карбида кремния и меди (рис. 4).

Частицы карбида кремния в объеме латуни формировали канальные зоны, в которых локализованы введенные легирующие элементы (рис. 5).

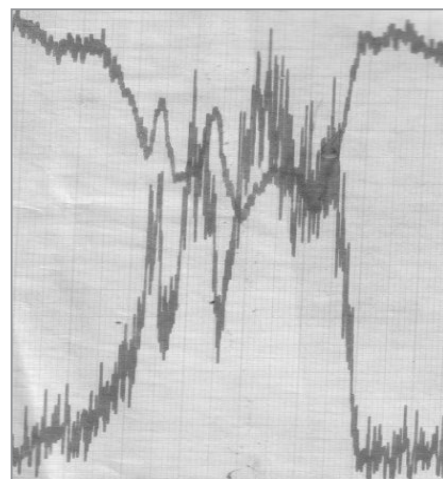


Рис. 2. Взаимное проникание сгустка свинцовых микрочастиц в стальную мишень

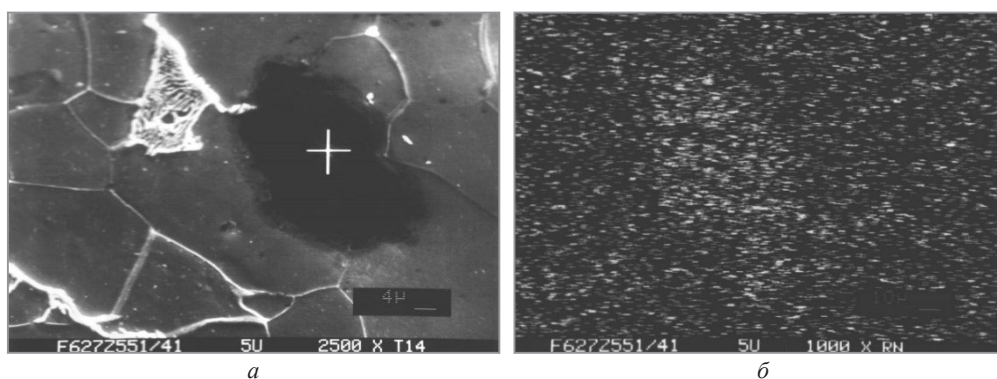


Рис. 3. Зоны стали, в которых произошли внедрения радона (Ra) (а, б)

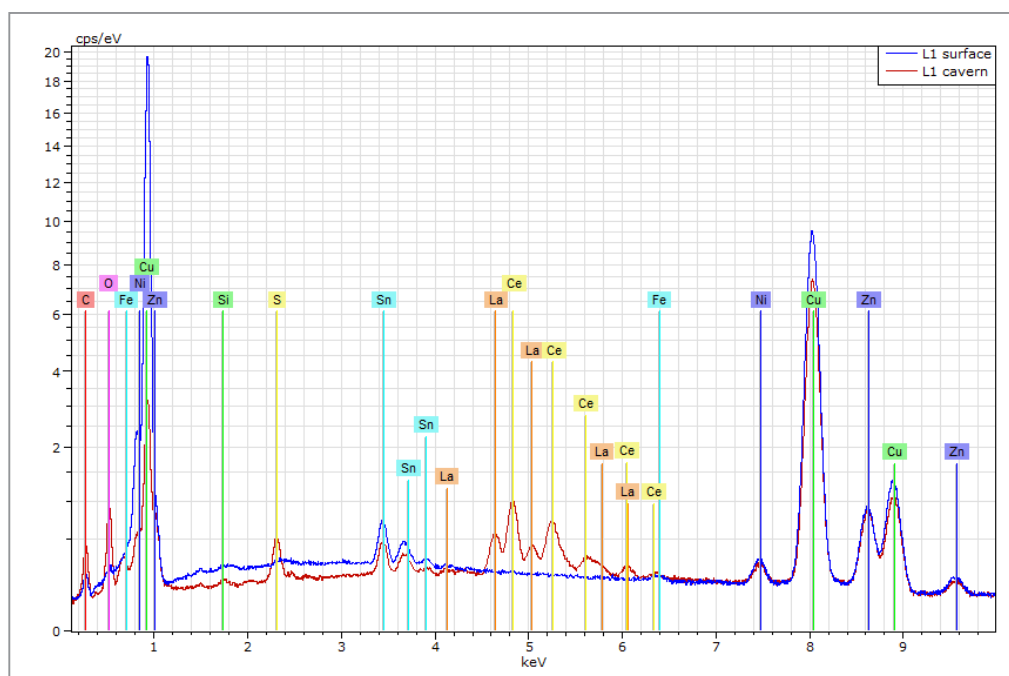


Рис. 4. Анализ зоны латуни, подвергнутой соударению с частицами SiC-Cu в режиме СГП

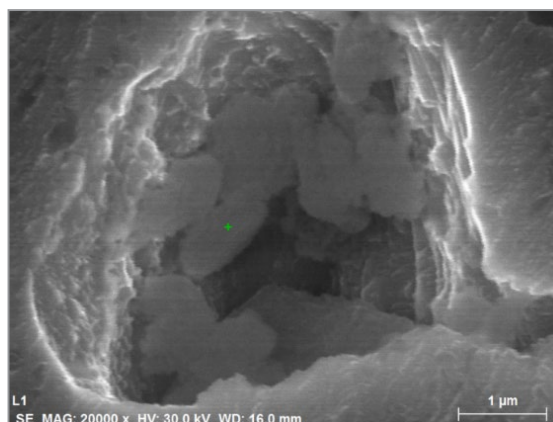


Рис. 5. Синтез лигатуры в зоне сварки при взрывном выделении энергии и торможении микроударников в тупиковых зонах армирующего волокнистого материала латунной матрицы

Если выполнить микроанализы материалов синтезированных коконов, которые формируются в литой латуни в тупиковых зонах канала (рис. 6), тогда мы можем рассмотреть новые элементы синтезированной структуры.

Состав армирующих зон в латунной матрице, формируемых в режиме сверхглубокого проникания, приведен в табл. 3.

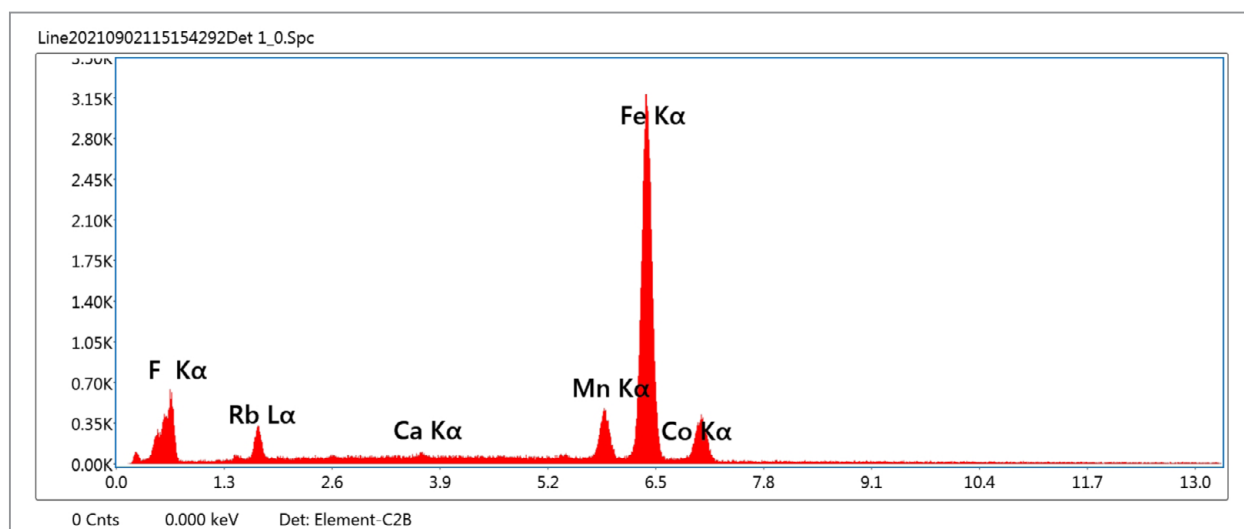


Рис. 6. Анализ результата синтеза лантаноида в сварочной ловушке.

Элементы, полученные синтезом: Fk – 2,92%; Rb – 4,54%

Таблица 3. Химический состав армирующей зоны (кокон), синтезированный в режиме СГП

Химический элемент	AN	unn. [wt. %]	C norm. [wt. %]	Atom. C [at. %]	Error [wt. %]
C	6	6,76	6,70	26,02	0,9
O	8	4,93	4,89	14,26	0,6
Si	14	0,05	0,05	0,08	0,0
S	16	1,37	1,36	1,98	0,1
Fe	26	0,10	0,10	0,09	0,0
Ni	28	0,82	0,81	0,65	0,0
Cu	29	62,84	62,29	45,74	1,6
Zn	30	8,21	8,14	5,80	0,2
Sn	50	2,68	2,65	1,04	0,1
La	57	4,31	4,27	1,43	0,1
Ce	58	8,81	8,74	2,91	0,3

В зонах сварки была использована прошивка сваренного образца сгустком микрочастиц кремния и меди в режиме сверхглубокого проникания (СГП).

В результате обработки заготовок из конструкций на основе разных сталей сгустками дискретных частиц в них могут реализоваться динамическая перестройка металлов и сплавов и создание композиционных волоконных материалов. В режиме сверхглубокого проникания при движении в матрице порошковых микрочастиц синтезируются химические элементы. На основании выполненного комплекса исследований можно сделать следующие основные выводы:

1. Процесс сверхглубокого проникания сопровождается генерацией дополнительной энергии, выделение которой носит импульсный характер.

2. За счет энергии множества микровзрывов, реализуемых в закрытой системе вдоль траекторий движения микроударников, происходит генерация дополнительной энергии и увеличение глубин проникания микроударников до десятков и сотен миллиметров.

3. Легирование в режиме сверхглубокого проникания происходит в твердом агрегатном состоянии за счет локального заноса вещества сгустков микрочастиц в трековые структуры, а также в условиях синтеза новых химических элементов и изотопов. Это приводит к формированию исходных армирующих волокон и существенному изменению твердости по объему сварной конструкции.

4. Доля синтезируемого легирующего вещества как химических элементов, так и изотопов достигает десятки массовых процентов.

5. Процесс легирования в режиме СГП локализован в армирующих зонах, что происходит как за счет заноса материала микрочастиц порошка, так и за счет синтеза легирующего материала в закрытой зоне.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ушеренко С.М.** Сверхглубокое проникание частиц в преграды и создание композиционных материалов. Мн.: НИИ ИП с ОП, 1998. 210 с.
2. **Ушеренко Ю.С.** Модификация металлов и сплавов высокоскоростным потоком твердых частиц: Автореф. дис... канд. техн. наук. Гомель, 2013. 27 с.
3. **Марукович Е.И., Ушеренко Ю.С., Ушеренко С.М.** Динамическая модификация металлов. Минск: Беларуская навука, 2021. 153 с.

REFERENCES

1. **Usherenko S.M.** *Sverhglubokoe pronikanie chastic v pregrady i sozdanie kompozicionnyh materialov* [Superdeep penetration of particles into barriers and creation of composite materials]. Minsk, NII IP s OP Publ., 1998, 210 p.
2. **Usherenko Ju.S.** *Modifikacija metallov i splavov vysokoskorostnym potokom tverdyh chastic. Dis. kand. tehn. nauk* [Modification of metals and alloys by high-speed flow of solid particles. Kand. tehn. sci. dis.]. Gomel', 2013, 27 p.
3. **Marukovich E.I., Usherenko Ju.S., Usherenko S.M.** *Dinamicheskaja modifikacija metallov* [Dynamic modification of metals]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2021, 153 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-118-122>
УДК 543.39: 665.081

Поступила 13.04.2022
Received 13.04.2022

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ЗАЩИТНЫХ СОСТАВОВ ПРИ КОНТАКТЕ КИСЛОТСОДЕРЖАЩИМИ ОТХОДЯЩИМИ ГАЗАМИ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ВТОРИЧНОГО АЛЮМИНИЯ В САТ-0,15, САТ-0,5 И САТ-2,5

А. С. ПАНАСЮГИН, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: niilogaz@tut.by
А. Р. ЦЫГАНОВ, Белорусский государственный технологический университет,
г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13
И. Л. КУЛИНИЧ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65
Н. П. МАШЕРОВА, Белорусский государственный технологический университет,
г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13
Л. П. ДОЛГИЙ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65

В данной работе проведен анализ образования паров минеральных кислот и их взаимодействия с защитными покрытиями на основе бентонитовых глин, периклаза и шунгита. Проведена теоретическая оценка количества паров кислот в отходящих газах с учетом производительности печей, рассчитана термодинамическая вероятность образования паров кислот в зависимости от условий проведения плавки для различных типов плавильных агрегатов, сделана оценка взаимодействия паров кислот с компонентами защитных покрытий на основе бентонитовых глин, периклаза и шунгита.

Ключевые слова. Бентонит, периклаз, шунгит.

Для цитирования. Панасюгин, А. С. Исследование свойств защитных составов при контакте кислотсодержащими отходящими газами, образующихся при получении вторичного алюминия в САТ-0,15, САТ-0,5 и САТ-2,5 / А. С. Панасюгин, А. Р. Цыганов, И. Л. Кулинич, Н. П. Машерова, Л. П. Долгий // *Литье и металлургия*. 2022. № 2. С. 118–122. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-118-122>.

INVESTIGATION OF THE PROPERTIES OF PROTECTIVE COMPOSITIONS CONTACTING WITH ACID-CONTAINING WASTE GASES FORMED DURING THE PRODUCTION OF SECONDARY ALUMINUM IN CAT-0,15, CAT-0,5 AND CAT-2,5

A. S. PANASYUGIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: niilogaz@tut.by
A. R. TSYGANOV, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str.
I. L. KULINICH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
N. P. MASHEROVA, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str.
L. P. DOLGIY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

The paper analyzes the mineral acid vapors formation and their interaction with protective coatings based on bentonite clays, periclasite and shungite. A theoretical assessment of the acid vapor in the exhaust gases amount was carried out taking into account the performance of furnaces. Thermodynamic probability of acid vapor formation was calculated depending on the melting conditions for different types of melting units, the interaction of acid vapor with the components of protective coatings based on bentonite clays, periclasite and shungite was estimated.

Keywords. Bentonite, periclasite, shungite.

For citation. Panasyugin A. S., Tsyganov A. R., Kulinich I. L., Masherova N. P., Dolgiy L. P. Investigation of the properties of protective compositions contacting with acid-containing waste gases formed during the production of secondary aluminum in CAT-0,15, CAT-0,5 and CAT-2,5. *Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 118–122. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-118-122>.

Введение

Развитие технологий, освоение новых производственных процессов и видов продукции все актуальнее ставит задачи по охране окружающей среды, а также разработке материалов и способов нейтрализации загрязнителей.

Как показано в фундаментальных исследованиях, основными коррозионно-активными компонентами в отходящих газах при переплавке вторичного алюминия являются диоксид серы, диоксид азота и оксид углерода.

На сегодняшний день в Республике Беларусь в основном используются печи трех типов: CAT-0,15, CAT-0,5 и CAT-2,5 соответственно производительностью 0,15, 0,5 и 2,5 т/ч. Основными кислотными загрязнителями являются оксид углерода, диоксид азота и диоксид серы, которые при контакте с атмосферным воздухом и парами воды при определенных условиях преобразуются в серную и азотную кислоты. С учетом того что воздуховоды и плавильное оборудование изготовлены из сталей различных марок, практически всегда имеются сварные швы. В этих местах происходит коррозия, поскольку на поверхности всегда присутствует Fe_2O_3 , который является катализатором превращения SO_2 в SO_3 , а в последующем при контакте с воздушной атмосферой, содержащей пары воды, превращается в термокислоты. Данный процесс описывается следующими уравнениями:



Работа включала в себя три основных этапа:

1. Теоретическая оценка количества паров кислот в отходящих газах с учетом производительности печей.

2. Расчет термодинамической вероятности образования паров кислот в зависимости от условий проведения плавки для различных типов плавильных агрегатов.

3. Оценка взаимодействия паров кислот с компонентами защитных покрытий на основе бентонитовых глин, периклаза и шунгита.

Целью настоящей работы являлось проведение анализа образования паров минеральных кислот и их взаимодействия с защитными покрытиями на основе бентонитовых глин, периклаза и шунгита.

Методы исследований

Кислотоустойчивость компонентов защитных составов определяли на установке, представленной на рис. 1, принцип работы которой приведен ниже.

Навеску исследуемого материала помещали в реактор 3 и заливали дистиллированной водой из расчета 5 частей образца и 95 частей воды при постоянном перемешивании мешалкой 5 со скоростью вращения 800 об/мин до получения однородной суспензии. Далее при постоянном перемешивании через дозатор 4 добавляли концентрированную серную кислоту (96 мас.%) до получения в конечном итоге 20%-ной концентрации. После этого при постоянном перемешивании температуру процесса поддерживали на уровне 100–102 °C

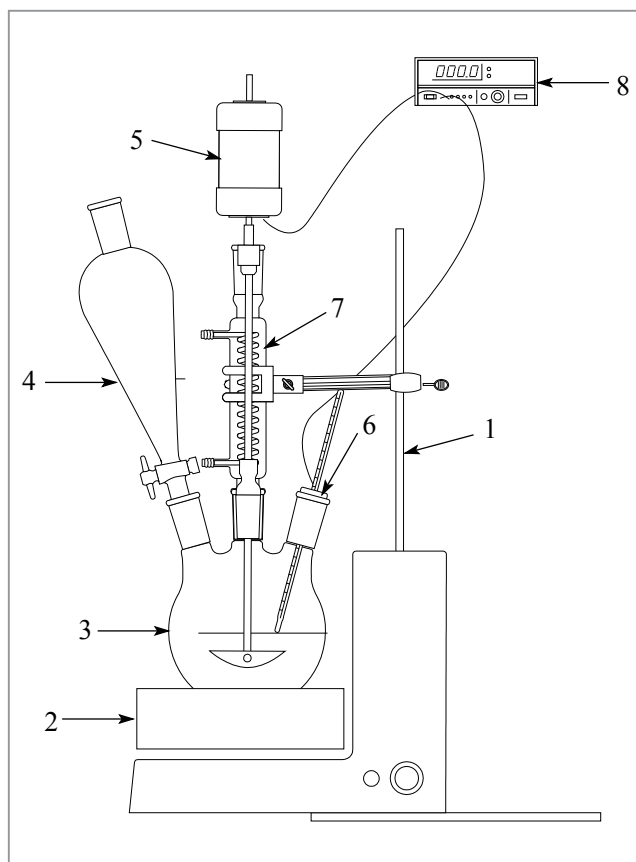


Рис. 1. Схема установки по оценке кислотоустойчивости компонентов защитных составов:

- 1 – штатив; 2 – управляемый нагревательный элемент;
- 3 – трехгорлая колба (реактор); 4 – дозатор; 5 – механическая мешалка с регулируемым числом оборотов;
- 6 – управляющая терпара; 7 – обратный холодильник;
- 8 – управляющий потенциостат

(2 – управляемый нагревательный элемент), контролируя ее при помощи термопары 6 и управляющего потенциостата 8, который одновременно проводил контроль за оборотами механической мешалки. Для осуществления сопоставимых условий эксперимента установка была оснащена обратным холодильником 7, который позволяет поддерживать сопоставимый уровень концентрации серной кислоты в процессе выполнения исследований.

Процесс обработки кислотами изучаемых образцов проводили в течение 4 ч. Затем обработанные образцы извлекали из реактора, отделяли на нучь- фильтре, промывали водой и сушили при температуре 120 °С. Маточный раствор и промывные воды объединяли и упаривали до постоянной массы.

Далее при проведении исследований использовали дифрактометр ДРОН-3 (Cu-K_α-излучение), рентгенофлуоресцентный микроанализатор Inca Energy 350 (Oxford Instruments, Англия) и сканирующий электронный микроскоп Vega II LMV (Tescan, Чехия).

Результаты и их обсуждение

Теоретическая оценка количества паров кислот в отходящих газах с учетом производительности печей дана в табл. 1. За основу принимали удельные показатели выбросов в атмосферу, приведенные в РД 0212.3-2002.

Таблица 1. Количество паров кислот в отходящих газах с учетом производительности печей

Производительность печи, т/ч	Показатель	Значения, кг/т (валовый выброс для данного типа печи)
0,15	SO ₂ (удельные)	0,5
	H ₂ SO ₄ (расчетные)	1,53 (0,23)
	NO ₂ (удельные)	0,2
	HNO ₃ (расчетные)	0,28 (0,04)
0,5	SO ₂ (удельные)	0,45
	H ₂ SO ₄ (расчетные)	1,34 (0,69)
	NO ₂ (удельные)	0,2
	HNO ₃ (расчетные)	0,28 (0,14)
2,5	SO ₂ (удельные)	0,4
	H ₂ SO ₄ (расчетные)	1,22 (3,1)
	NO ₂ (удельные)	0,2
	HNO ₃ (расчетные)	0,28 (0,7)

На рис. 2 приведены изменения температуры в газоходе от расстояния от верхнего среза для печи производительностью 2,5 т/ч.

Согласно приведенным данным, на рисунке был выбран температурный интервал, в котором рассчитаны термодинамические параметры для процессов по формулам (1)–(3).

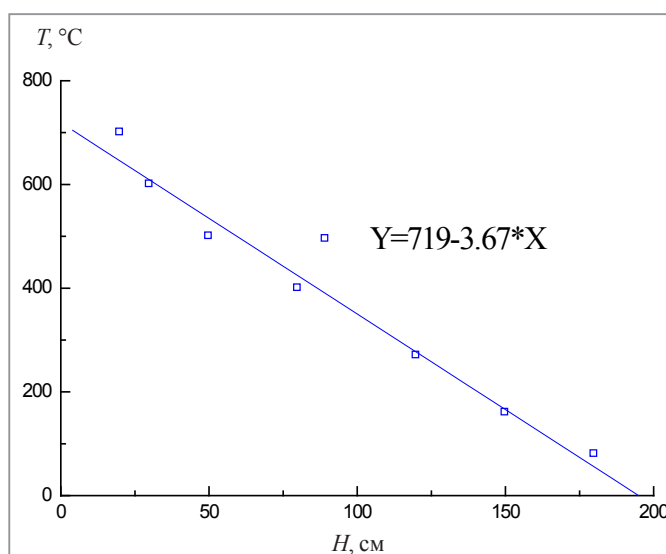


Рис. 2. Зависимость изменения температуры от расстояния от верхнего среза для печи производительностью 2,5 т/ч

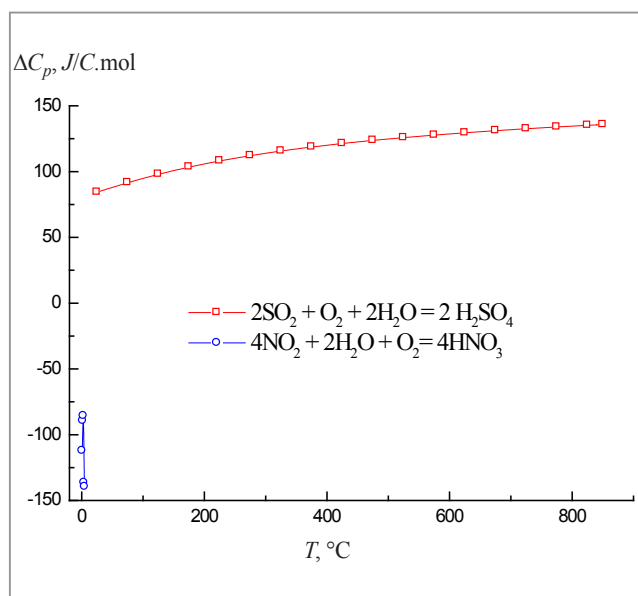


Рис. 3. Зависимость изменения ΔC_p , J/C.mol, от температуры для различных процессов образования паров азотной и серной кислот

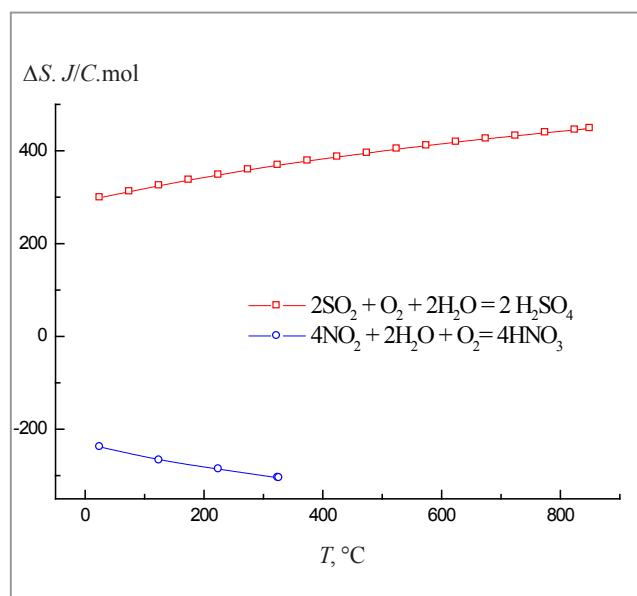


Рис. 4. Зависимость изменения ΔS , J/C.mol, от температуры для различных процессов образования паров азотной и серной кислот

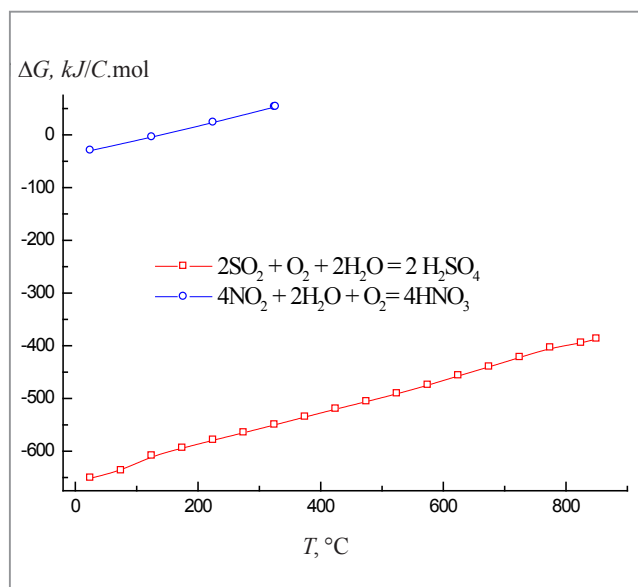


Рис. 5. Зависимость изменения ΔG , kJ/C.mol, от температуры для различных процессов образования паров азотной и серной кислот

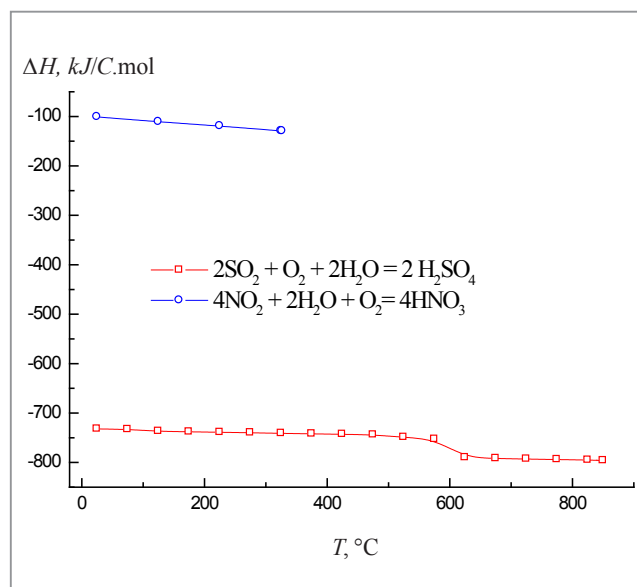


Рис. 6. Зависимость изменения ΔH , kJ/mol, от температуры для различных процессов образования паров азотной и серной кислот

На рис. 3–6 представлены данные термодинамических расчетов для различных процессов образования паров серной кислоты. С точки зрения термодинамики наиболее вероятным являются протекания процессов образования паров серной кислоты по реакциям (3), (4) при температурном интервале 50–325 °C, что соответствует высоте 120–150 см от верхнего среза печи (см. рис. 2).

В табл. 2, 3 приведены результаты обработки компонентов защитных покрытий на основе бентонитовых глин, периклаза и шунгита серной и азотной кислотами. Как видно из таблиц, при контакте с кислотами изменения химического состава компонентов защитных покрытий обусловлены:

- для бентонитовых глин – в основном замещением обменных ионов (Na^+ , K^+ , Ca^{2+} , Mg^{2+}), а также частичным растворением соединений, входящих в качестве включений в каркас основного алюмосиликата (монтмориллонита), образующего его структуру (Fe_2O_3);
- для шунгита – в основном разложением мусковита, Fe_2O_3 , FeS_2 , Fe и CaCO_3 ;
- для периклаза – растворением MgO .

Таблица 2. Химический состав компонентов покрытий до и после контакта с серной кислотой

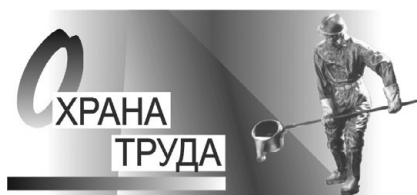
Соединение	Бентонит		Шунгит		Периклаз	
	до мас. %	после мас. %	до мас. %	после мас. %	до мас. %	после мас. %
SiO ₂	53,3	59,4	30,3	44,4	3,2	15,3
Al ₂ O ₃	18,1	11,9			2,1	12,8
Fe ₂ O ₃	0,84	0,53	8,8	4,5	0,9	
MgO	4,9	1,6			78,4	44,7
CaO	1,65	0,53			2,0	
Na ₂ O	1,1	0,2				
K ₂ O	0,32	0,12				
Cr ₂ O ₃					0,2	
H ₂ O	7,98	8,4	0,37	0,5		
Мусковит			14,63	4,7		
FeSi			0,8	0,8		
CaCO ₃			0,6			
FeS ₂			11,3	4,9		
Fe			11,8	6,2		
Графит			21,4	34,0		

Таблица 3. Химический состав компонентов покрытий до и после контакта с азотной кислотой

Соединение	Бентонит		Шунгит		Периклаз	
	до мас. %	после мас. %	до мас. %	после мас. %	до мас. %	после мас. %
SiO ₂	53,3	53,46	30,3	39,96	3,2	13,77
Al ₂ O ₃	18,1	10,71			2,1	11,52
Fe ₂ O ₃	0,84	0,477	8,8	4,05	0,9	
MgO	4,9	1,44			78,4	40,23
CaO	1,65	0,477			2,0	
Na ₂ O	1,1	0,18				
K ₂ O	0,32	0,108				
Cr ₂ O ₃					0,2	
H ₂ O	7,98	7,56	0,37	0,45		
Мусковит			14,63	4,23		
FeSi			0,8	0,72		
CaCO ₃			0,6			
FeS ₂			11,3	4,41		
Fe			11,8	5,58		
Графит			21,4	30,6		

Выводы

Проведена теоретическая оценка количества паров кислот в отходящих газах с учетом производительности печей, рассчитана термодинамическая вероятность образования паров кислот в зависимости от условий проведения плавки для различных типов плавильных агрегатов, сделана оценка взаимодействия паров кислот с компонентами защитных покрытий на основе бентонитовых глин, периклаза и шунгита.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-123-129>
УДК 621.74:658.382

Поступила 13.04.2022
Received 13.04.2022

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО ФАКТОРА УСЛОВИЙ ТРУДА В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, И. А. ИВАНОВ, М. А. САДОХА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: cadoxa@rambler.ru

Дана характеристика инфракрасных излучений, их воздействие на организм человека. Приведены результаты исследования и расчетов интенсивности инфракрасного (теплового) излучения на работающих в литейных цехах. Обоснована необходимость соблюдения правил охраны труда, разработки комплекса санитарно-технических, гигиенических и лечебно-профилактических мероприятий по оптимизации условий труда, предупреждению профессиональных заболеваний. Определены меры профилактики неблагоприятного влияния инфракрасного излучения на работающих в литейных цехах.

Ключевые слова. Интенсивность инфракрасного излучения, литейный цех, условия труда, рабочее место, характер производства, температура воздуха.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Исследование теплового фактора условий труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков, И. А. Иванов, М. А. Садоха // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 123–129. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-123-129>.

RESEARCH OF THE THERMAL FACTOR OF WORKING CONDITIONS IN THE FOUNDRY PRODUCTION

A. M. LAZARENKOV, I. A. IVANOV, M. A. SADOKHA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: cadoxa@rambler.ru

The characteristic of infrared radiation, their effect on the human body is provided. The outcomes of the study and calculations of the intensity of infrared (thermal) radiation on workers in foundries are presented. The necessity of compliance with the necessary rules of labor protection, the development of a complex of sanitary, hygienic, therapeutic, and preventive measures to optimize working conditions, the prevention of occupational illnesses is proved. Measures to prevent the unfavorable effects of infrared radiation on workers in foundries have been determined.

Keywords. Infrared radiation intensity, foundry, working conditions, workplace, the nature of production, air temperature.

For citation. Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadokha M. A. Research of the thermal factor of working conditions in the foundry production. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 123–129. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-123-129>.

Одним из параметров производственной среды, определяющих условия труда на рабочих местах литейных цехов, является интенсивность инфракрасного (теплового) излучения, которая оказывает непосредственное и специфическое воздействие на организм работающих. Инфракрасное излучение имеет место при многих технологических процессах литейного производства (изготовление стержней по нагретой оснастке, сушка форм, сушка заливочных ковшей, плавка и заливка металла, выбивка отливок из форм, кокилей и т. п.).

В зависимости от длины волны изменяется проникающая способность инфракрасного излучения, наибольшую имеет коротковолновое инфракрасное излучение (0,76–1,4 мкм), которое способно проникать в ткани человеческого тела на глубину в несколько сантиметров. Инфракрасные лучи длинноволнового диапазона задерживаются в поверхностных слоях кожи. Биологический эффект тепловой энергии, ее воздействие на организм человека проявляется только при поглощении тканями организма падающей на них энергии. Количество энергии и возможный тепловой эффект определяются интенсивностью потока, спектром излучения, величиной облучаемой поверхности и временем облучения, углом падения, используемых средств защиты, одежды и т. д. Чем выше температура источника, тем короче длина волны и глубже может проникать в ткани организма инфракрасное излучение. При воздействии на работающих повышенных уровней излучений в организме человека происходит интенсивное теплонакопление, обильное

потоотделение. Интенсивное потоотделение (до 6–10 л за смену) при работе в условиях воздействия высокой температуры воздуха приводит к обезвоживанию организма, потере минеральных солей и водорастворимых витаминов (С, В₁, В₂). У работника учащается сердцебиение, повышается максимальное и понижается минимальное артериальное давление, появляются головная боль, слабость, возникает опасность теплового удара и др. Инфракрасные лучи, оказывая тепловой эффект на глаза, могут вызвать ряд патологических изменений: конъюнктивиты, помутнение хрусталика глаза и др. Длительное воздействие (10–20 лет) коротковолновой инфракрасной радиации большой интенсивности на глаза может вызвать поражение хрусталика – «инфракрасная катаракта» у плавильщиков и заливщиков металла.

Проведенные нами ранее исследования условий труда на рабочих местах литейных цехов различных отраслей промышленности показали, что фактические значения интенсивности инфракрасного (теплого) излучения (E) в большинстве случаев превышают допустимые величины [1–3] при выполнении различных технологических процессов. Исходя из этого, необходимо на стадии проектирования или реконструкции литейных цехов оценивать возможные величины E . При определении уравнения для расчета интенсивности теплового излучения E на рабочих местах литейных цехов исходили из положения, что на работающих могут воздействовать тепловые потоки от нескольких источников инфракрасного излучения. Таким образом, при воздействии нескольких источников $E = E_1 + E_2 + \dots + E_n$ в любой точке B рассматриваемой поверхности (рис. 1) возникает облученность от каждого источника в отдельности, которая, согласно [4–7], равна:

$$E_i = \frac{E_{\text{изл}i} \cos \varphi_i}{\pi r_i^2}, \quad (1)$$

где r_i – расстояние от i -го источника до рабочего места, м; φ_i – угол между направлением луча теплового потока в точку B и нормалью к облучаемой поверхности; $E_{\text{изл}i}$ – интенсивность излучения от i -го источника, Вт/м²:

$$E_{\text{изл}i} = \varepsilon_i C_0 \left(\frac{T_{\text{изл}i}}{100} \right)^4, \quad (2)$$

где ε_i – степень черноты поверхности i -го источника излучения; C_0 – коэффициент излучения абсолютно черного тела, равный 5,67 Вт/м²; $T_{\text{изл}i}$ – температура i -го источника излучения, К.

В формуле (2) не учтена составляющая $\left(\frac{T_0}{100} \right)^4$, так как температура облучаемой поверхности человека ($T_0 = 37^\circ\text{C}$) значительно меньше температуры источников излучения тепла.

Из рис. 1, а определяем

$$\cos \varphi_i = \frac{R_i}{\sqrt{R_i^2 + b_i^2}} \text{ и } r_i = \sqrt{R_i^2 + b_i^2}, \quad (3)$$

где R_i – расстояние от i -го источника излучения до поверхности облучения, м; b_i – расстояние по горизонтали от вертикальной оси источника излучения до рассматриваемой точки, м.

В случае если источник расположен на некоторой высоте Z_i от рабочей поверхности, то расстояние до него будет определяться согласно рис. 1, б.

Учитывая, что интенсивность излучения зависит от площади излучающей поверхности, вводим в уравнение также величину этой площади F_i .

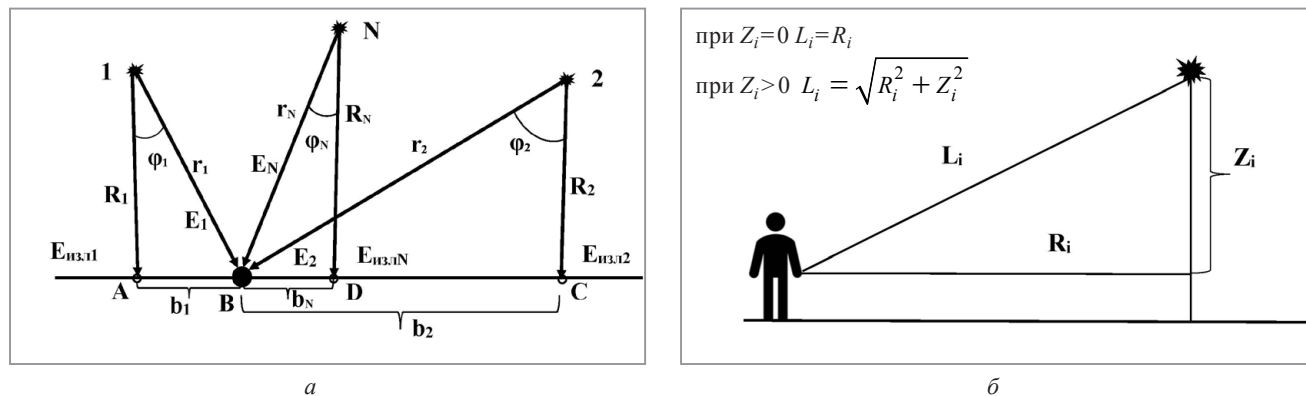


Рис. 1. Схема расчета интенсивности теплового облучения от нескольких источников излучения

Тогда с учетом (2), (3) и изложенного выше уравнение (1) по определению интенсивности теплового облучения рабочего места от одного источника излучения принимает следующий вид:

$$E_i = \frac{E_{\text{изл}i} \cos \varphi_i F_i}{\pi r_i^2} = \frac{\varepsilon_i C_0 \left(\frac{T_{\text{изл}i}}{100} \right)^4 \cdot \frac{R_i}{\sqrt{R_i^2 + b_i^2}} F_i}{\pi \sqrt{R_i^2 + b_i^2}} = \frac{\varepsilon_i C_0 R_i F_i \left(\frac{T_{\text{изл}i}}{100} \right)^4}{\pi (R_i^2 + b_i^2)}. \quad (4)$$

Так как интенсивность теплового облучения в точке B определяется суммой тепловых потоков от нескольких источников $E_B = E_1 + E_2 + \dots + E_n$, то с учетом уравнения (4) получаем:

$$E = 1,8 \sum_{i=1}^n \frac{\varepsilon_i R_i F_i \left(\frac{T_{\text{изл}i}}{100} \right)^4}{\pi (R_i^2 + b_i^2)}. \quad (5)$$

Величина этой суммарной интенсивности теплового облучения фактически замеряется приборами на рабочих местах литейщиков.

Уравнение (5) было использовано при разработке программы расчета интенсивности теплового облучения рабочих мест литейных цехов с применением ЭВМ. На рис. 2 приведена расчетная схема для любого участка цеха, имеющего источники теплового излучения. Задавая в исходных данных программы величину шага по длине и ширине помещения, получаем величину облученности в точках по всему участку.

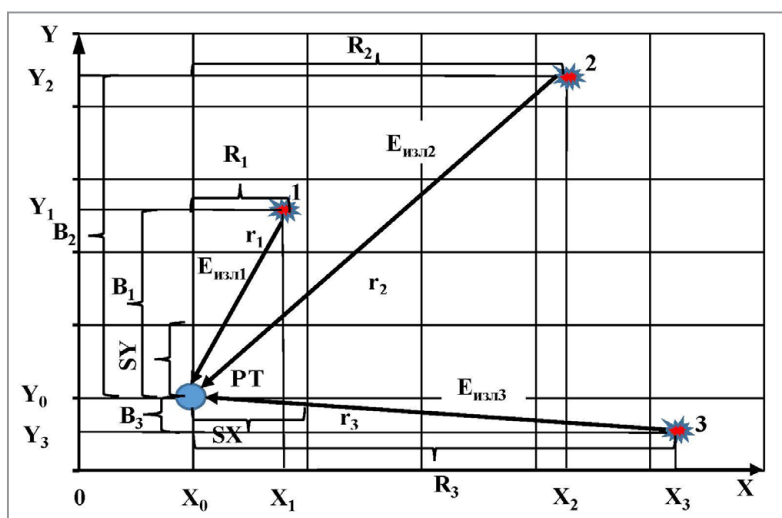


Рис. 2. Схема расчета интенсивности теплового облучения на рабочих местах с использованием ЭВМ:

* – источники теплового излучения; PT – расчетная точка; r_1, r_2, r_3 – расстояние от источников тепла до расчетной точки;
 $X_1, X_2, X_3, Y_1, Y_2, Y_3$ – координаты источников тепла; X_0, Y_0 – координаты начальной расчетной точки;
 SX, SY – величина шага по оси X и оси Y ; $E_{\text{изл}1}, E_{\text{изл}2}, E_{\text{изл}3}$ – интенсивность излучения источников тепла

На основании рассчитанных значений интенсивности теплового облучения в программе предусмотрены распечатка данных расчета в виде таблиц и построение карты распределения интенсивности теплового облучения по рассматриваемому помещению, что позволяет наглядно оценить тепловой режим участка цеха в сравнении с нормативными величинами.

Величина расчетной суммарной интенсивности теплового облучения будет больше, чем измеряемая приборами на рабочих местах литейщиков, так как рабочие места на участках литейных цехов расположены не изолированно от других. Это свидетельствует о том, что тепловые потоки от источников инфракрасного излучения встречают на своем пути различное оборудование, конструкции и т.п., приводя к снижению их интенсивности.

Также были выполнены расчеты по разработанной программе для построения номограммы по определению интенсивности теплового облучения работающих в зависимости от расстояния до источника тепла и его температуры (рис. 3), которую можно использовать при определении интенсивности теплового облучения для конкретного рабочего места без выполнения расчетов.

Интенсивность теплового облучения от открытых источников (нагретый металл, открытое пламя и т.д.) не должна превышать 140 Вт/м^2 . При этом облучению не должно подвергаться более 25 %

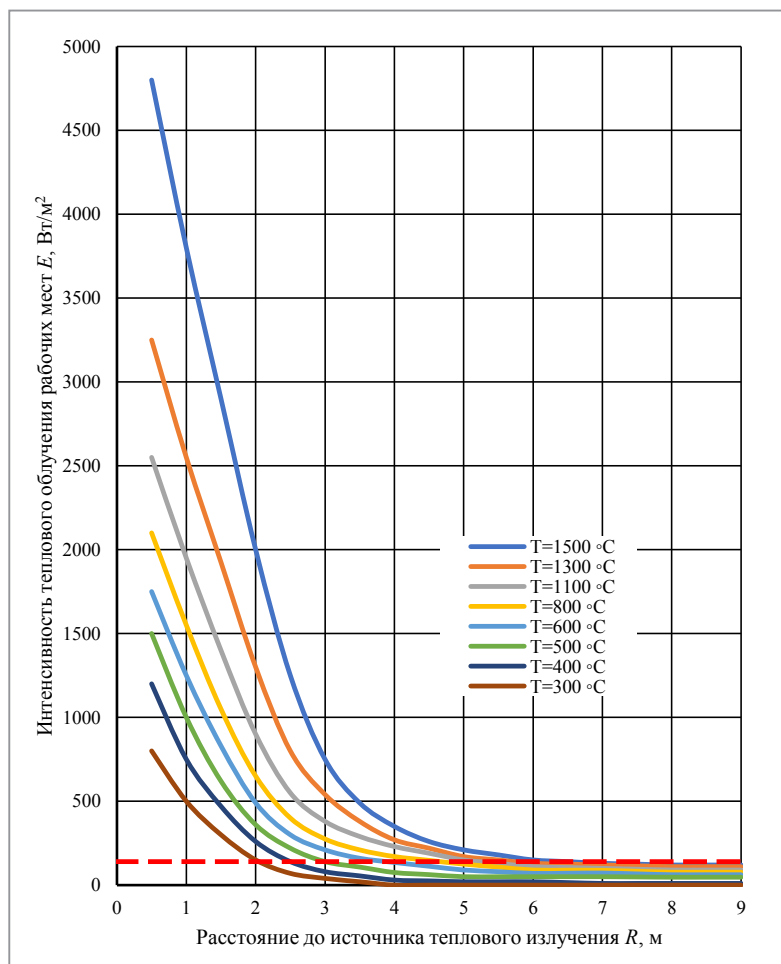


Рис. 3. Номограмма по определению интенсивности теплового облучения рабочих мест в зависимости от расстояния до источника теплового излучения (R , м) и его температуры (T , °C)

поверхности тела и обязательным является использование средств индивидуальной защиты. Температура наружных поверхностей технологического оборудования, ограждающих устройств, с которыми соприкасается в процессе труда человек, не должна превышать +45 °C.

Анализ результатов распределения интенсивности теплового излучения по участкам литейных цехов позволил выявить некоторые особенности распределения тепловых потоков в зависимости от характера производства.

Так, в литейных цехах массового производства тепловые зоны у рабочих мест имеют практически постоянные размеры. Причем длительному воздействию значительных тепловых потоков подвергаются практически все работающие в плавильно-заливочных отделениях. На других участках литейных цехов массового производства тепловое воздействие разной интенсивности отмечается только на отдельных рабочих местах (выбивальщики залитых форм, стерженщики у машин с нагреваемой оснасткой, рабочие у эпронконвейеров). Значительные тепловые потоки от залитых форм не попадают на рабочие места, так как они находятся в охлаждающем кожухе в течение всего времени остывания отливок. Данная тепловая обстановка на участках сохраняется в течение двух-трех смен работы литейных цехов массового производства.

Особенностями литейных цехов серийного производства является то, что на участках этих цехов концентрируется большое число технологических процессов получения отливок (в сырых песчаноглинистых формах, в кокили, цветное литье, литье под давлением и т.д.). Разный уровень, как правило меньший, механизации и автоматизации технологических процессов в этих литейных цехах приводит к тому, что тепловому воздействию подвергается большее число работающих. Работа цехов проводится в параллельном или ступенчатом режиме. Причем при ступенчатом режиме работы цеха воздействию тепла будут подвергаться в основном плавильщики и заливщики.

В цехах кокильного литья мелкосерийного производства тепловому воздействию также подвергаются в основном плавильщики и особенно заливщики, которые составляют большую часть работающих. При этом следует отметить, что заливщики подвергаются тепловому облучению при наполнении ковша

Таблица 1. Интенсивность инфракрасного (теплого) облучения на рабочих местах литейщиков (усредненные значения)

Участок цеха, рабочее место, оборудование	Интенсивность облучения, Вт/м ²
Плавильно-заливочный участок	
Сушка ковшей на стенде	650–950
Электродуговая печь:	
у пульта	190–470
при чистке летки	1350–2300
при загрузке шихты	1050–1500
у печи при плавке	880–1350
загрузка флюса	3200–5700
наполнение ковша металлом	3900–4500
заливка форм металлом	4150–6700
Вагранка:	
у летки	870–1250
у летки при выпуске металла	2800–3700
наполнение раздаточного ковша металлом	3400–4600
считка шлака из ковша	4500–6200
Печь индукционная (плавка чугуна):	
загрузка шихты	1300–2300
наполнение ковша металлом	1080–1950
снятие шлака	3950–5100
у пульта печи	380–850
Печь индукционная (плавка алюминиевых сплавов):	
работа у печи при плавке	420–730
снятие шлака	790–1080
наполнение ковша металлом	880–1560
заливка металла в кокили	1460–2380
Печь газопламенная (плавка бронзы):	
загрузка шихты	620–910
наполнение ковша металлом	1750–2350
снятие шлака	1850–2860
заливка форм металлом	1730–2860
Стержневой участок	
Автомат стержневой (по нагреваемой оснастке):	
от стержневого ящика	260–470
от извлекаемых стержней	310–7610
Выбивной участок	
Извлечение отливок из опок (выбивная решетка)	870–1560
Навеска отливок на навесной конвейер	1260–1870

жидким металлом, транспортировке его, заливке кокилей, выбивке отливок, окраске кокилей, а также от извлеченных остывающих отливок. Интенсивность теплового потока при этих операциях изменяется в пределах 850–5400 Вт/м². Если в цехах с другими характеристиками производства воздействие тепла на работающих происходит циклично, то в данном цехе постоянно, изменяется только величина интенсивности теплового облучения, что приводит к значительному влиянию на организм человека.

Для оценки влияния теплового излучения на температуру воздуха участков литейных цехов было получено уравнение

$$\Delta t = m Q / C \rho V K n, \quad (6)$$

где Δt – повышение температуры воздуха на рабочих местах в течение 1 ч, °C; m – коэффициент, учитывающий долю тепла, расходуемого на нагрев оборудования, металлоконструкций, внешних ограждений; Q – количество выделяемого в помещение тепла от оборудования, жидкого металла и т.п.; C – массовая теплоемкость воздуха, равная 2,8 Вт/(кг·град); ρ – плотность воздуха, равная 1,2 кг/м³; V – объем помещения участка, м³; K – кратность воздухообмена (приточный воздух); n – коэффициент, учитывающий расход тепла на нагревание инфильтрационного воздуха.

Результаты расчетов по определению влияния выделяемого на отдельных участках литейных цехов тепла на повышение температуры воздуха рабочих зон с использованием уравнения (6) и результаты проведенных исследований микроклимата на рабочих местах этих участков приведены в табл. 2.

Сравнение теоретических и экспериментальных данных показывает достаточно хорошую их сочетаемость, что позволяет сделать вывод о возможности прогнозирования температурных режимов на рабочих местах литейных цехов на стадии проектирования или реконструкции их и возможности внесения коррективы в случае необходимости в предусматриваемые средства защиты или системы приточно-вытяжной вентиляции.

Также были проведены расчеты по определению влияния выделяемого на участках тепла на повышение температуры воздуха рабочих зон литейных цехов. Результаты расчетов, проведенных с использованием полученного нами уравнения, приведены в табл. 3, анализ которых показывает, что в литейных цехах наибольшее повышение температуры воздуха отмечается на плавно-заливочных участках.

Так, в цехах с массовым характером производства, несмотря на значительно большие тепловыделения, отмечаются наименьшие значения Δt , что объясняется большими величинами объема помещения и кратности воздухообмена (более 10).

Близкая картина наблюдается и в цехах серийного производства, где заливка форм в основном происходит на конвейере. В цехах серийного производства, где заливка и остывание форм в основном крупных происходит на плацу, Δt возрастает до 1,2 раза.

Особенно напряженная ситуация имеет место в литейном цехе мелкосерийного производства, где на большинстве участков заливка осуществляется в металлические кокили. Здесь же происходит и остывание извлеченных отливок, что приводит к возрастанию Δt до 1,6 раза.

Сравнение изменений температуры воздуха на рабочих местах участков литейных цехов, полученных расчетным путем и определенных экспериментально, показало, что фактически повышение температуры воздуха на участках происходит на меньшие величины, чем определенные расчетным путем. Это объясняется тем, что при расчетах трудно учесть дополнительный объем приточного более холодного воздуха, который поступает от открытых (практически постоянно) въездных ворот, светоаэрационных фонарей. Также в цеха ввозится значительная масса материалов и т.п., на нагрев которых расходуется тепло. Кроме того, большинство участков литейных цехов непосредственно связаны между собой проемами, через которые происходит воздухообмен и частичное выравнивание температур.

Т а б л и ц а 2. Изменение температуры воздуха рабочих зон на участках литейных цехов

Участок цеха	Объем помещения $V, \text{м}^3$	Кратность воздухообмена K	Изменение температуры воздуха $\Delta t, ^\circ\text{C}/\text{ч}$	
			расчетное	экспериментальное
Стержневой	31200	5,9	0,54	0,49
Плавильно-заливочный	35800	19,0	1,64	1,52
Литья гильз	16600	7,7	1,26	1,16
Цветного литья	2250	3,8	1,03	0,94

Т а б л и ц а 3. Изменение температуры воздуха рабочих зон на участках литейных цехов

Участок цеха	Объем помещения, тыс. м^3	Изменение температуры воздуха $\Delta t, ^\circ\text{C}/\text{ч}$
Цехи массового производства		
Плавильно-заливочный	50–100	1,2–1,7
Стержневой	25–60	0,3–0,6
Формовочный	30–80	0,2–0,4
Термообрубочный	40–70	0,9–1,2
Выбивной	10–20	0,4–0,8
Цехи серийного производства		
Плавильно-заливочный	30–60	1,4–1,8
Стержневой	15–40	0,4–0,7
Формовочный	20–50	0,2–0,4
Выбивной	10–20	0,5–1,0
Термообрубочный	25–40	0,6–0,8
Цехи мелкосерийного производства		
Плавильно-заливочный	20–40	1,5–1,9
Стержневой	15–25	0,3–0,5
Формовочный	15–35	0,2–0,35
Выбивной	10–20	0,5–0,9
Термообрубочный	15–25	0,4–0,7
Кокильный	15–30	1,4–2,1
Большие значения Δt относятся к помещениям меньшего объема участков литейных цехов.		

Однако следует отметить, что расхождения в значениях температур, полученных экспериментально и расчетным путем, составляют максимально 15–20% (не более 0,6–0,8 °С в течение смены) и позволяют говорить о возможности объективной оценки температурного режима участков литейных цехов на стадии проектирования или реконструкции их.

При выполнении расчетов по определению изменения температуры на участках литейных цехов использовали значения кратности воздухообмена, имеющие место в действительности. Полученные выше результаты показали, что, как правило, в цехах значения кратности воздухообмена имеют небольшие величины и системы приточной вентиляции не выполняют возлагаемые на них задачи по поддержанию параметров микроклимата на рабочих местах.

Таким образом, инфракрасное излучение является значимым фактором условий труда, поскольку при многих технологических процессах литейного производства его параметры превышают санитарные нормы. Это предопределяет необходимость систематического контроля за состоянием данного фактора, соблюдением необходимых правил охраны труда, разработки комплекса санитарно-технических, гигиенических и лечебно-профилактических мероприятий по оптимизации условий труда, предупреждению заболеваний, оздоровлению работников, занятых во вредных, опасных и тяжелых условиях труда. К мерам по профилактике неблагоприятного влияния инфракрасного излучения на работающих можно отнести следующие:

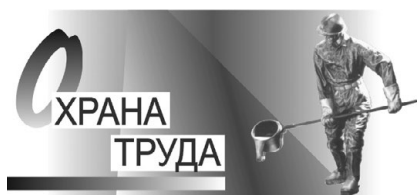
- внедрение современных технологических процессов с использованием механизации, автоматизации и дистанционного управления;
- укрытие источников излучения с использованием отражающих или поглощающих экранов;
- использование средств индивидуальной защиты органов зрения, кожных покровов;
- применение воздушного душирования рабочих мест с соблюдением параметров температуры и скорости движения воздуха в зависимости от интенсивности инфракрасного излучения;
- обеспечение работающих газированной подсоленной водой;
- оборудование специальных мест для отдыха с оптимальными параметрами микроклимата;
- регламентированные перерывы при выполнении работ с повышенными интенсивностями теплового излучения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренков, А. М. Комплексное исследование параметров микроклимата литейных цехов / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева // Информационный бюллетень. Литье и металлургия. 1997. № 7, 8, 9. С. 13–19.
2. Лазаренков, А. М. Оценка условий труда литейщиков по инфракрасному (тепловому) излучению / А. М. Лазаренков, С. М. Хорева // Литье и металлургия. 2010. № 3 (57). С. 144–146.
3. Лазаренков, А. М. Влияние параметров микроклимата на работающих в литейных цехах / А. М. Лазаренков, С. М. Хорева // Литье и металлургия. 2012. № 3 (67). С. 82–84.
4. Бабалов, А. Ф. Расчет равномерности потоков облучения методом эпюр // Сб. науч. тр. М.: НИИОТ ВЦСПС, 1961. С. 47–52.
5. Бабалов, А. Ф. Промышленная тепловая защита в металлургии. М.: Металлургия, 1971.
6. Лазаренков, А. М. Охрана труда на предприятиях металлургического производства: Учеб. пособ. Минск: УП «Технопринт», 2002. 264 с.
7. Глушков Л. А. Защита от перегревов в горячих цехах металлургических заводов. М.: Металлургиздат, 1963.

REFERENCES

1. Lazarenkov A. M., Horeva S. A. Kompleksnoe issledovanie parametrov mikroklimata litejnyh cehov [Comprehensive study of the parameters of the microclimate of foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 1997, no. 7, 8, 9, pp. 13–19.
2. Lazarenkov A. M., Horeva S. A. Ocenka uslovij truda litejshhikov po infrakrasnomu (teplovomu) izlucheniju [Evaluation of working conditions of foundry workers by infrared (thermal) radiation]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 3 (57), pp. 144–146.
3. Lazarenkov A. M., Horeva S. A. Vlijanie parametrov mikroklimata na rabotajushhij v litejnyh cehah [Influence of microclimate parameters on workers in foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 3 (67), pp. 82–84.
4. Babalov A. F. Raschet ravnomernosti potokov obluchenija metodom jepjur [Calculation of the uniformity of irradiation fluxes by the method of diagrams]. Moscow, NIOT VCSPS Publ., 1961, pp. 47–52.
5. Babalov A. F. Promyshlennaja teplozashhita v metallurgii [Industrial thermal protection in metallurgy]. Moscow, Metallurgija Publ., 1971.
6. Lazarenkov A. M. Ohrana truda na predpriyatijah metallurgicheskogo proizvodstva [Labor protection at the enterprises of metallurgical production]. Minsk, UP «Tehnoprint» Publ., 2002, 264 p.
7. Glushkov L. A. Zashhita ot peregrefov v gorjachih cehah metallurgicheskijh zavodov [Overheating protection in hot shops of metallurgical plants]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1963.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-130-136>
УДК 621.74:658.382

Поступила 14.03.2022
Received 14.03.2022

ИССЛЕДОВАНИЕ ШУМОВОГО ФАКТОРА УСЛОВИЙ ТРУДА В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, М. А. САДОХА, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: cadoxa@rambler.ru

Представлены результаты исследований влияния шума на работающих в литейном производстве. Показаны основные источники шума. Выполнена оценка по шумовому фактору различных профессий литейного цеха. Даны рекомендации по оценке и учету шума при проектировании новых и реконструкции действующих литейных цехов.

Ключевые слова. Литейное производство, условия труда, безопасность труда, литейный цех, шум.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Исследование шумового фактора условий труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков, М. А. Садоха // Литье и металлургия. 2022. № 2. С. 130–136. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-130-136>.

RESEARCH OF THE WORKING CONDITIONS NOISE FACTOR IN THE FOUNDRY PRODUCTION

A. M. LAZARENKOV, M. A. SADOKHA, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: cadoxa@rambler.ru

The research results of the noise effect on workers in the foundry are presented. The main sources of noise are shown. An assessment on the noise factor of various professions of the foundry was made. Recommendations on the assessment and measuring of noise in the design of new and reconstruction of existing foundries are given.

Keywords. Foundry, working conditions, labor safety, foundry, noise.

For citation. Lazarenkov A. M., Sadokha M. A. Research of the working conditions noise factor in the foundry production. Foundry production and metallurgy, 2022, no. 2, pp. 130–136. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-130-136>.

В настоящее время практически нет ни одной отрасли народного хозяйства, где шум не был бы в числе ведущих вредных факторов производственной среды. Литейное и металлообрабатывающее производство, строительные работы, добыча полезных ископаемых, деревообрабатывающая промышленность – далеко не полный перечень отраслей, где шум превышает допустимые уровни.

Интенсификация производства, сопровождающаяся повышением рабочих скоростей машин и оборудования, плотности заполнения производственных площадей, приводит к дальнейшему повышению уровней производственного шума, требует дополнительных мероприятий по борьбе с ним. Источниками шума могут быть колебания, возникающие при соударении, трении, скольжении твердых тел, истечении жидкостей и газов. В производственных условиях источниками колебаний являются работающие станки, ручные механизированные инструменты (электрические и пневматические пилы, отбойные, рубильные молотки, перфораторы), компрессоры, подъемно-транспортное, вспомогательное оборудование (вентиляционные установки, кондиционеры) и т. д.

Интенсивное шумовое воздействие вызывает изменения в слуховом анализаторе, составляющие специфическую реакцию организма. Процесс адаптации слуховой системы выражается во временном смещении (повышение порогов слуховой чувствительности). При долговременном акустическом воздействии формируется повышение слуховых порогов, сначала медленно возвращающееся к исходному уровню (слуховое утомление), а затем сохраняющееся к началу очередного шумового воздействия (постоянное смещение порога слуха).

Шум, являясь общебиологическим раздражителем, оказывает влияние не только на слуховой анализатор, но в первую очередь действует на структуры головного мозга, вызывая сдвиги в различных функциональных системах организма. Так, под влиянием шума возникают вегетативные реакции,

обуславливающие нарушение периферического кровообращения за счет сужения капилляров, а также изменение артериального давления (преимущественно повышение). Среди многочисленных проявлений неблагоприятного воздействия шума на организм можно выделить снижение разборчивости речи, неприятные ощущения, развитие утомления и снижение производительности труда и, наконец, появление шумовой патологии. Среди многообразных проявлений шумовой патологии ведущим клиническим признаком является медленно прогрессирующее снижение слуха по типу нейросенсорной тугоухости.

Развитие хронической профессиональной тугоухости – процесс длительный и постепенный. Время протекания этого процесса различно и зависит от интенсивности, спектра, динамики изменения воздействия шума во времени, индивидуальной чувствительности к шуму, а также от многих других факторов, влияние которых еще не до конца изучено. У некоторых людей серьезное повреждение слуха может наступить в первые месяцы воздействия, у других потеря слуха развивается постепенно, в течение всего периода работы на производстве.

Шум вызывает снижение иммунологической реактивности, общей резистентности организма у рабочих шумовых профессий, что проявляется в повышении уровня заболеваемости с временной утратой трудоспособности в 1,2–1,3 раза при увеличении уровня производственного шума на 10 дБ. Это характерно для условий металлургического производства, где воздействие шума на организм человека сопровождается действием других неблагоприятных факторов производственной среды (вибрации, температуры, вредных веществ). Комбинированное действие этих факторов усиливает вредное влияние шума на организм. Общая заболеваемость рабочих шумных цехов в среднем на 25 % выше заболеваемости рабочих малошумных цехов.

Шум на рабочих местах относится к непостоянному, который оценивается эквивалентным (по энергии) уровнем звука. Это уровень звука постоянного широкополосного шума, который определяется по формуле¹

$$L_{\text{Аэкв}} = 10 \cdot \lg \left\{ T^{-1} \int_0^T [P_A(t) / P_0]^2 dt \right\},$$

где $P_A(t)$ – текущее значение среднего квадратического звукового давления с учетом коррекции «А» шумомера, Па; P_0 – исходное значение звукового давления (в воздухе – $2 \cdot 10^{-5}$ Па); T – заданный интервал времени (время действия шума), ч.

Литейщики подвергаются воздействию шума на рабочих местах у оборудования и инструмента практически на всех участках литейных цехов (смесеприготовительных, стержневых, формовочных, плавно-заливочных, выбивных и обрубочно-очистных) [1–5].

Результаты исследований шума литейных машин показали, что параметры шума основных видов оборудования смесеприготовительных, стержневых, формовочных, плавно-заливочных, выбивных и обрубочно-очистных участков превышают допустимые значения. При этом наибольшие превышения допустимого уровня отмечаются на рабочих местах у стержневых и формовочных встряхивающих машин (на 12–21 дБ), у выбивных решеток (на 16–26 дБ), у обрубочно-очистного оборудования (на 18–29 дБА).

В литейных цехах наибольшие превышения допустимого уровня отмечаются на рабочих местах у стержневых и формовочных встряхивающих машин, выбивных решеток, плавильных агрегатов, обрубочно-очистного оборудования.

Шум, создаваемый основными литейными машинами, является широкополосным, звуковое поле неоднородно в связи с наличием источников шума, различных по уровню акустической мощности и характеру спектра. Шум, создаваемый оборудованием с ударным режимом работы, непостоянный, с максимальным уровнем звуковой мощности в области средних и высоких частот. Это позволяет с полным основанием говорить о значительном воздействии шума на формовщиков, выбивальщиков, обрубщиков и чистильщиков литья, что также подтверждается и значениями $K_{\text{ш}}$ (показателя по шумовому фактору, определяемого по разработанной нами методике [6, 7]) (табл. 1), полученными расчетным путем.

Степень влияния шума на работающих зависит и от характера производства литейных цехов. Проведенный анализ результатов исследований и карт распределения уровней шума по участкам литейных цехов, полученных в результате расчетов, позволил выявить некоторые особенности распределения уровня шума в зависимости от характера производства [8–12].

1 ГОСТ 12.1.003-1983. ССБТ. Шум. Общие требования безопасности. М.: Стандартинформ, 1983.

Таблица 1. Значение показателя $K_{ш}$ по шумовому фактору на участках литейных цехов с различным характером производства

Участок цеха	Значения показателя $K_{ш}$ по шумовому фактору в цехах с характером производства		
	массовым	серийным	мелкосерийным
Шихтовый	0,32	0,24	0,11
Плавильно-заливочный	1,29	0,88	0,47
Смесеприготовительный	0,71	0,48	0,19
Стержневой	0,66	0,40	0,29
Формовочный	1,63	1,19	0,63
Выбивной	2,23	1,48	1,07
Обрубочно-очистной	3,37	2,48	1,52
Среднее значение по цеху	1,46	1,02	0,61

Сравнение расчетных и экспериментальных данных, полученных в результате исследований уровней шума на участках литейных цехов, показало их хорошую сходимость. Однако эквивалентные уровни шума, полученные расчетным путем, имеют меньшие значения в сравнении с экспериментальными величинами, так как при замерах уровней шума на рабочих местах фиксируются только уровни работающего оборудования. А при расчетах учитывается еще и временной фактор, что особенно важно для объективной оценки влияния шума на организм работающих при выборе литейного оборудования в проектируемых или реконструируемых литейных цехах. Таким образом, объективную оценку шумовой обстановки на участках литейных цехов можно осуществить только путем расчета параметров шума.

Также были выполнены расчеты превышения эквивалентных уровней шума ΔL литейного оборудования допустимых значений в зависимости от типов литейного оборудования и инструмента (рис. 1). В расчетах учитывали измеренные уровни шума и время контакта работающих с источниками шума за смену. Данные расчеты коррелируют с показателем $K_{ш}$ (табл. 1). Это наиболее показательно для рабочих мест обрубочно-очистных участков литейных цехов с любым характером производства, на которых большинство работающих подвергаются длительному воздействию шума.

Изучение шумовых режимов оборудования в литейных цехах с различным характером производства показало, что наибольшему воздействию шума подвергаются работающие в цехах массового производства (средние значения показателя $K_{ш}$ в 1,3–2,9 раза выше на всех участках, чем на аналогичных участках в литейных цехах серийного и мелкосерийного производства). Это можно объяснить тем, что в цехах массового производства имеет место более продолжительный контакт человека с источниками

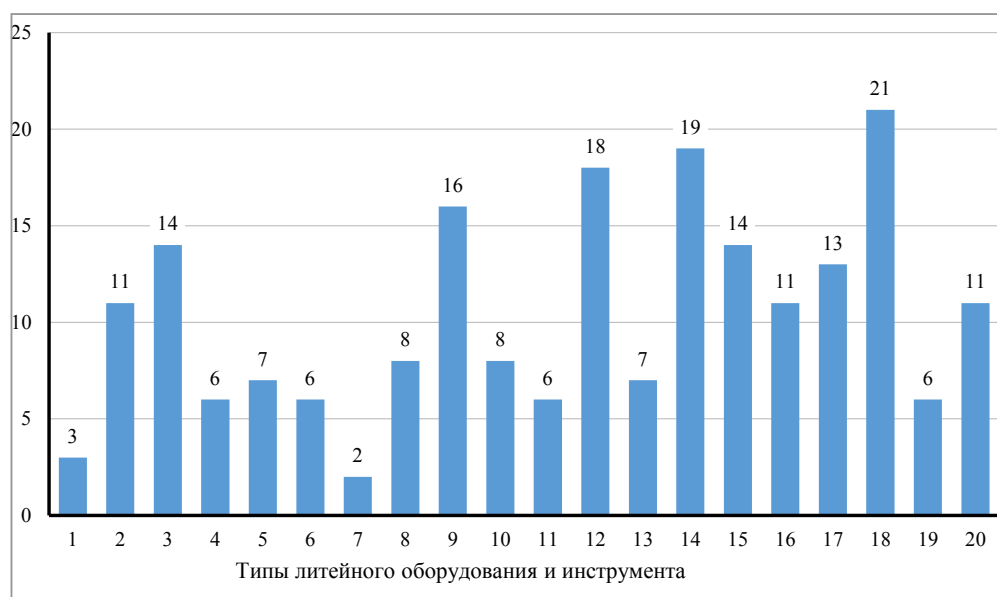


Рис. 1. Превышения допустимого уровня шума различных типов литейного оборудования и инструмента (усредненные значения): 1 – сушила материалов; 2 – дробилки; 3 – мельницы (шаровые; молотковые); 4 – аэраторы; дезинтеграторы; 5 – бегуны смешивающие; 6 – установки ХТС; 7 – установки ЖСС; 8 – автомат стержневой; 9 – машина формовочная встряхивающая; 10 – АПФЛ; 11 – вагранка; 12 – электродуговые печи; 13 – индукционные печи; 14 – решетка выбивная; 15 – линии очистки и обдирки; 16 – барабан дробеметный; 17 – барабан галтовочный; 18 – молоток рубильный пневматический; 19 – машина литья под давлением; 20 – пескомет

шума, несмотря на более высокий (хотя и недостаточный) уровень механизации и автоматизации технологических процессов. При этом доля ручного труда и в цехах массового производства остается достаточно высокой, особенно на финишных операциях. А применение оборудования ударного действия на формовочных и выбивных участках создает дополнительные повышенные шумовые нагрузки на работающих.

Следует при этом отметить ряд технологических процессов, выполнение которых не сопровождается шумовыми нагрузками на работающих. Например, изготовление стержней и форм на безударных машинах, с использованием жидкостекольных и холоднотвердеющих смесей, выбивка форм прессовым методом и др.

Принимая во внимание характер технологических процессов в литейном производстве, необходимо внедрять и высокопроизводительные автоматизированные и механизированные комплексы (включая промышленные роботы), позволяющие ликвидировать ручной труд и исключить воздействие на работающих повышенных уровней шума. Учитывая, что создать полностью шумобезопасные условия труда в литейном цеху является трудноразрешимой задачей, следует внедрять физиологически обоснованные режимы труда и отдыха работающих в литейных цехах.

Таким образом, можно сделать вывод о том, что шум оказывает значительное влияние на работающих в литейных цехах, степень воздействия которого определяется применяемыми технологическими процессами и оборудованием, уровнем механизации и автоматизации, а также характером производства (табл. 1).

Был выполнен анализ заболеваемости по данным карт учета профессиональных заболеваний и результатам периодических (ежегодных) медицинских осмотров за десятилетний период (с 2011 по 2020 гг.). Такой период позволяет наиболее полно выявить профессиональные заболевания, характерные для каждого производства, и при этом снизить влияние случайных факторов.

В результате установлено, что в литейных цехах с массовым производством по сравнению с серийным и мелкосерийным производством наблюдается большее количество заболеваний нейросенсорной тугоухостью (табл. 2). Данный факт можно объяснить тем, что в цехах массового производства имеют место воздействие на работающих чрезмерного шума от большого количества используемого литейного оборудования и большая продолжительность этого воздействия.

Таблица 2. Распределение профессиональных заболеваний нейросенсорной тугоухостью по профессиям работающих в литейных цехах

Профессия	Коэффициент заболеваемости $P_{\text{ш}}$ (число случаев на 1000 работающих) в литейных цехах с характером производства							
	массовым		серийным		мелкосерийным		средние значения	
	общий	нейросенсорная тугоухость	общий	нейросенсорная тугоухость	общий	нейросенсорная тугоухость	общий	нейросенсорная тугоухость
Земледел	0,76	0,27	0,57	0,19	0,24	0,12	0,52	0,19
Стерженщик	1,72	0,49	1,28	0,29	1,08	0,22	1,36	0,33
Формовщик	2,53	1,34	1,88	0,96	1,17	0,48	1,86	0,93
Плавильщик-заливщик	1,64	0,87	1,26	0,66	0,77	0,34	1,22	0,62
Выбивальщик литья	2,27	0,83	2,35	0,99	2,53	1,06	2,38	0,96
Чистильщик литья	3,41	1,18	2,88	1,02	2,63	0,74	2,97	0,98
Обрубщик	5,42	1,94	4,88	1,36	3,94	1,07	4,75	1,46

В результате проведенных исследований была получена корреляционная зависимость влияния шума на коэффициент заболеваемости нейросенсорной тугоухостью $P_{\text{ш}}$ литейщиков (рис. 2).

Анализ полученных данных показывает наибольшее влияние шума на формовщиков, выбивальщиков литья и чистильщиков, и особенно на обрубщиков и формовщиков. Достоверность этого подтверждается значениями показателя K по шумовому фактору на участках литейных цехов (см. табл. 1).

Наибольшее число случаев профессиональных заболеваний нейросенсорной тугоухостью в литейных цехах приходится на четыре профессиональные группы (табл. 3). При этом наиболее неблагоприятной является профессия обрубщика. На долю нейросенсорной тугоухости приходится 31 % всех случаев заболеваний обрубщиков. Кроме того, в группе обрубщиков зарегистрированы самые короткие сроки развития болезни (12,8 года), что подтверждает повышенную вредность условий труда данной категории работающих.

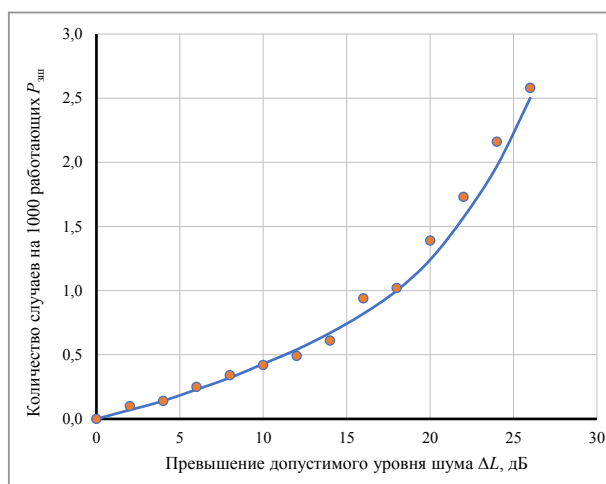


Рис. 2. Зависимость влияния шума на коэффициент заболеваемости нейросенсорной тугоухостью $P_{зн}$ литейщиков

Таблица 3. Показатели профессиональной заболеваемости нейросенсорной тугоухостью работающих в литейных цехах

Профессия	Коэффициент заболеваемости (на 1000 работающих)	Средняя продолжительность развития болезни, лет
Земледел	0,19	21,7
Стерженщик	0,33	20,8
Формовщик	0,93	19,4
Плавильщик-заливщик	0,62	21,3
Выбивальщик литья	0,96	17,4
Чистильщик литья	0,98	16,7
Обрубщик	1,46	12,8

Значительные показатели заболеваемости регистрируются и в группе формовщиков, выбивальщиков литья и чистильщиков литья, однако средние сроки развития заболеваний более продолжительные.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что шум оказывает значительное влияние на работающих в литейных цехах, степень воздействия которого определяется применяемыми технологическими процессами и оборудованием для изготовления стержней и форм, выбивки, обрубки и очистки отливок, уровнем механизации и автоматизации, а также характером производства.

Основными мероприятиями по предупреждению профессионального заболевания нейросенсорной тугоухостью болезни являются:

- недопущение к эксплуатации оборудования, которое создает шум выше предельно допустимых уровней;
- соблюдение рационального режима труда и отдыха.

Все работники, подвергающиеся воздействию шума, при приеме на работу должны проходить предварительный медицинский осмотр и периодические ежегодные медосмотры.

Таким образом, проблему сохранения здоровья литейщиков (особенно на формовочных, плавильно-заливочных и обрубочно-очистных участках) необходимо решать комплексно с учетом всех факторов, определяющих условия труда, на основе модернизации действующего и внедрении нового литейного оборудования, позволяющего исключить или сократить время нахождения работающих в зоне воздействия неблагоприятных факторов на здоровье, расширения сферы использования манипуляторов и роботов при выполнении тяжелых и опасных ручных операций, значительного улучшения условий труда, постоянного внимания организационным мероприятиям и строгого профессионального отбора работающих для литейного производства.

Мероприятия по борьбе с шумом могут быть техническими, архитектурно-планировочными, организационными и медико-профилактическими [13].

Технические средства борьбы с шумом ведутся по трем основным направлениям:

- устранение причин возникновения шума или снижение его в источнике образования за счет конструктивных, технологических и эксплуатационных мероприятий;
- снижение шума на пути его распространения от источника к рабочим местам;
- непосредственная защита работающего или группы рабочих.

Наиболее эффективным средством снижения шума является замена шумных технологических операций на малозумные или полностью бесшумные. Например, применение точного литья вместоковки, автоматизация формовки и зачистки в литейном производстве, применение уплотнения форм прессованием взамен вибрационного и ударного уплотнения, использование гидравлического привода взамен пневматического и т.д.

Примерами снижения уровней шума литейного оборудования могут служить следующие технические решения.

Причиной интенсивного шума формовочной машины в широком спектре частот являются колебания ее металлических частей, возникающие при ударах встряхивающего механизма о станину. Эффективный метод снижения шума формовочной машины – увеличение продолжительности соударений ее элементов. С увеличением продолжительности ударов происходит «сжатие» спектра интенсивно возбуждаемых колебаний, и большая часть энергии удара сосредоточивается в области низких частот, что вызывает резкое снижение шума на средних и высоких частотах. Если между встряхивающим механизмом и станиной установить упругие резиновые прокладки толщиной 20 мм, то вследствие увеличения продолжительности удара уровень шума формовочной машины снижается примерно на 12–15 дБ.

Для снижения шума выхлопа пневматических клапанов формовочной машины клапаны снабжают глушителями шума, которые снижают уровень шума выхлопа на 15–20 дБ на средних и на 25–30 дБ на высоких частотах.

Механизм шумообразования при работе инерционной выбивной решетки тот же, что и формовочной машины. Однако вследствие неперIODичности последовательности ударов между несущим рабочим органом и обрабатываемой деталью интенсивность ударов больше и уровень шума выше. Поэтому одним из способов снижения шума является создание устойчивого периодического движения выбивной решетки. При таком режиме работы уровень шума решетки снижается на 10 дБ и более. Жесткое крепление решетки к раме и установка между несущим рабочим органом и обрабатываемой деталью таких же упругих прокладок, что и в формовочной машине, приводят к снижению уровня шума на 9–12 дБ.

Более радикальным методом снижения шума на участках удаления смеси после литья является электрогидравлический способ очистки. Регулируя параметры электрогидравлической установки (напряжение, емкость, индуктивность и величину разрядного промежутка), можно в широких пределах регулировать давление ударной волны. Электрогидравлический метод по своим технологическим возможностям превосходит все существующие промышленные методы очистки литья, обеспечивая высокую производительность и экономический эффект, а главное, коренным образом улучшает условия труда на обрубных участках литейных цехов.

Применение для отливки деталей жидкотекучих подвижных смесей дает возможность исключить шумную технологическую операцию – вибротрамбовку.

Для уменьшения шума, возникающего при работе галтовочных барабанов, дробилок, шаровых мельниц и других устройств, наружные стенки барабана облицовывают листовой резиной, асбестовым картоном или другими подобными демпфирующими материалами; устанавливают резиновые прокладки между корпусом и бронифутеровкой барабана и звукоизолирующие оболочки на расстоянии от корпуса барабана. Барабаны для очистки отливок от формовочной смеси необходимо оборудовать шумозаглушающими конструкциями. На рабочем месте операторов пескомета и электропечи необходимо устанавливать звукоизолированные пульты управления.

Применение газопламенной строжки и фрезерования вместо пневматической зачистки и обрубки отливок дает возможность снизить уровни шума на рабочих местах на 6–11 дБ.

Для предотвращения проникновения шума из участка обрубки отливок пневмозубилами и наждачными кругами этот участок следует отделить от остальной части литейного цеха экраном со звукопоглощающей облицовкой.

Методы снижения шума на пути его распространения реализуются применением кожухов, экранов, выгородок, кабин наблюдения (при дистанционном управлении), звукоизолирующих перегородок между помещениями, звукопоглощающих облицовок, глушителей шума, а также методами, обеспечивающими снижение передачи вибрации от оборудования виброизоляцией и вибропоглощением.

На рабочих местах, где не удастся добиться снижения шума до допустимых уровней техническими средствами или где это нецелесообразно по технико-экономическим соображениям, следует применять средства индивидуальной защиты от шума (наушники, вкладыши, шлемы и каски, противозумные костюмы).

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренков, А.М. Оценка влияния шума на работающих в литейном производстве / А.М. Лазаренков, С.А. Хорева, В.В. Мельниченко // Литье и металлургия. 2011. № 3 (62). С. 194–195.
2. Лазаренков, А.М. Анализ производственных факторов литейных цехов / А.М. Лазаренков, С.А. Хорева // Тр. 24-й Междунар. НТК «Литейное производство и металлургия 2016. Беларусь», Минск, 19–21 октября 2016. С. 117–120.
3. Лазаренков, А.М. Влияние шума на работающих в литейных цехах / А.М. Лазаренков, Т.А. Тавгенъ // Литье и металлургия. 2001. № 4. С. 70–73.
4. Лазаренков, А.М. Условия труда на рабочих местах обрубщиков литья / А.М. Лазаренков // Тр. 26-й Междунар. НТК «Литейное производство и металлургия 2018. Беларусь». Минск, 17–18 октября 2018. С. 164–166.
5. Лазаренков, А.М. Условия труда на рабочих местах чистильщиков литья / А.М. Лазаренков // Тр. 26-й Междунар. НТК «Литейное производство и металлургия 2018. Беларусь». Минск, 17–18 октября 2018. С. 171–172.
6. Лазаренков, А.М. Методика комплексной оценки условий труда в литейном производстве / А.М. Лазаренков, Т.П. Кот // Литье и металлургия. 2021. № 3. С. 112–117.
7. Лазаренков, А.М. Классификация производственных факторов литейного производства / А.М. Лазаренков // Литье и металлургия. 2021. № 3. С. 118–122.
8. Лазаренков, А.М. О влиянии условий труда на работающих в литейных цехах / А.М. Лазаренков // Литейное производство. 2020. № 3. С. 33–36.
9. Лазаренков, А.М. Влияние шума на профессиональную заболеваемость работающих в литейных цехах / А.М. Лазаренков, С.А. Хорева // Литье и металлургия. 2016. № 3 (84). С. 131–132.
10. Лазаренков, А.М. Исследование влияния условий труда на работающих в литейных цехах / А.М. Лазаренков // Литье и металлургия. 2019. № 2. С. 134–137.
11. Лазаренков, А.М. О влиянии условий труда на работающих в литейных цехах / А.М. Лазаренков // Литейное производство. 2020. № 3. С. 33–36.
12. Лазаренков, А.М. Анализ профессиональной заболеваемости работающих в литейном производстве / А.М. Лазаренков, С.А. Хорева, В.В. Мельниченко // Литье и металлургия. 2011. № 2 (60). С. 186–191.
13. Лазаренков, А.М. Защита от шума, вибрации, электромагнитных полей. Минск: БНТУ, 2004. 330 с.

REFERENCES

1. Lazarenkov A.M., Horeva S.A., Mel'nichenko V.V. Ocenka vlijanija shuma na rabotajushhiih v litejnom proizvodstve [Assessing the impact of noise on workers in the foundry]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2011, no. 3 (62), pp. 194–195.
2. Lazarenkov A.M., Horeva S.A. Analiz proizvodstvennyh faktorov litejnyh cehov [Analysis of production factors of foundries]. Trudy 24-j mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2016. Belarus'», Minsk, 19–21 oktjabrja 2016 [Proceedings of the 24th International Scientific and Technical Conference “Foundry and Metallurgy 2016. Belarus”, Minsk, October 19–21, 2016], pp. 117–120.
3. Lazarenkov A.M., Tavgen' T.A. Vlijanie shuma na rabotajushhiih v litejnyh cehah [Impact of noise on workers in foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2001, no. 4, pp. 70–73.
4. Lazarenkov A.M. Uslovija truda na rabochih mestah obrubshhikov lit'ja [Working conditions at the workplaces of cast cutters]. Trudy 26-j mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2018. Belarus'», Minsk, 17–18 oktjabrja 2018 [Proceedings of the 26th International Scientific and Technical Conference “Foundry and Metallurgy 2018. Belarus”, Minsk, October 17–18, 2018], pp. 164–166.
5. Lazarenkov A.M. Uslovija truda na rabochih mestah chistil'shnikov lit'ja [Working conditions at the workplaces of cast cleaners]. Trudy 26-j mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2018. Belarus'», Minsk, 17–18 oktjabrja 2018 [Proceedings of the 26th International Scientific and Technical Conference “Foundry and Metallurgy 2018. Belarus”, Minsk, October 17–18, 2018], pp. 171–172.
6. Lazarenkov A.M., Kot T.P. Metodika kompleksnoj ocenki uslovij truda v litejnom proizvodstve [Methodology for a comprehensive assessment of working conditions in the foundry]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*. 2021, no. 3, pp. 112–117.
7. Lazarenkov A.M. Klassifikacija proizvodstvennyh faktorov litejnogo proizvodstva [Classification of production factors of foundry production]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 118–122.
8. Lazarenkov A.M. O vlijanii uslovij truda na rabotajushhiih v litejnyh cehah [On the influence of working conditions on workers in foundries]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2020, no. 3, pp. 33–36.
9. Lazarenkov A.M., Horeva S.A. Vlijanie shuma na professional'nuju zabolevaemost' rabotajushhiih v litejnyh cehah [Influence of noise on occupational morbidity of workers in foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 3 (84), pp. 131–132.
10. Lazarenkov A.M. Issledovanie vlijanija uslovij truda na rabotajushhiih v litejnyh cehah [Study of the impact of working conditions on workers in foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2, pp. 134–137.
11. Lazarenkov A.M. O vlijanii uslovij truda na rabotajushhiih v litejnyh cehah [On the influence of working conditions on workers in foundries]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2020, no. 3, pp. 33–36.
12. Lazarenkov A.M., Horeva S.A., Mel'nichenko V.V. Analiz professional'noj zabolevaemosti rabotajushhiih v litejnom proizvodstve [Analysis of occupational morbidity in foundry workers]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2011, no. 2 (60), pp. 186–191.
13. Lazarenkov A.M. Zashhita ot shuma, vibracii, jelektromagnitnyh polej [Protection against noise, vibration, electromagnetic fields]. Minsk, BNTU Publ., 2004, 330 p.

ПАМЯТИ

Владимира Леонтьевича НАЙДЕКА

1937–2022



На 85-м году ушел из жизни Владимир Леонтьевич Найдек, выдающийся ученый в области материаловедения и металлургии, почетный директор Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины, академик НАН Украины.

В. Л. Найдек родился в г. Васильевка Запорожской обл. После окончания в 1959 г. КПИ преподавал и в 1963 г. защитил кандидатскую диссертацию. С 1968 г. работал в Институте проблем литья АН УССР (сегодня ФТИМС НАН Украины). Созданная в институте группа создала совместно с работниками Алчевского металлургического завода уникальную установку для подачи жидкого кислорода в 600-тонную мартеновскую печь. В этот период сформировалось основное научное направление В. Л. Найдека – исследование термодинамики и тепломассообмена в жидкометаллических системах и создание на этой основе методов повышения качества сплавов, а также синтеза новых материалов.

В 1974 г. Владимир Леонтьевич возглавил лабораторию, а впоследствии – отдел плавки и рафинирования сплавов, в котором были выполнены исследования поведения примесей, неметаллических включений и газов в высокоуглеродистом расплаве, созданы теория и технология рафинирования и модифицирования чугуна; предложен метод повышения качества стали путем многократного использования регенерированных шлаков. Для повышения свойств цветных сплавов использовали процесс, базирующийся на введении плазменной дуги вглубь расплава.

Процесс и оборудование успешно реализованы на многих предприятиях, а результаты исследований обобщены Владимиром Леонтьевичем в его докторской диссертации, защищенной в 1986 г. В последующем В. Л. Найдек изучал процессы перераспределения легирующих элементов, изменения морфологии, размеров и характера размещения неметаллических включений в сталях под воздействием лазерного излучения, что нашло отражение в 300 публикациях и 108 авторских свидетельствах. Его ученики защитили пять докторских и 14 кандидатских диссертаций.

С 1979 г. В. Л. Найдек – заместитель, а с 1988 г. – директор института и одновременно руководитель отдела плавки и рафинирования сплавов. За эти годы он много сделал для укрепления материально-технического состояния института, расширения деловых связей с предприятиями, выхода на зарубежные фирмы, расширения сотрудничества с вузами, подготовки кандидатов и докторов наук. По его инициативе в 1990 г. создана Ассоциация литейщиков Украины, президентом которой он был длительное время. В годы СССР В. Л. Найдек входил в состав Экспертного совета ВАК СССР по металлургии, на протяжении многих лет был членом Редсовета журнала «Литейное производство», а потом и журнала «Металлургия машиностроения», главным редактором журнала «Процессы литья», входил в состав ряда экспертных комиссий НАН Украины. В 1988 г. был избран членом-корреспондентом, а в 1995 г. – академиком НАН Украины.

Владимир Леонтьевич – лауреат Государственной премии Украины в области науки и техники, премии им. З. И. Некрасова НАН Украины, награжден орденом «За заслуги» III степени, Почетной грамотой Президиума Верховного Совета УССР. Ему было присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины».

От имени редакции журнала «Литье и металлургия», Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь приносим глубокие соболезнования родным и близким Владимира Леонтьевича.

Основные направления деятельности:

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



Машина стержневая



Комплекс стержневой



Машина центробежная карусельная



Машина кокильная карусельная



Комплекс кокильный

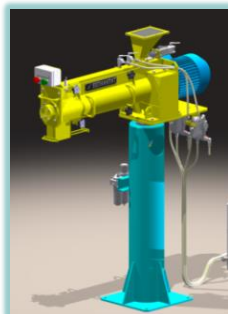


Машина кокильная специальная (наклонная)



Комплекс оборудования для изготовления форм и стержней из ХТС

Смесители для приготовления песчано-смоляных смесей



Непрерывного действия



Периодического действия



Комплекс смесеприготовительный

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

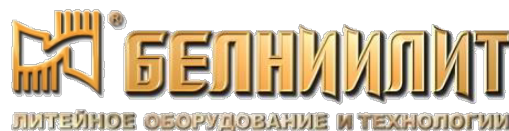
Беларусь, 220118, г. Минск, ул. Машиностроителей, 28/2

Тел.: +375 17 341 0822. Факс: +375 17 340 0322

belniilit@belniilit.by; marketing@belniilit.by

www.belniilit.by

ПРОЕКТИРОВАНИЕ И ИЗГОТОВЛЕНИЕ СЛОЖНОПРОФИЛЬНОЙ ОСНАСТКИ



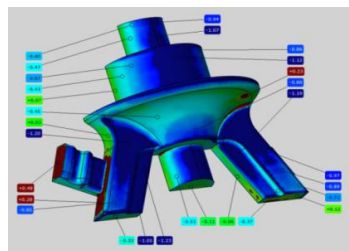
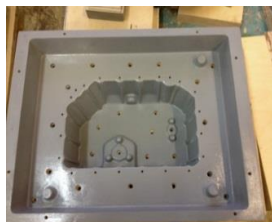
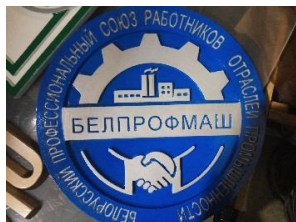
ОАО «БЕЛНИИЛИТ» проектирует и изготавливает сложнопрофильную оснастку для литейного производства с применением станков с ЧПУ.



ОАО «БЕЛНИИЛИТ» осуществляет изготовление:

- комплектов модельной оснастки (из древесины, металла или пластика) для получения отливок деталей машиностроения любой сложности;
- кокилей любой сложности;
- комплектов модельной оснастки для отливок по оригиналам деталей без специальной конструкторской документации с применением оптической оцифровки.

Полный цикл изготовления - от проектирования отливки и оснастки по чертежу детали, изготовления оснастки до отработки технологии и изготовления опытных форм, стержней и отливок. Все это позволяет сократить сроки запуска оснастки в производственную эксплуатацию и освоение производства.



Преимущества при изготовлении оснастки в ОАО «БЕЛНИИЛИТ»:

- неограниченный размер оснастки из дерева или пластика;
- срок проектирования и изготовления – от нескольких дней;
- стоимость ниже за счет применения инновационных технологий;
- для изготовления модельной оснастки используется различный материал;
- поставка совместно с оборудованием и отработкой технологии «под ключ».



ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

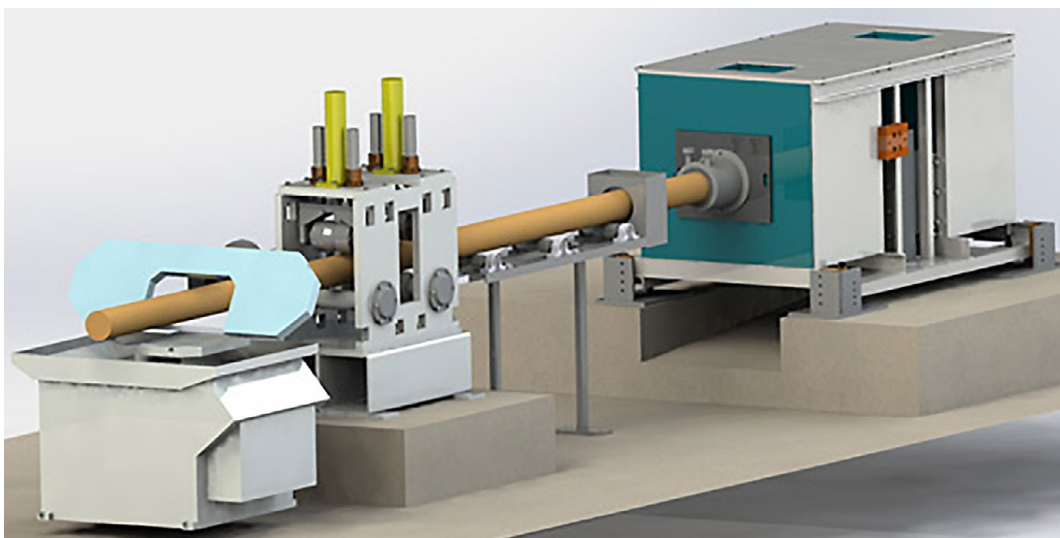
Беларусь, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28/2

Тел.: +375 17 341 0822. Факс: +375 17 340 0322

belniilit@belniilit.by; marketing@belniilit.by

www.belniilit.by

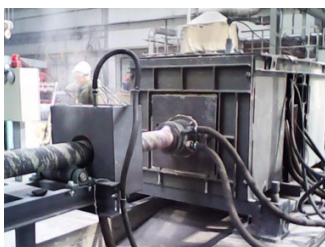
ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО ГОРИЗОНТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ



Непрерывное горизонтальное литье заготовок из металлов и сплавов относится к числу современных и перспективных способов литья. Данный процесс является высокопроизводительным и предназначен для производства отливок из бронз, латуней, алюминиевых сплавов, чугуна различной формы.

Многолетний опыт в области производства оборудования для непрерывного литья является основанием для высокого качества наших технологических линий.

Преимущества непрерывных процессов литья реализуются в сферах производства отливок, механической обработки и эксплуатации готовых изделий. Способ позволяет, по сравнению с литьём в разовые формы, уменьшить: капитальные затраты, брак, припуски на механическую обработку в 2 – 4 раза, производственные площади, себестоимость отливок на 30 – 50 %, повысить производительность труда в 2 – 4 раза, выход годного до 90 – 92 %.





Государственное научное учреждение
«Институт технологии металлов
Национальной академии наук Беларуси»

Беларусь, 212030, г. Могилев,
ул. Бялыницкого-Бирули, 11
т.: +375 222 76-66-47; 64-93-27
ф.: +375 222 64-01-49

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЦИНКОВЫХ АНОДОВ

Цинковые аноды применяются для нанесения защитных антикоррозионных покрытий в гальванических цехах и на линиях термогальванического латунирования металлокорда металлургических заводов.

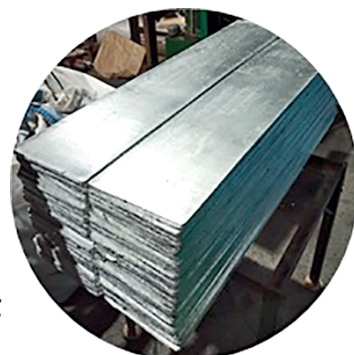
Разработанная в ИТМ НАН Беларуси технология обеспечивает формирование мелкокристаллической структуры литых цинковых заготовок под прокатку для получения высококачественного анодного материала с минимальным обжатием (15–30 %).

Для производства цинковых анодов используется цинк марок: ЦВ0, ЦВ, Ц0А, Ц0, Ц1. Изготовление анодов в форме пластин осуществляется как из чушкового цинка, так и из металлических отходов гальванических производств.



Институт изготавливает
следующие типоразмеры
цинковых анодов (мм):

12x125x150	10x150x500
12x125x165	10x150x600
12x125x335	10x150x800
12x40x500	10x150x1000
12x80x500	10x200x1000



Наши преимущества:

- собственное производство;
- опыт производства анодов более 20 лет;
- наличие технических условий;
- возможность переработки отходов гальванических производств, образующихся у заказчика;
- размерная точность, необходимая заказчику;
- упаковка анодов согласно ГОСТ.

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 «Информнаука» (РФ), АО «МК-Периодика» (РФ),
ООО «Прессинформ» (РФ), ГП «Пресса» (Украина), ГП «Пошта Молдовей»,
АО «Летувос паштас», ООО «Подписное агентство PKS» (Латвия),
фирма «INDEX» (Болгария)*

Подписной индекс журнала «Литье и металлургия»:
Ведомственный – **75034** Индивидуальный – **750342**

Информация о стоимости размещения рекламы в журнале «Литье и металлургия»

Вид рекламного модуля	Для Республики Беларусь Стоимость в бел. руб. с НДС	Для стран СНГ Стоимость в рос. руб.	Для стран дальнего зарубежья Стоимость в ЕВРО
На обложке (стр. 1, 4), полноцветный	619,66	21 350	700
На обложке (стр. 2, 3), полноцветный	557,69	19 825	650
Внутри журнала (формат 1/1), полноцветный	418,26	13 725	450
Внутри журнала (формат 1/2), полноцветный	209,14	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/1), черно-белый	278,84	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/2), черно-белый	139,42	3 965	130

Размещение рекламы в очередном номере осуществляется
только после предварительной оплаты Заказчиком.

Адрес и телефоны редакции:

Республика Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комн. 8М
тел. (+375-17) 292-74-75, тел/факс (+375-17) 331-11-16.
www.alimrb.by E-mail: limrb@tut.by, alimrb@tut.by

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок, не опубликованные и не предназначенные для публикации в других изданиях. Тематика предоставляемого материала должна соответствовать рубрикам журнала (литейное производство, металлургия, САПР, охрана труда, материаловедение).

Основным критерием целесообразности публикации статьи является ее новизна и информативность.

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотацию на русском и английском языках (150–200 знаков).

Редакция журнала подготавливает статьи к предоставлению для включения в зарубежные индексы цитирования SCIVERSE SCOPUS. В связи с этим **необходимо соблюдать основные требования к оформлению статей** (см. www.alimrb.by).

Необходимо представить экспертное заключение о возможности опубликования материалов в открытой печати.

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

По решению редколлегии статьи направляются на рецензирование, затем визируются членом редколлегии. Датой поступления считается день получения редакцией первоначального варианта текста. Рукописи авторам не возвращаются.

Редакция предоставляет возможность первоочередного опубликования статей лицам, осуществляющим послевузовское обучение в год завершения обучения; не взимает плату с авторов за опубликование научных статей; оставляет за собой право производить редакторские правки, не искажающие основное содержание статьи.

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Рукопись предоставляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на страницах формата А4 в одну колонку, без абзацного отступа, шрифт *Times New Roman*, 12 пт, интервал одиночный. Поля не менее 1,5 см, страницы пронумерованы. Объем не более 8 страниц машинописного текста. Электронный вариант должен быть набран в *MS Word*. Статьи могут быть предоставлены в других форматах только по согласованию с редакцией. Электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному. В случае расхождений правильным считается бумажный вариант.

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

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

Правильно набирать «10 °C», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» и знак градуса «°» нулем (0).

Таблицы располагаются в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовок. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки []; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ

Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов в форматах *TIF*, *PSD*, *JPEG* (растровые), *AI*, *EPS*, *CDR* (векторные), а также *PDF*. Цветовая модель *RGB* или *CMYK*, разрешение 300 точек на дюйм (dpi). Цветовая модель *Grayscale* или *Bitmap* (серый или черно-белый), разрешение не менее 600 dpi. Использование других форматов файлов допустимо только по согласованию с редакцией.

Формат иллюстрации при верно заданном разрешении в dpi должен на 100 процентов соответствовать формату, с которым она будет печататься. Масштабирования и трансформации в программах ведут к ухудшению качества изображения. Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости изображения. Формат журнала 210 × 297 мм до реза. Если рисунок должен полностью заполнять страницу журнала, то его размер должен быть не менее данного формата. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190 × 277 мм.

Текст на рисунках должен быть набран шрифтом *Arial*, светлый курсив. Размер шрифта должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9 пт). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в *MS Word* и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать.

При преобразовании изображений из цветовой модели *RGB* в *CMYK*, не следует использовать общее количество 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. Рекламные модули могут быть предоставлены в других форматах только по согласованию с редакцией.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются. Возвращение статьи автору на доработку не означает, что она принята к печати.

МЫ ПОМОГАЕМ С ДОБЫЧЕЙ СЫРЬЯ КАЖДЫЙ ДЕНЬ

Оказывая помощь в производстве крупных высокопроизводительных машин с помощью нашей продукции и наших специалистов.



Отливки незаменимы при производстве роторных экскаваторов и гигантских грузовиков, которые должны работать непрерывно и надежно, несмотря на их размер.

Литейные заводы уже более 100 лет полагаются на надежного партнера, предлагающего инновационные решения, эффективные технологии и продукцию высочайшего качества. Благодаря помощи опытных инженеров-литейщиков по всему миру, а также непосредственно у вас на производстве.

ООО «Везувиус»

140180, Московская область, г.Жуковский, ул.Мясищева, д.1., помещение 502

тел: +7 495 204 60 72

www.foseco-foundry.ru

email: info.rus@foseco.com

FOSECO. Ваш партнер для дальнейшего развития.



VESUVIUS

Подпишитесь на нашу рассылку по адресу www.foseco.com прямо сейчас.

