

Представительство LK Group
в России и странах СНГ
ООО «ЛК Машинери Рус»



СОЗДАВАЙТЕ

**ПРОИЗВОДСТВО
БУДУЩЕГО**

С ТЕХНИКОЙ

**МИРОВОГО
КЛАССА**



**КОМПЛЕКСНЫЕ РЕШЕНИЯ
ДЛЯ ЛИТЬЯ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ
ПОД ДАВЛЕНИЕМ**

109316, РОССИЯ, Москва, Волгоградский проспект, 46Б к.1
/БЦ «Волгоградский»/ оф. 504
Тел. +7 (495) 558-61-79, +7 (495) 558-61-78
E-mail: lk-cis@mail.ru, info@lkmachinery.ru
Сайт www.lk.world





Уважаемые коллеги,

Приглашаем Вас и Ваших партнеров, принять участие в работе Международной научно-технической конференции и информационной выставке **«Литейное производство и металлургия 2020. Беларусь»**, посвященной 100-летию БНТУ, которая состоится 25–27 ноября 2020 года в Минске.

ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

Литейное производство, оснастка, литье цветных сплавов и их обработка, технология и материалы, оборудование, приборы контроля, экология, охрана труда, информационные технологии.

Материаловедение и защитные покрытия: металлургическое производство, прокатное, волочильное и трубное производства, огнеупоры и керамика, охрана труда, экономика.

Повышение качества и конкурентоспособности продукции литейного и металлургического производств.

Подготовка специалистов для литейной и металлургической отрасли.

Секция молодых ученых и студентов.

Условия участия в конференции

Регистрационный взнос на одного участника конференции: 250 евро по курсу Национального банка РБ на день оплаты	Регистрационный взнос включает: общеорганизационные расходы, комплект документов участника конференции, размещение информации об участнике конференции в специальном каталоге, участие в торжественном приеме по случаю Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2020. Беларусь». Представленные доклады будут включены в сборник трудов конференции. Требования к оформлению публикаций – стандартные (указаны на сайте www.alimrb.by)
Стоимость участия в информационной выставке 70 евро за 1 кв. м. оборудованной площади стандартного наполнения	В стоимость стенда входят 1 стол, 2 стула, электро-розетка, надпись на фризовой панели
Информация в каталог участника конференции (на русском и английском языках)	Необходимо предоставить информацию (текст до 1000 знаков) на русском и английском языках на электронный адрес: alimrb@tut.by . Полное наименование предприятия, логотип, почтовый, электронный адрес, тел./факс, краткая информация о предприятии и характеристика литейного производства (чугун, сталь, цветное литье)
Презентация компании в дни работы конференции	120 евро по курсу Национального банка РБ на день оплаты

ПРОГРАММА КОНФЕРЕНЦИИ

25 ноября (среда)

10.00 – регистрация участников конференции
11.00–17.00 – пленарное заседание
19.00 – торжественный прием

26 ноября (четверг)

10.00–17.00 – работа по секциям

27 ноября (пятница)

Экскурсия на предприятия. Рабочие встречи со специалистами предприятий.

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2020 г., № 1

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», Бела-
русь

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
Вольнец П. В., компьютерная верстка, дизайн, БНТУ, Беларусь
Голосюк Н. В., менеджмент, БНТУ, Беларусь
Соболев В. Е., переводчик, БНТУ, 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 – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Анисович А. Г., д-р физ.-мат. наук, ведущий науч. сотр., ГНУ ФТИ
НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
Гордиенко А. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ГНУ
ФТИ 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, Беларусь
Крамер Олаф М., менеджер по региональным продажам в СНГ,
Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH, Германия
Найдек В. Л., акад. НАН Украины, д-р техн. наук, проф., ФТИ МиС
НАН Украины, г. Киев, Украина
Неменюк Б. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Бела-
русь
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
Перетягина Е. А., зам. ген. директора по технологии и качеству,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Бела-
русь
Прушак В. Я., чл.-корр. 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, Беларусь
Садох М. А., канд. техн. наук, доцент, ОАО «БЕЛНИИЛИТ», Бела-
русь
Стеценко В. Ю., канд. техн. наук, доцент, ГНУ ИТМ НАН Белару-
си, Беларусь
Трусова И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Франашек Т., Польская ассоциация литейщиков, Польша
Хань Юйсинь, Китайская литейная ассоциация, Китай
Чанл 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 10.03.2020. Выход в свет .2020. Формат 60×84%. Цена свободная

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 00,0. Уч.-изд. л. 00,00. 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.
Журнал «Литье и металлургия» включен в Перечень научных изданий Респу-
блики Беларусь, DOAJ, РИНЦ.

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

2020, no. 1

Quartely 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
OJSC «BELNILIT», 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 Science, 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
Volynets P.V., Computer layout, Design, BNTU, Minsk, Belarus
Halasiuk N.V., Management, BNTU, Minsk, Belarus
Sobolev V. E., Translation, BNTU, Minsk, 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 Science, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Anel'kin N. I., Deputy Chief Editor for Metallurgy, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin, Gomel Region, Belarus
Anisovitch A. G., Dr. of Physical-Math Sciences, Physical-Technical Institute of the NAS of Belarus, Minsk, Belarus
Gordienko A. I., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Physical-Technical Institute of the 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., Area Sales Manager in CIS, HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH, Germany
Naidek V. L., Academician of NAS of Ukraine, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Physico-Technological Institute of NAS of Ukraine, Kiiv, Ukraine
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
Peretyagina E. A., Deputy General Director of OJSC «BSW - Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin, Gomel Region, Belarus
Pruschak V. Ia., Corresponding Member 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
Sadokha M. A., Ph.D in Technical Sciences, Associate Professor, OJSC «BelNILIT», Minsk, Belarus
Stetsenko V. Yu., Ph.D in Technical Sciences, Institute of Technology of Metals of NAS of Belarus, Mogilev, Belarus
Trusova I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Franaszek T., Polish Foundrymen's Association, Krakow, Poland
Han Yuxin, China Foundry Association, China
Tschandl P., FURTENBACH, Austria
Choi Ki-Jong, Professor, Republic of Korea

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

Nezavisimosti ave., 65, 220013, Minsk

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

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

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

Format 60×84%. Free price. Offset paper. Digital printing.

Base print pages 00,0. Account. publ. pages 00,00. Circulation 150 copies. Order 000000.

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

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

С ЮБИЛЕЕМ

Пантелеенко Ф.И. (к 70-летию со дня рождения)	7
Ушеренко С. М. (к 70-летию со дня рождения)	8

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Ровин С. Л., БНТУ, Ровин Л. Е., ГГТУ им. П. О. Сухого, Насевич И. С., БНТУ Применение ротационных печей для плавки черных сплавов	9
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Термодинамические основы плавления металлов	14
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Структура металлического расплава	18

МЕТАЛЛУРГИЯ

Кириленко О. М., Бабков П. А., Петренко М. В., Русаленко А. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Разработка способа эффективного термоупрочнения проката арматурного профиля диаметром 8 мм из стали обыкновенного качества в условиях стана 320 СПЦ-1 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	21
Горецкий Г. П., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Соловей Н. Ф., ОАО «Гомсельмаш – УКХ ОАО «Гомсельмаш», Шенец С. Л., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Терещенко А. В., Авдеев С. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Покровский А. И., Толкачева О. А. ГНУ ФТИ НАН Беларуси Структура и характеристики боросодержащих сталей для крепежа	25
Ковалева И. А., Ходосовская Н. А., Оборов М. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Влияние разнородности металла на механические свойства бесшовных горячекатаных труб	31
Казакова Е. А., Бирисен Т. С., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Разработка и применение стандартных образцов предприятия в практике аналитических лабораторий	34
Труханович Т. Ю., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Проверка чувствительности и точности индикаторов влажности	38
Онищенко И. Н., Бокова А. Д., Бессонов Н. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Калибровка стационарных твердомеров по шкалам Роквелла, Бринелля и Виккерса по международным стандартам серии ISO	41

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Руденко С. П., Валько А. Л., Сандомирский С. Г., ГНУ ОИМ НАН Беларуси Анализ применимости стали 20MnCr5 для зубчатых колес отечественных мобильных машин	44
Томило В. А., Нестерович М. Л., БНТУ Технология и инструмент для гибки листов из высокопрочных сталей	50
Немененок Б. М., Рафальский И. В., Лущик П. Е., БНТУ, Радченко А. А., ГНУ «Институт порошковой металлургии им. О. В. Романа НАН Беларуси» Способы получения неразъемных соединений сплавов на основе алюминия и титана	56
Папковский И. И., Валько А. Л., Сандомирский С. Г., ГНУ ОИМ НАН Беларуси Влияние цветных металлов на структурное качество заготовок из высоколегированной низкоуглеродистой стали 20X2H4A, полученных методом центробежного электрошлакового переплава	65
Клубович В. В., Левкович В. В., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Томило В. А., БНТУ Параметры реверсивной калибровки при поперечно-винтовом редуцировании	74
Хасанов А. С., АО «Алмалыкский ГМК», Вохидов Б. Р., Арипов А. Р., Асроров А. А., Пирназаров Ф. Г., Шарипов С. Ш., Новойский государственный горный институт, Немененок Б. М., БНТУ Исследование повышения степени извлечения аффинированного палладиевого порошка из сбросовых растворов	78
Анисович А. Г., Акула И. П., Залесский В. Г., Маркевич М. И., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Стельмах В. Ф., БГУ, Чекан Н. М., ГНУ ФТИ НАН Беларуси Морфология поверхности, магниторезонансные и антистатические свойства ткани 07C11-KB с покрытием из нержавеющей стали	87
Немененок Б. М., Довнар Г. В., Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А., Капуста Д. О., Логонюк И. И., Руленков А. Д., БНТУ Комплексная переработка оловянно-свинцовой изгари в припой и лигатуры	93
Верещагин М. Н., Целуева С. Н., ГГТУ им. П. О. Сухого, Целуев М. Ю., Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси Модифицирование поверхностных слоев металлических деталей импульсной лазерной обработкой	99

Михальцов А. М., БНТУ, Скаскевич А. А., Тишкова Я. И., Гродненский государственный университет им. Я. Купалы Исследование триботехнических характеристик материалов, используемых при разработке составов смазок для литья под давлением алюминиевых сплавов и полимерных изделий	110
Калиниченко В. А., Калиниченко А. С., Григорьев С. В., БНТУ Особенности структурообразования алюминиево-медных композиционных материалов, получаемых литейной технологией	116
ОХРАНА ТРУДА	
Лазаренков, А. М., БНТУ Исследование условий труда работающих в цехах цветного литья	122
Лазаренков, А. М., БНТУ Исследование условий труда работающих в термических цехах	125
Лазаренков, А. М., БНТУ Исследование масштабов загрязнения окружающей среды выбросами литейного производства	129
НОВОСТИ	
Соболев В. Е., БНТУ По страницам зарубежной печати	133
Поэтическая страничка	138

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Panteleenko F. I. (on the 70th Anniversary)	7
Usherenko S. M. (on the 70th Anniversary)	8

FOUNDRY

Rovin S. L., Belarusian National Technical University, Rovin L. E., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Nasevich I. S., Technolit Co Application of rotary furnaces for melting ferrous alloys	9
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus Thermodynamic metal melting bases	14
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus Structure of metal melt	18

METALLURGY

Kirilenko O. M., Babkov P. A., Petrenko M. V., Rusalenko A. V., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Development of a method for effective strengthening rolled rebar with diameter of 8 mm of ordinary quality steel in terms of mill 320 SPC-1 AT OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC»	21
Haretski H. P., State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», Solovey N. F., OJSC «Gomselmash» – Management Company of the Holding «Gomselmash», Shenets S. L., State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», Tereschenko A. V., Avdeev S. V., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Pokrovski A. I., Tolkachova O. A., State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus» Structure and characteristics of boron-containing steels for fasteners	25
Kovaleva I. A., Khodosovskaya N. A., Oborov M. V., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Influence of unevened grains of metal on the mechanical properties of seamless hot – rolled pipes	31
Kazakova E. A., Birisen T. C., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Development and application of standard enterprise samples in the practice of analytical laboratories	34
Trukhanovich T. Yu., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Checking the sensitivity and accuracy of humidity indicators	38
Onishchenko I. N., Bokova A. D., Bessonov N. V., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Calibration of stationary hardness testers on the Rockwell, Brinell and Vickers scales according to international standards of the ISO	41

SCIENCE OF MATERIALS

Rudenko S. P., Valko A. L., Sandomirskii S. G., Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus Analysis of the applicability of steel 20MnCr5 for gears of the domestic mobile machines	44
Tamila V. A., Nesterovich M. L., Belarusian National Technical University Bending technology of high strength steel sheets and tools for its realization	50
Nemenenok B. M., Rafalski I. V., Lushchik P. E., Belarusian National Technical University, Radchenko A. A., State Scientific Institution «Powder Metallurgy Institute named after Academician O. V. Romana» National Academy of Science of Belarus Methods for producing permanent joints of aluminum and titanium alloys	56
Papkovskiy P. I., Valko A. L., Sandomirskii S. G., Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus Influence of non-ferrous metals on the structural quality of the high-alloy mild steel 20X2H4A billets received by centrifugal electroslag remelting	65
Klubovich V. V., Liaukovich V. V., State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», Tamila V. A., Belarusian National Technical University Reverse correction parameters during helical reduction	74
Khasanov A. S., Almalyk MMC, Almalyk, Republic of Uzbekistan, Vokhidov B. R., Aripov A. R., Asrorov A. A., Pirnazarov F. G., Sharipov S. Sh., Navoi State Mining Institute, Nemenenok B. M., Belarusian National Technical University Investigation of increasing the recovery rate of refined palladium powder from waste solutions	78
Anisovich A. G., Akula I. P., Zalesskiy V. G., Markevich M. I., State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», Stelmakh V. F., Belarusian State University, Chekan N. M., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Surface morphology, magnetic resonant and antistatic properties of 07C11-KB fabric coated with stainless steel	87

Nemenenok B. M., Downar G. V., Slutsky A. G., Sheinert V. A., Kapusta D. O., Loganiyk I. I., Rulenkov A. D., Belarusian National Technical University	
Complex processing of tin-lead dross into solders and ligatures	93
Vereschagin M. N., Tselueva S. N., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Tseluev M. Yu., V. A. Belyi Metal-polymer Research Institute of National Academy of Sciences of Belarus	
Modification of surface layers of metal parts by pulse laser processing.	99
Mikhaltsov A. M., Belarusian National Technical University, Skaskevich A. A., Tsishkova Y. I., Yanka Kupala State University of Grodno	
Research of tribotechnical characteristics of materials used in the development of compositions of lubricants for casting under pressure of aluminum alloys and polymeric products.	110
Kalinichenko U. A., Kalinichenko A. S., Grigoriev S. V., Belarusian National Technical University	
Particularities of structure formation of aluminum-copper composite materials manufactured by casting technology.	116

PROTECTION OF LABOUR

Lazarenkov A. M., Belarusian National Technical University	
A study of working conditions in the shops of non-ferrous casting	122
Lazarenkov A. M., Belarusian National Technical University	
A study of working conditions in the heat-treating workshops	125
Lazarenkov A. M., Belarusian National Technical University	
Research on the extent of environmental pollution by foundry emissions	129

NEWS

Sobolev V. E., Belarusian National Technical University	
According to the pages of foreign press	133
Poetic page	138

Юбилею,

Федор Иванович ПАНТЕЛЕЕНКО

(к 70-летию со дня рождения)



1 марта 2020 г. исполнилось 70 лет Федору Ивановичу Пантелеенко – ученому в области материаловедения и порошковой металлургии, чл.-корреспонденту НАН Беларуси, доктору технических наук, профессору, зав.кафедрой «Порошковая металлургия, сварка и технология материалов» МТФ БНТУ.

Федор Иванович Пантелеенко родился 1 марта 1950 г. в д. Крюковичи Калинковичского района Гомельской обл. В 1972 г. окончил механико-технологический факультет Белорусского политехнического института по специальности «Материаловедение, оборудование и технология термической обработки металлов». В 1977 г. Федор Иванович защитил кандидатскую, а в 1992 г. – докторскую диссертации. С 2004 г. – чл.-корреспондент НАН Беларуси. В 2011 г. ему присвоено звание «Заслуженный деятель науки Республики Беларусь».

Ф. И. Пантелеенко внес существенный вклад в разработку нового класса самофлюсующихся порошков и композиционных материалов из них, защитных покрытий, упрочняющих и восстановительных технологий. Установил закономерности диффузионного массопереноса при легировании микрообъектов. Создал новый класс эффективных самофлюсующихся порошков, проволок и высокоэффективные технологии для получения инструмента, изделий или композиционных защитных покрытий на них. Разработал композиционные материалы, получаемые путем термохимической обработки или послойного нанесения на металлические подложки чередующихся тонких (10–15 мкм) никелевых и цинк-фосфатных слоев и последующей термической обработки, а также эффективные керамические порошки, градиентные и другие специальные покрытия многофункционального назначения. Разработал комплексную методику неразрушающего контроля и оценки химического состава, структуры, свойств и остаточного ресурса ответственных промышленных металлических объектов, конструкций, оборудования.

Ф. И. Пантелеенко автор более 450 научных трудов, в том числе 26 монографий, имеет более 60 авторских свидетельств и патентов. Им подготовлены один доктор и 18 кандидатов наук.

Федор Иванович удостоен высоких государственных наград. Он награжден орденом Почета (1986 г. и медалью «За заслуги» (1995 г.).

От всей души поздравляем Федора Ивановича Пантелеенко с юбилеем. Желаем крепкого здоровья, долгих лет жизни, свершения всех планов.

*Редакция журнала «Литье и металлургия»
Ассоциация литейщиков и металлургов РБ*

С юбилеем,

Сергей Миронович УШЕРЕНКО

(К 70-летию со дня рождения)



Сергей Миронович Ушеренко родился в г. Минске 4 декабря 1949 года в семье специалистов, присланных по комсомольской путевке на Минский тракторный завод из г. Харькова.

В 1973 году, окончив с отличием Белорусский политехнический институт, начал работать инженером в научно-исследовательском институте порошковой металлургии, возглавляемом академиком О. В. Романом. За 25 лет прошел путь от инженера до директора Научно-исследовательского института импульсных процессов, защитил кандидатскую, докторскую диссертации и создал научную школу по теме высокоэнергетической обработке металлов, был научным руководителем программы «Перспективные технические средства и технологии для развития космической отрасли».

В 2003 году Высшей аттестационной комиссией Сергею Мироновичу присвоено звание профессора по специальности «Металлургия».

Профессор С. М. Ушеренко имеет 47 лет научно-педагогического стажа. В настоящее время продолжает работать на кафедре «Порошковая металлургия, сварка и технология материалов» БНТУ. В своей педагогической деятельности использует передовые методы обучения студентов, является руководителем НИР кафедры, ведет большую научно-исследовательскую работу в области синтеза новых композиционных материалов.

За время своей научной деятельности опубликовал более 300 печатных работ (книги, монографии, статьи, тезисы), имеет 85 авторских свидетельств и патентов.

Сергей Миронович награжден Почетной Грамотой правительства Республики Беларусь за создание нового инструментального материала.

Коллектив журнала «Литье и металлургия» и Ассоциация литейщиков и металлургов поздравляют Сергея Мироновича с юбилеем и желают ему крепкого здоровья и творческого долголетия.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-9-13>
УДК 621.745

Поступила 11.02.2020
Received 11.02.2020

ПРИМЕНЕНИЕ РОТАЦИОННЫХ ПЕЧЕЙ ДЛЯ ПЛАВКИ ЧЕРНЫХ СПЛАВОВ

С. Л. РОВИН, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: rovinsl@mail.ru,
Л. Е. РОВИН, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: kaf_metallurgy@gstu.by,
И. С. НАСЕВИЧ, УП «Технолит», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: technolit@tut.by

В статье представлен опыт применения ротационных наклоняющихся печей (РНП) для плавки черных сплавов, а также для рециклинга дисперсных железосодержащих отходов (стружки, окалины, шламов) с получением марочных литейных сплавов непосредственно в РНП или при реализации дуплекс-процесса РНП-индукционная или РНП-дуговая печь. Приведены основные технические характеристики РНП, созданных белорусскими учеными и конструкторами. Обозначены наиболее перспективные области применения РНП. Выполнен ориентировочный расчет экономического эффекта, связанного с применением РНП при производстве стальных и чугуновых отливок.

Ключевые слова. Рециклинг, дисперсные металлоотходы, чугун, сталь, ротационные наклоняющиеся печи.
Для цитирования. 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. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-9-13>.

APPLICATION OF ROTARY FURNACES FOR MELTING FERROUS ALLOYS

S. L. ROVIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave.
E-mail: rovinsl@mail.ru,
L. E. ROVIN, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, Ocyabrya ave.
E-mail: kaf_metallurgy@gstu.by,
I. S. NASEVICH, Technolit Co, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: technolit@tut.by

The article presents the experience of using rotary tilting furnaces (RTF) for melting ferrous alloys, as well as for recycling of dispersed iron-containing wastes (chips, dross, sludge) to obtain high – quality casting alloys directly in the RTF or when implementing the duplex process: RTF-induction furnace or RTF-arc furnace. The main technical characteristics of RTF that developed by Belarusian scientists and designers are described. The most promising areas of application of RTF were shown. An approximate calculation of the economic effect associated with the use of RTF in the production of steel and cast iron castings is performed.

Keyword. Recycling, dispersed metal wastes, cast iron, steel, rotary tilting furnaces.
For citation. Rovin S. L., Rovin L. E., Nasevich I. S. Application of rotary furnaces for melting ferrous alloys. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 9–13. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-9-13>.

Ротационные (вращающиеся) или барабанные печи широко применяются для тепловой обработки дисперсных (в том числе полидисперсных) материалов в различных областях промышленности: металлургии, машиностроении, производстве стройматериалов, химической промышленности и т. д. В основном их использование ограничивается нагревом (сушка, обжиг, прокаливание и т. п.), где их эффективность в 3–5 раз выше, чем у печей других типов, например, камерных. Прогрев слоя материалов во вращающихся печах происходит, в первую очередь, за счет конвекции (постоянного перемешивания) самого материала, что на несколько порядков эффективнее передачи тепла за счет теплопроводности неподвижного слоя в камерных печах: как известно, теплопроводность слоя дискретного материала существенно ниже его собственной теплопроводности [1].

Однако использовать это преимущество в интенсивности процесса передачи тепла в слое возможно лишь при эффективной теплопередаче от газов-теплоносителей – продуктов сжигания топлива к нагре-

ваемому материалу. Этот процесс осуществляется конвекцией и излучением от потока газов, проходящих над слоем материала вдоль оси печи (для обычных вращающихся печей с прямоточным движением газового потока). Соответственно скорость газов должна быть достаточно высокой, обеспечивающей турбулентный режим (обычно не менее 10 м/с), но при этом сокращается время пребывания газов в печи и их взаимодействия с материалом. Это противоречие в нагревательных и обжиговых печах снимается путем увеличения длины агрегатов вплоть до 150–200 м. Однако такое наращивание габаритов и мощности печей сужает спектр их применения. Понятно, что подобные печи использовать для плавки сплавов нельзя: невозможно на такой длине обеспечить равные условия нагрева, расплавления и обработки жидкого металла.

Для плавки применяются так называемые короткобарабанные печи, длина которых не превышает 2–3 диаметров (обычно это длины в диапазоне от 1,0–1,5 до 5–6 м). КПД таких печей находится в пределах 10–20% именно из-за невозможности осуществить за краткий период пребывания теплоносителей в рабочем пространстве (0,1–0,5 с) эффективную передачу тепла нагреваемому материалу. Некоторое увеличение количества передаваемого тепла происходит за счет излучения и путем теплопроводности от стен печи, но доля этого тепла составляет не более 15% получаемого от газового потока. Преимущества вращающихся печей, таким образом, нивелируются и их применение обычно ограничивается цветными сплавами.

Преодолеть этот недостаток традиционных короткобарабанных печей позволили ротационные наклоняющиеся печи (РНП), появившиеся в конце XX в. Благодаря организации винтового петлеобразного движения газов в рабочем пространстве эти печи обеспечили значительное повышение термического КПД и позволили практически снять ограничения по скорости газов в рабочем пространстве: эффективность плавильных печей, работающих на дисперсной шихте, впервые достигла уровня современных вагранок и электропечей, работающих на кусковой шихте.

Помимо повышения КПД в 2–3 раза по сравнению с традиционными короткобарабанными печами, РНП благодаря возможности поворота (наклона) корпуса вокруг горизонтальной оси позволили значительно снизить трудоемкость и продолжительность операций загрузки шихты и слива расплава и соответственно сократить время полного цикла плавки [2, 3].

Совершенствование РНП, оснащение их газокислородными горелками, применение дутья, обогащенного кислородом, открыли возможность использования вращающихся печей и для плавки черных сплавов. РНП, разработанные для плавки чугуна, как альтернатива вагранкам и индукционным печам, сегодня уже применяются в Италии, Чехии, Германии, США и других странах [4].

Исследованиями и разработкой высокотемпературных РНП нового поколения успешно занимаются и белорусские ученые – сотрудники УП «Технолит», БНТУ и ГГТУ им. П. О. Сухого. Именно Беларуси принадлежит приоритет разработки концепции применения РНП для рециклинга дисперсных железосодержащих отходов (стружки, металлической пыли, окалины, шламов металлообработки и др.) без их предварительной подготовки и компактирования (брикетирования, окатывания, агломерации и т. п.) и технологии прямого получения железа в результате непрерывного интенсивного твердо-жидкофазного процесса восстановления оксидов с получением железоуглеродистого сплава, реализуемой в одном агрегате – ротационной наклоняющейся печи [5].

Новый способ малотоннажного рециклинга дисперсных металлоотходов на базе РНП практически решает проблему переработки отходов даже в странах, не имеющих полнопрофильного металлургического производства. Он позволяет рентабельно перерабатывать отходы чугуна и стали непосредственно на тех предприятиях, где они образуются, тем самым открывая возможность организации экологического безотходного (замкнутого) производства без дорогостоящей системы централизованного сбора и переработки металлоотходов.

Гамма ротационных наклоняющихся печей, разработанных белорусскими специалистами, сегодня включает установки различного назначения полезной емкостью от 0,3 до 4,0 м³ (см. рисунок) и производительностью от 0,5 до 8 т жидкого металла в 1 ч (при переработке чугунной стружки). Новые конструкции печей, оригинальные технические и технологические решения защищены 8 патентами, в том числе патентом Евразийского патентного ведомства № 033560 от 31.10.2019 г. [6].

Использование газокислородных горелок и/или обогащение дутья кислородом является не только необходимым условием при переплавке или проведении восстановительной плавки железосодержащих отходов, обеспечивая быстрый подъем температуры и требуемый температурный напор при переходе к жидкофазной стадии процесса, но позволяет использовать комбинированное топливо – газ и твердое



a



б



в



г



д



е

Белорусские ротационные наклоняющиеся печи различной емкости и назначения: *a* – РНП-2,0 для рециклинга стружки на ОАО «ГЛЗ «Центролит» (г. Гомель); *б* – РНП-9,0 для рециклинга аккумуляторного шлама в ЗАО «КПВР СПЛАВ» (г. Рязань, РФ); *в* – РНП-0,5 для рециклинга окалины на ОАО «БМЗ» (г. Жлобин); *г* – опытно-экспериментальный образец РНП для рециклинга металлургического шлама в ООО «Экопром» (г. Лысьва, Пермский край, РФ); *д* – РНП-3,0 для рециклинга свинца в ООО «Авангард-Юнион» (Владимирская обл., РФ); *е* – РНП-1,4 для рециклинга алюминиевых отходов в ООО «БелТОР 7» (г. Мозырь)

топливо: уголь, антрацит, отсев кокса, отходы графита, отходы гидролизного производства – лигнин и т. п. Обогащение дутья кислородом до 26–28%, как показывает опыт, позволяет осуществить плавку чугуна из неподготовленной (влажной, замасленной) стружки россыпью примерно за 30–35 мин с расходом 80–90 м³ природного газа и 10–15 м³ кислорода на 1 т расплава. Для исключения окисления стружки на стадии разогрева используется режим работы горелки с коэффициентом избытка воздуха ниже единицы – $\alpha \leq 0,8-0,9$. Если используется окисленная стружка, дополнительно применяется восстановитель (углеродсодержащие отходы) в количестве до 80–100 кг на 1 т.

Наиболее эффективным вариантом применения РНП при переработке дисперсных отходов с задачей получения марочных литейных сплавов в условиях действующего литейного производства является использование дуплекс-процесса, например, применение дуплекса РНП – индукционная печь при плавке чугуна. В этом случае в РНП производится переплавка или восстановительная плавка отходов, а доводка сплава до заданного состава осуществляется в традиционной индукционной тигельной или канальной печи.

При отсутствии на предприятии кислорода РНП также могут значительно облегчить задачу переработки дисперсных металлических отходов, подготовив их к плавке в традиционных печах. Технологический процесс в этом случае может быть организован следующим образом: в РНП осуществляются удаление влаги, выжигание масел и высокотемпературный безокислительный нагрев дисперсной шихты (стружки, мелкого скрапа, отходов дроби и т. п.) до 750–850 °С, а затем горячая шихта перегружается на «болото» в ИЧТ, где проводится расплавление и доводка сплава до заданного состава. Такой процесс при использовании чугунной стружки был, в частности, внедрен на ОАО «ГЛЗ «Центролит», что позволило довести содержание стружки в металлозавалке до 25–30% при сохранении всех технико-экономических показателей плавки на уровне работы индукционной печи с традиционной кусковой шихтой. При этом затраты природного газа на высокотемпературный нагрев стружки в РНП не превышали 10–12 м³ на 1 т, а темп нагрева 2 т стружки составил 15–20 мин. Согласно заключению энергоаудита, КПД ротационной наклоняющейся печи при высокотемпературном нагреве стружки составил 49–51%.

Современные РНП позволяют активно управлять основными параметрами плавки. Это относится и к окислительно-восстановительному составу атмосферы в рабочем пространстве печей. За счет изменения коэффициента избытка воздуха, подаваемого на горелку (от 1,1 до 0,6) и/или количества восстановителя (твердых углеродосодержащих материалов), загружаемого в печь, соотношение CO/CO_2 или точнее $CO+H_2/CO_2+H_2O$ регулируется от 40/60 до 70/30. Создание восстановительной атмосферы позволяет провести не только высокотемпературный нагрев металлической шихты, снимая ограничения по температуре из-за окисления, но и осуществить восстановление оксидов железа.

Апробация непрерывного твердо-жидкофазного процесса рециклинга, проведенная на опытно-промышленном образце ротационной наклоняющейся печи с использованием прокатной окалины и металлургического шлама, образующихся на ОАО «БМЗ», показала, что разработанная технология позволяет получить близкую к теоретически возможной степень восстановления – более 90% от общего содержания железа в исходном сырье ($Fe_{общ}$). Причем при желании в результате рециклинга в РНП можно получать как низкоуглеродистую сталь (<0,1% C), так и чугун с содержанием углерода >3,5%. Весь процесс твердо-жидкофазного рециклинга окалины в РНП занимает около 2,5–3,0 ч, что значительно меньше, чем в известных агрегатах прямого восстановления железа [5]. Важнейшим преимуществом РНП является также возможность перерабатывать сырье без предварительной подготовки: сушки, очистки, гомогенизации, окомкования или брикетирования, науглероживания и т. д.

На сегодняшний день разработаны и зарегистрированы технологические процессы получения в РНП железистых сплавов из окалины и железосодержащих шламов, металлической пыли и отходов производства дроби, а также чугуна и стальной стружки.

В качестве ограничения области использования разработанных технологий можно считать лишь нежелательность применения ультрадисперсного сырья (например, некоторых видов аспирационной пыли) и восстановителя с размером частиц менее 10 мкм, так как это может привести к большим потерям на пылеунос. При рециклинге такого рода отходов в РНП наиболее рациональное решение – предварительное смешивание железосодержащего сырья с восстановителем и грануляция. Оптимальным диапазоном размеров для сырья можно считать пределы от 0,05–1,5 до 20–30 мм, для восстановителя – 1–15 мм, для флюсов – от 10 до 50 мм. Экономически нецелесообразным является также пирометаллургический рециклинг в РНП металлоотходов с общим содержанием железа менее 40–50% (шлаки, аспирационные пыли и т. п.). Для таких отходов необходимо проведение предварительного обогащения путем омагничивания, классификации и т. д.

Разработанная технология малотоннажного рециклинга в ротационных наклоняющихся печах позволяет из разнородных дисперсных железосодержащих отходов, в том числе оксидных и многокомпонентных, получать жидкий металл, высококачественные шихтовые материалы – стальную и чугунную чушку, или путем дополнительной доводки – марочные литейные железистые сплавы.

Так, при проведении серии экспериментальных плавов на среднечастотной индукционной тигельной печи ИСТ-0,06 с получением серого чугуна марок СЧ20, СЧ25 с частичной и полной заменой традиционных компонентов металлошихты: чугуна и стального лома, передельного и литейного чугуна материалами, полученными в РНП, были подтверждены высокая эффективность процесса и качество сплавов. Исследования показали, что чугун экспериментальных плавов полностью соответствует требованиям ГОСТ по химическому составу и физико-механическим свойствам и обладает высокими литейными свойствами, не уступая металлу контрольных плавов, выполненных с применением традиционных шихтовых материалов. Отливки опытной партии имели плотную однородную структуру, соответствовали требованиям конструкторской и технической документации и ГОСТ 1215-85, не уступая отливкам из контрольной партии, и даже превосходя их по прочности, что возможно связано с меньшим содержанием фосфора и отсутствием в их структуре фосфидной эвтектики [7].

Расчеты, выполненные с учетом действующих тарифов Министерства энергетики Республики Беларусь на энергоносители и рыночных цен на исходные материалы, показывают, что себестоимость шихтовых материалов (чугунных и стальных слитков), полученных из оксидных железосодержащих отходов в РНП, составляет не более 240–260 руб./т (около 110–120 долларов США), из стружки – 250–280 руб./т (около 120–130 долларов США), что соответственно на 20–30% ниже цен кускового стального (марок 1А, 2А, 4А) и чугунного (марок 17А, 18 А) лома и в 2–3 раза ниже цен на первичные шихтовые материалы (доменные чугуны). Таким образом, замена традиционных шихтовых материалов на металл, полученный в РНП, позволяет не только утилизировать металлоотходы, но и снизить себестоимость получаемых отливок.

Следующим шагом экономии ресурсов и снижения себестоимости литья может стать реализация дуплекс-процесса «РНП-индукционная печь» с использованием жидкой завалки, которая позволяет пропорционально увеличить производительность электроплавки, сократить угар компонентов и значительно снизить удельные затраты электроэнергии. Замена чугунного и стального лома, которые составляют при традиционной плавке в индукционных печах около 50% шихты, на жидкую завалку металлом, полученным в РНП, позволит на 40–45% сократить удельные затраты электроэнергии на получение 1 т чугуна с 620–680 кВт·ч/т при плавке на среднечастотных печах (средний показатель по литейным цехам Беларуси) до 380–420 кВт·ч/т и соответственно на 85–95 руб. (около 40–45 дол. США) снизить себестоимость 1 т чугуна. Учитывая, что средний выход годного при производстве чугунных отливок находится в пределах 65–70%, снижение себестоимости годных отливок составит около 125–135 руб./т (около 57–62 долларов США). Аналогичный и даже больший эффект может быть получен при использовании дуплекс-процесса для производства стальных отливок, учитывая, что выход годного при производстве стального литья машиностроительного назначения не превышает, как правило, 52–57%. В качестве агрегата для доводки расплава до требуемого состава при этом могут использоваться как обычные дуговые или индукционные печи, так и установки печь-ковш. Дополнительный, не менее значимый эффект, дает снижение экологического сбора и сокращение затрат на захоронение металлоотходов.

Решение проблемы накопления и переработки дисперсных отходов черных и цветных металлов благодаря использованию предлагаемой малотоннажной технологии рециклинга в РНП открывает возможность создания собственной сырьевой базы для литейного производства, позволяет значительно сократить импорт дорогостоящих шихтовых материалов и металлов, организовать безотходную систему металлооборота, улучшить экологическую обстановку, снизить себестоимость продукции и повысить конкурентоспособность отечественных машиностроительных и металлообрабатывающих предприятий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лисиенко В. Г. Вращающиеся печи: теплотехника, управление и экология: справ. изд. в 2-х кн. / В. Г. Лисиенко, Я. М. Щелоков, М. Г. Ладыгичев. М.: Теплотехник, 2004. 592 с.
2. Новичков С. Б. Теория и практика переработки отходов алюминия в роторных наклонных печах: дис. ... д-ра техн. наук. Иркутск, 2008. 348 с.
3. Шмитц К. Технологии плавления материалов с большой удельной поверхностью / К. Шмитц // Цветные металлы. 2006. № 9. С. 109–113.
4. Sogemi Engineering S. r. l. Rotary Oxy-Combustion Melting Furnaces for Cast Iron // Web Site – Mode of access: <http://www.sogemieng.it>. 2013.
5. Ровин С. Л. Рециклинг металлоотходов в ротационных печах / С. Л. Ровин. Минск: БНТУ, 2015. 382 с.
6. Способ малотоннажного рециклинга дисперсных железосодержащих отходов без их предварительной подготовки путем твердо-жидкофазного восстановления в ротационной наклоняющейся печи с получением чугуна или стали: Евразийский патент № 033560 / С. Л. Ровин, А. С. Калиниченко, Л. Е. Ровин. заявка № 201700350 от 23.06.2017. Оpubл. в бюлл. «Изобретения (евразийские заявки и патенты)» № 10/2019. Выдан 31.10.2019.
7. Ровин С. Л. Создание собственной сырьевой базы для литейного производства машиностроительных предприятий / С. Л. Ровин, Л. Е. Ровин, А. С. Калиниченко, Л. П. Долгий, В. А. Шейнерт // Литье и металлургия. 2018. № 2. С. 29–36.

REFERENCES

1. Lisienko V. G., Shhelokov Ja. M., Ladygichev M. G. *Vrashhajushhiesja pechi: teplotehnika, upravlenie i jekologija* [Rotary kilns: heating technology, management and ecology]. Moscow, Teplotehnik Publ., 2004, 592 p.
2. Novichkov S. B. *Teorija i praktika pererabotki othodov aljuminija v rotornyh naklonnyh pechah. Diss. dokt. tehn. nauk* [Theory and practice of processing aluminum waste in rotary inclined furnaces. Dr. tech. sci. diss.]. Irkutsk, 2008, 348 p.
3. Shmits K. *Tehnologii plavlenija materialov s bol'shoj udel'noj poverhnost'ju* [Technology of melting materials with a large specific surface]. *Cvetnye metally = Non-ferrous metals*, 2006, no. 9, pp. 109–113.
4. Sogemi Engineering S. r. l. Rotary Oxy-Combustion Melting Furnaces for Cast Iron // Web Site Mode of access: <http://www.sogemieng.it>. 2013.
5. Rovin S. L. *Recikling metalloothodov v rotacionnyh pechah* [Waste recycling in rotary kilns]. Minsk, BNTU Publ., 2015, 382 p.
6. Rovin S. L. *Sposob malotonnazhnogo reciklinga dispersnyh zhelezosoderzhashhih othodov bez ih predvaritel'noj podgotovki putem tvrdo-zhidkofaznogo vosstanovlenija v rotacionnoj naklonjajushhejsja pechi s polucheniem chuguna ili stali* [The method of small-tonnage recycling of dispersed iron-containing wastes without their preliminary preparation by solid-liquid phase reduction in a rotary tilting furnace to produce cast iron or steel]. *EvrAzijski patent, no. 033560*, 2019.
7. Rovin S. L., Rovin L. E., Kalinichenko A. S., Dolgij L. P., Shejner V. A. *Sozdanie sobstvennoj syr'evoj bazy dlja litejnogo proizvodstva mashinostroitel'nyh predpriyatij* [Creation of own raw-material base for foundry production on machine-building enterprises]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 2, pp. 29–36.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-14-17>
УДК 621.745.35

Поступила 10.02.2020
Received 10.02.2020

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бурули, 11. E-mail: lms@itm.by

На основании термодинамических расчетов показано, что плавление металлов – равновесный процесс, который происходит при постоянной температуре. При плавлении микрокристаллы в основном распадаются на нанокристаллы. Металлический расплав – двухфазная система, состоящая из нанокристаллов и атомного газа. В металлическом расплаве стабильно существуют нанокристаллы размером от единиц до сотен нанометров.

Ключевые слова. Плавление металлов, нанокристаллы, атомы, термодинамика, ионы, микрокристаллы.
Для цитирования. Марукович, Е. И. Термодинамические основы плавления металлов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 14–17. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-14-17>.

THERMODYNAMIC METAL MELTING BASES

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: lms@itm.by

Based on thermodynamic calculations, it is shown that metal melting is an equilibrium process that occurs at a constant temperature. In melting, microcrystals mainly disintegrate into nanocrystals. Metal melt is a two-phase system consisting of nanocrystals and atomic gas. Nanocrystals ranging in size from one to hundreds of nanometers exist stably in the metal melt.

Keywords. Metal melting, nanocrystals, atoms, thermodynamics, ions, microcrystals.
For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Thermodynamic metal melting bases. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 14–17. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-14-17>.

Плавление металлов – гетерогенный термодинамический процесс, происходящий при постоянной температуре. Выше нее металл находится в жидком состоянии. Принято считать, что плавление не может происходить при термодинамически равновесной температуре [1]. Хотя это мнение термодинамически не обосновано, оно лежит в основе теории плавления металлов и сплавов.

При термодинамическом равновесии гетерогенного процесса, которым является плавление, молярные энергии Гиббса жидкой и твердой фаз равны. Это условие выражается известным уравнением:

$$H_c - T_0 S_c = H_s - T_0 S_s, \quad (1)$$

где H_c и H_s – соответственно молярные энтальпии жидкой и твердой фаз; S_c и S_s – соответственно молярные энтропии жидкой и твердой фаз; T_0 – равновесная температура плавления.

Известно, что $H_c - H_s$ равна молярной энтальпии плавления H_m . Поэтому условие термодинамического равновесия (1) можно записать следующим образом:

$$H_m = T_0 (S_c - S_s). \quad (2)$$

Из уравнения (2) следует, что затрачиваемая тепловая энергия в процессе плавления металлов полностью идет на увеличение энтропии системы, т. е. на максимальное разрушение ее микрокристаллической структуры. Причем этот энергетически оптимальный процесс происходит при постоянной температуре T_0 в термодинамически равновесных условиях. Исходя из этого, произведем термодинамический расчет процесса плавления металлов.

Для жидкой и твердой фаз изменения молярных энергий Гиббса dG_c и dG_s определяются по уравнениям [2]:

$$dG_c = V_c dP_c - S_c dT, \quad dG_s = V_s dP_s - S_s dT, \quad (3)$$

где V_c и V_s – соответственно молярные объемы жидкой и твердой фаз; P_c и P_s – соответственно давление в жидкой и твердой фазах; T – температура жидкой и твердой фаз.

При термодинамическом равновесии выполняется условие $dG_c = dG_s$. Тогда из уравнений (2) и (3) получим:

$$\frac{H_M}{T_0} dT = V_c dP_c - V_s dP_s. \quad (4)$$

Это уравнение определяет равновесные условия плавления металлов. При постоянном значении удельной межфазной поверхностной энергии (σ) сферического кристалла радиуса r значения P_s и V_s определяются следующими уравнениями [3]:

$$P_s = -\frac{2\sigma}{r}, \quad V_s = \frac{M}{\rho}, \quad (5)$$

где M и ρ – соответственно молекулярный (атомный) вес и плотность кристалла металла.

Тогда уравнение (4), учитывая (5) и то, что $P_c = \text{const}$, преобразуется в следующее уравнение термодинамического равновесия процесса плавления металлов:

$$\frac{H_M}{T_0} dT = -\frac{2\sigma M}{\rho r^2} dr. \quad (6)$$

Интегрируя левую часть уравнения (6) от T_0 до температуры окончания процесса плавления T_c , а правую часть – от радиуса кристалла начала плавления r_s до радиуса кристалла конца этого процесса r_c , получаем после соответствующих преобразований:

$$T_c - T_0 = \frac{2\sigma M T_0}{H_M \rho} \left(\frac{1}{r_c} - \frac{1}{r_s} \right). \quad (7)$$

Поскольку $H_M > 0$, $r_c \ll r_s$, то $T_c \gg T_0$. Но это противоречит экспериментальным температурным кривым процесса плавления металлов. Они, как известно, плавятся при постоянной температуре, т. е. должно выполняться условие $T_c = T_0$. Но оно, при термодинамическом расчете, не выполняется, поскольку принято считать, что $\sigma = \text{const}$. Следует полагать, что σ определяется следующим уравнением [3]:

$$\sigma = kr, \quad (8)$$

где k – коэффициент пропорциональности, который является постоянной величиной. В этом случае $P_s = \text{const}$. Поскольку $P_c = \text{const}$, то (4) сводится к следующему уравнению:

$$\frac{H_M}{T_0} dT = 0. \quad (9)$$

Это означает, что равновесная температура плавления металла является постоянной величиной, что подтверждается экспериментально. Следовательно, плавление металлов – равновесный термодинамический процесс, который осуществляется при $T_0 = \text{const}$ и $\sigma = kr$.

Пусть при плавлении металла его сферический микрокристалл радиуса r_1 , имеющий удельную межфазную поверхностную энергию σ_1 , распадается на n одинаковых сферических нанокристаллов радиусом r_2 с удельной межфазной поверхностной энергией σ_2 каждый. Изменение энергии Гиббса этого процесса ΔG_{12} будет определяться следующим уравнением:

$$\Delta G_{12} = 4\pi r_2^2 n \sigma_2 - 4\pi r_1^2 \sigma_1. \quad (10)$$

Значения r_1 , σ_1 и σ_2 равны:

$$r_1 = r_2 \sqrt[3]{n}, \quad \sigma_1 = k r_1, \quad \sigma_2 = k r_2. \quad (11)$$

Подставляя их в (10), получаем $\Delta G_{12} = 0$. Это означает, что процесс распада микрокристаллов на нанокристаллы является равновесным и составляет суть механизма плавления металлов.

Принято считать, что при плавлении металлов микрокристаллы распадаются на атомы [1]. Но в этом случае $\sigma_2 = 0$ и $\Delta G_{12} \neq 0$, что соответствует неравновесному процессу, т. е. не относится к плавлению металлов. Кроме того, распад микрокристаллов только на атомы в процессе плавления не возможен, поскольку удельная теплота плавления металлов в среднем составляет всего 4% от их удельной теплоты

сублимации, которая равна удельной теплоте атомизации [4]. Это означает, что при плавлении металлов атомизируется в среднем только 4% ионов.

Механизм процесса плавления металлов можно представить следующим образом. Примерно 4% ионов микрокристаллов «забирают» свои коллективизированные электроны и образуют свободные атомы. На это расходуется теплота плавления металлов. При атомизации ионов уменьшается концентрация свободных электронов. Это приводит к тому, что в кристаллических решетках металлов начинают преобладать силы отталкивания. В результате микрокристаллы распадаются на нанокристаллы. Поэтому плавление металлов – процесс распада их микрокристаллов на нанокристаллы и атомы. Последние образуют разупорядоченную бесструктурную зону – атомный газ, который обеспечивает металлическому расплаву реологические свойства жидкости. Кроме того, свободные атомы ослабляют связь между нанокристаллами, снижают удельную межфазную поверхностную энергию между нанокристаллами и разупорядоченной зоной (атомным газом), что стабилизирует нанокристаллы и делает металлический расплав двухфазной системой. Одна фаза – нанокристаллы, другая – разупорядоченная зона, состоящая из атомного газа. С учетом лапласовского давления к металлическому расплаву применимо уравнение правила фаз:

$$P = C - F + 2, \tag{12}$$

где P – число фаз; C – количество компонентов; F – число степеней свободы. Для жидких металлов $F = 1$ и $C = 1$, поэтому $P = 2$.

Определим условие термодинамической устойчивости нанокристаллов в жидких металлах. Сферический нанокристалл радиусом r_n будет иметь термодинамическую стабильность, если изменение объемной энергии Гиббса dG_V будет превышать изменение межфазной поверхностной энергии $d\Pi$:

$$dG_V \geq d\Pi. \tag{13}$$

Величина G_V определяется объемом нанокристалла и значением удельной объемной энтальпии плавления, равной $H_{M\rho}/M$. Величина Π определяется площадью поверхности нанокристалла и значением удельной межфазной поверхностной энергии нанокристалла σ_n . Тогда неравенство (13), учитывая, что $\sigma_n = kr_n$, будет иметь вид:

$$d\left(\frac{4}{3}\pi r_n^3 \frac{H_{M\rho}}{M}\right) \geq d(4\pi r_n^3 k). \tag{14}$$

Решая неравенство (14) относительно k , и учитывая, что $r_n = \sigma_n/k$, получаем следующее условие термодинамической стабильности нанокристаллов в жидких металлах:

$$r_n \geq \frac{3\sigma_n M}{H_{M\rho}}. \tag{15}$$

Величина σ_n соответствует удельной поверхностной энергии металлического расплава σ_s , который состоит из нанокристаллов, окруженных атомным газом в поверхностном слое жидкого металла. Тогда из неравенства (15) следует, что минимальный радиус термодинамически устойчивого сферического нанокристалла r_{nm} будет определяться уравнением:

$$r_{nm} = \frac{3\sigma_s M}{H_{M\rho}}. \tag{16}$$

Значения r_{nm} для жидких металлов, рассчитанные по формуле (16), при температуре плавления T_0 приведены в таблице.

Свойства металлов [4]

Металл	$M \cdot 10^3$, кг	ρ , кг/м ³	H_m , Дж/моль	σ_s , Дж/моль	r_{nm} , нм
Алюминий	27,0	2700	10800	0,914	2,54
Медь	63,6	8920	13060	1,351	2,22
Цинк	65,4	7140	7240	0,810	3,07
Железо	55,9	7860	13775	1,780	2,76
Никель	58,7	8960	17500	1,700	1,92
Олово	118,7	5750	7200	0,554	4,77
Титан	47,9	4500	17170	1,390	2,59
Магний	24,3	1740	8960	0,569	2,65

С увеличением температуры жидкого металла значение σ_s уменьшается, что приводит к снижению r_{nm} до очень малых значений. Следовательно, в металлических расплавах термодинамически стабильно существуют нанокристаллы размером от единиц до сотен нанометров. Это подтверждается седиментационными и нейтрографическими (метод SANS) методами исследования металлических расплавов [5, 6].

Таким образом, термодинамическими основами плавления металлов являются следующие положения:

- плавление металлов – термодинамически равновесный процесс, происходящий при постоянной температуре;
- при плавлении удельная межфазная поверхностная энергия кристаллов (нанокристаллов) не является постоянной величиной, а пропорциональна их размерам (радиусам);
- при плавлении микрокристаллы в основном распадаются не на атомы, а на нанокристаллы;
- металлический расплав является двухфазной системой, в которой одна фаза – нанокристаллы, а другая – разупорядоченная зона, состоящая из атомного газа;
- в металлических расплавах термодинамически стабильно существуют нанокристаллы размером от единиц до сотен нанометров.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Металлургия, 1968. 288 с.
2. Жуховицкий А. А., Шварцман Л. А. Физическая химия. М.: Металлургия, 1968. 520 с.
3. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.
4. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
5. Никитин В. И., Никитин К. В. Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005. 476 с.
6. Dahlborg U., Besser M., Calvo-Dahlborg M. et al. Structure of molten Al-Si alloys // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2007, Vol. 353, pp. 3005–3010.

REFERENCES

1. Chalmers B. *Teoriya zatverdevaniya* [Theory of hardening]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968. 288 p.
2. Zhuhovickij A. A., Shvarcman L. A. *Fizicheskaya himiya* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968. 520 p.
3. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Modificirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009. 192 p.
4. *Svoystva elementov. Fizicheskie svoystva: spravochnik* [Properties of elements. Physical properties: reference]. P. 1. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 600 p.
5. Nikitin V. I., Nikitin K. V. *Nasledstvennost' v lityh splavah* [Heredity in cast alloys]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2005. 476 p.
6. Dahlborg U., Besser M., Calvo-Dahlborg M. et al. Structure of molten Al-Si alloys. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2007, vol. 353, pp. 3005–3010.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-18-20>
УДК 621.745.35

Поступила 10.02.2020
Received 10.02.2020

СТРУКТУРА МЕТАЛЛИЧЕСКОГО РАСПЛАВА

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: lms@itm.by

Современные общепринятые представления о структуре металлического расплава связаны с кластерами, которые не имеют межфазных границ. Максимальное время образования и жизни кластера составляет 10^{-7} с. Кластеры формируются статистически, случайным образом. Согласно теории вероятностей, за время 10^{-7} с не может образоваться даже элементарный кубический кристалл. Вероятность образования кластера с числом атомов 100 равна нулю. Следует считать, что металлический расплав в основном состоит из нанокристаллов.

Ключевые слова. Расплав, структура, металлы, микрокристалл, кластер, нанокристалл, атомы.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Структура металлического расплава / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 18–20. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-18-20>.

STRUCTURE OF METAL MELT

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: lms@itm.by

Modern conventional notions of metallic melt structure are associated with clusters that have no interfacial boundaries. The maximum time of formation and life of the cluster is 10^{-7} s. Clusters are formed statistically, randomly. According to probability theory, even an elementary cubic crystal cannot be formed in a time of 10^{-7} s. The probability of forming a cluster with 100 atoms is zero. It should be considered that the metallic melt is mainly composed of nanocrystals.

Keywords. Melt, structure, metals, microcrystal, cluster, nanocrystal, atoms.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Structure of metal melt. Foundry production and metallurgy, 2020, no.1, pp. 18–20. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-18-20>.

Металлический расплав – один из самых малоизученных металлургических объектов исследования. По сути, это белое пятно в теории литейных процессов. Тем не менее, структура металлического расплава является исходной базой для теории кристаллизации металлов и сплавов.

Принято считать, что металлический расплав состоит из атомов, т. е. является атомной системой [1]. Это означает, что процесс плавления заключается в распаде микрокристаллов на атомы. Экспериментальные исследования металлических расплавов с помощью рентгеновского излучения показали наличие в них структуры. Она была кристаллической и очень близкой к структуре микрокристаллов. Кроме того, были обнаружены многочисленные аномалии на температурных зависимостях свойств металлических расплавов [2]. Это еще раз свидетельствовало о наличии в них структуры и структурных превращений, которые изменили представления о структуре металлических расплавов.

В настоящее время принято считать, что в металлическом расплаве атомы статистически (случайным образом) образуют очень нестабильные нанокристаллические кластеры, не имеющие межфазных границ. Время существования (образования) кластеров в металлических расплавах оценивают по-разному. Одни исследователи время образования кластеров определяют в диапазоне 10^{-7} – 10^{-8} с [3]. Другие считают, что время существования кластеров находится в интервале 10^{-10} – 10^{-11} с [2]. При этом количество атомов в кластере составляет от сотни до нескольких тысяч атомов [2, 3].

Поскольку образование кластера является случайным процессом, то оценить время его жизни можно с помощью теории вероятностей. Пусть имеем кластер, состоящий из n атомов. Вероятность того, что один атом займет место среди n атомов равна n^{-1} . Вероятность события, в котором n атомов займут места среди n атомов равна n^{-n} . Тогда время образования кластера, состоящего из n атомов (τ_n), определим по формуле:

$$\tau_n = \tau_1 n^n, \quad (1)$$

где τ_1 – время перескока одного атома.

Согласно Р. Фейману, каждый атом при кристаллизации ударяется о соседние атомы примерно 10^{13} раз в секунду [4]. Следовательно, $\tau_1 = 10^{-13}$ с.

Тогда получим следующую расчетную формулу для определения времени образования (жизни) кластера:

$$\tau_n = 10^{-13} n^n. \quad (2)$$

Из формулы (2) следует, что время образования кластера, состоящего из 100 атомов, составляет 10^{187} с. Следовательно, образование кластера, состоящего из 100 атомов и более, невозможно. Вероятность такого события равна нулю.

Определим, какой кластер может образовываться в металлическом расплаве за время τ_n , равное 10^{-7} – 10^{-8} с. Подставляя эти значения в формулу (2) и решая уравнение относительно n , получаем τ_n , равное 6–7 атомов. Следовательно, за время 10^{-7} – 10^{-8} с в металлическом расплаве статистически могут образовываться только молекулы, состоящие из 6–7 атомов.

Определим, какой кластер может образовываться в металлическом расплаве за время τ_n , равное 10^{-10} – 10^{-11} с. Подставляя эти значения в формулу (2) и решая уравнение относительно n , получаем τ_n , равное 3–4 атома.

Для образования самого простого (кубического) кластера нужно как минимум восемь атомов. Но такие элементарные кластеры не могут образовываться при кристаллизации металлического расплава за время 10^{-7} – 10^{-8} с. Кроме того, согласно кластерной модели строения металлического расплава, в нем постоянно будет находиться 50% свободных атомов от числа тех, на которые распались микрокристаллы при плавлении металлов. Но тогда их удельная теплота плавления $Q_{\text{п}}$ должна также составлять 50% от удельной теплоты сублимации $Q_{\text{с}}$, которая примерно равна удельной теплоте атомизации $Q_{\text{а}}$. Согласно справочным данным, $Q_{\text{п}}$ в среднем составляет 4% от $Q_{\text{с}}$ и $Q_{\text{а}}$ (см. таблицу).

Тепловые характеристики металлов [4]

Металл	$Q_{\text{п}}$, кДж/моль	$Q_{\text{с}}$, кДж/моль	$Q_{\text{а}}$, кДж/моль	$Q_{\text{п}}/Q_{\text{с}}$, %
Магний	9,0	147,8	148,3	6,1
Алюминий	10,8	330,5	325,9	3,3
Титан	17,2	472,9	472,9	3,6
Железо	13,8	418,6	419,3	3,3
Никель	17,5	430,5	425,5	4,1
Медь	13,1	338,9	340,6	3,9
Цинк	7,2	130,2	130,0	5,6
Ниобий	27,6	724,5	724,5	3,8
Серебро	11,4	286,0	286,9	4,0
Олово	7,2	303,3	302,4	2,4
Вольфрам	35,4	854,7	854,7	4,1
Свинец	4,9	195,7	196,7	2,5

Из таблицы следует, что при плавлении металлов атомизируется в среднем только 4% ионов микрокристаллов. По сути, они распадаются на нанокристаллы. Этому способствуют свободные атомы, которые ослабляют металлическую связь в микрокристаллах.

Присутствие в металлическом расплаве нанокристаллов экспериментально доказано методом SANS (Small Angle Neutron Scattering) [5, 6].

Таким образом, следует полагать, что металлический расплав в основном состоит из нанокристаллов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Металлургия, 1968. 288 с.
2. Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005. 369 с.
3. Ершов Г. С., Бычков Ю. Б. Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья. М.: Металлургия, 1979. 192 с.
4. Фейнман Р., Лейтон Р., Сэндс М. Фейнмановские лекции по физике. Физика сплошных сред. М.: Мир, 1966. 290 с.

5. Dahlborg U., Besser M., Calvo–Dahlborg M. et al. Structure of molten Al–Si alloys // *Journal of Non–Crystalline Solids*. 2007. Vol. 353. P. 3005–3010.
6. 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.

REFERENCES

1. Chalmers B. *Teoriya zatverdevaniya* [Theory of hardening]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968. 288 p.
2. Brodova I. G., Popel' P. S., Barbin N. M., Vatolin N. A. *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv alyuminiyevykh splavov* [Initial melts as basis for formation of structure and properties of aluminium alloys]. Yekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005. 369 p.
3. Ershov G. S., Bychkov YU. B. *Vysokoprochnyye alyuminiyevyye splavy iz vtorichnogo syr'ya* [High-strength aluminium alloys from secondary raw materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 192 p.
4. Fejzman R., Lejton R., Sends M. *Fejzmanovskie lekcii po fizike. Fizika sploshnykh sred* [Feiman lectures on physics. Physics of continuous environments]. Moscow, Mir Publ., 1966. 290 p.
5. Dahlborg U., Besser M., Calvo–Dahlborg M. et al. Structure of molten Al–Si alloys. *Journal of Non–Crystalline Solids*, 2007, vol. 353, pp. 3005–3010.
6. 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.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-21-24>
УДК 669.15

Поступила 17.02.2020
Received 17.02.2020

РАЗРАБОТКА СПОСОБА ЭФФЕКТИВНОГО ТЕРМОУПРОЧНЕНИЯ ПРОКАТА АРМАТУРНОГО ПРОФИЛЯ ДИАМЕТРОМ 8 ММ ИЗ СТАЛИ ОБЫКНОВЕННОГО КАЧЕСТВА В УСЛОВИЯХ СТАНА 320 СПЦ–1 ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

О. М. КИРИЛЕНКО, П. А. БАБКОВ, М. В. ПЕТРЕНКО, А. В. РУСАЛЕНКО, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: glengprokat@bmz.gomel.by, pa.bobkov@bmz.iron

В настоящее время мировая конкуренция, нестабильная ситуация на мировом рынке металлопроката, а также возрастающие с каждым днем требования потребителей продукции ставят перед производителем сложные задачи, которые необходимо решать в кратчайшие сроки. Одной из таких задач является расширение выпускаемого сортамента арматурного проката в условиях сортопрокатного цеха № 1 на непрерывном мелкосортном стане 320. До недавнего времени на стане 320 осуществлялась прокатка арматурных профилей диаметром от 10 до 40 мм. Для возможности реализации поставленной задачи была проведена работа по разработке технологии производства стержневой арматуры периодического профиля № 8 с термоупрочнением в линии стана на класс 500.

Ключевые слова. Прокат, трасса термоупрочнения, арматура, кольцо самоотпуска, неравномерность, механические испытания, предел текучести.

Для цитирования. Кириленко, О. М. Разработка способа эффективного термоупрочнения проката арматурного профиля диаметром 8 мм из стали обыкновенного качества в условиях стана 320 СПЦ-1 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / О. М. Кириленко, П. А. Бабков, М. В. Петренко, А. В. Русаленко // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 21–24. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-21-24>.

DEVELOPMENT OF A METHOD FOR EFFECTIVE STRENGTHENING ROLLED REBAR WITH DIAMETER OF 8 MM OF ORDINARY QUALITY STEEL IN TERMS OF MILL 320 SPC–1 AT OJSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF THE HOLDING «BMC»

О. М. KIRILENKO, P. A. BABKOV, M. V. PETRENKO, A. V. RUSALENKO, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.
E-mail: glengprokat@bmz.gomel.by, pa.bobkov@bmz.iron

The global competition, unstable situation in the world market of rolled metal products, as well as increasing with each day the requirements of consumers of products pose complex tasks for the manufacturer, which must be solved in the shortest possible time. One of these tasks is to expand the range of rebar rolled products in the conditions of the variety rolling shop no. 1 on the continuous small-grade rolling mill 320. Until recently, rolling of reinforcing profiles with a diameter from 10 mm to 40 mm was carried out at the 320 rolling mill. In order to expand the range of rebar products, work was carried out to develop a production technology for profile no. 8 rod fittings with thermal hardening in the mill line for class 500.

Keywords. Rolled products, heat – hardening route, fittings, self – release ring, unevenness, mechanical testing, yield point stress.

For citation. Kirilenko O. M., Babkov P. A., Petrenko M. V., Rusalenko A. V. Development of a method for effective strengthening rolled rebar with diameter of 8 mm of ordinary quality steel in terms of mill 320 SPC-1 at OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC». Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 21–24. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-21-24>.

В 2018 г. отмечалось снижение объемов производства арматуры ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» из-за переполненности рынка сбыта, при этом арматура отгружалась уже на новые для этого вида продукции рынки: Центральная и Южная Америка, страны Африки. Проведенные марке-

тинговые исследования показали спрос на арматуры периодического профиля № 8 в прутках, что позволяет исключить передел размотки бухт и порезки проката на мерные длины.

Производство стержневой арматуры с диапазоном предела текучести от 400 до 800 МПа осуществляется на непрерывном мелкосортном стане 320 сортопрокатного цеха № 1. Стан предназначен для прокатки периодических профилей с № 10 по № 40. Со времени ввода прокатного производства завода в эксплуатацию проводилось постоянное усовершенствование процесса многоручьевой прокатки-разделения (МПР) в потоке стана [1] с увеличением количества одновременно разделяемых ниток, что требовало также корректировок режимов термоупрочнения арматуры. Так, например, в настоящее время на стане 320 прокатка мелких профилей осуществляется слиттинг-процессом в пять ниток (№ 10), четыре нитки (№ 12), три нитки (№ 14).

Перед инженерными и технологическими службами технического управления и сортопрокатного цеха № 1 была поставлена задача о необходимости в кратчайшие сроки проведения комплекса работ по разработке и внедрению технологии производства арматуры периодического профиля № 8 в прутках. Работа началась с разработки таблицы калибровки, режима термоупрочнения, подготовки необходимого оборудования. За основу технологии прокатки № 8 был взят четырехниточный слиттинг-процесс как более оптимальный вариант для лучшего контроля на мелком профиле геометрических размеров каждой из ниток, а также для более стабильного продольного разделения раската на четыре нитки неприводной разрезной коробкой по сравнению с пятью нитками при МПР. Подготовительный этап включал в себя также теоретический расчет внутреннего диаметра и количества охлаждающих труб в трассе термоупрочнения [2], схему настройки трассы термоупрочнения с учетом охлаждения одновременно прокатываемых четырех ниток арматуры. Выбор внутреннего диаметра охлаждающих труб осуществлялся с учетом практики работы прокатных станов и принимался равным 2,0–2,5 диаметра прокатываемого профиля [2, 3].

Положительные результаты были получены уже при прокатке первой опытно-промышленной партии данной арматуры из углеродистой стали обыкновенного качества. Термоупрочнение арматуры № 8 на класс 500 проводилось одностадийным охлаждением по схеме «прерванное охлаждение» [2, 4]. Отмечалось удовлетворительное прохождение металла по холодильнику, волнистость и местная кривизна прутков отсутствовали. Все отобранные пробы при аттестационных испытаниях выдержали изгиб на 180° , изгиб на 90° с последующим разгибом на угол не менее 20° согласно требованиям ТНПА, что свидетельствовало об удовлетворительном качестве поверхности прутков арматуры. Механические свойства термоупрочненного проката соответствовали классу 500. Однако при металлографическом исследовании образцов было выявлено неравномерное по сечению кольцо самоотпуска (рис. 1) толщиной 0,20–0,50 мм, что указывало на необходимость стабилизации режима термоупрочнения.

Учитывая потребности и возможности рынка, коллектив предприятия стремится не только снизить себестоимость и увеличить производительность выпускаемой продукции, но, вместе с тем, сохранить высокие качественные характеристики готового проката. Одним из основных требований, предъявляемых к термически упрочненной арматуре, является высокая однородность и стабильность механических свойств как в пределах конкретных партий, так и в генеральной совокупности. Международными и европейскими стандартами кроме технических требований (химический состав, механические свойства, качество поверхности) для арматуры регламентируется необходимость оценки подтверждения соответствия проката при долговременном контроле. Так, при расчете достоверности механических свойств одним из основных элементов является стандартное отклонение результатов испытаний. В частности, аудитором сертифицирующего органа «CARES» (Великобритания) было отмечено, что образцы с высоким стандартным отклонением предела текучести не дают уверенности в управлении технологическим процессом при производстве, а именно, если стандартное отклонение предела текучести более 20 МПа – процесс ненадежен. Стандартное отклонение предела текучести, согласно рекомендуемой практике, должно быть ниже 20 МПа для обеспечения выполнения критерия долгосрочного уровня качества на продукцию стандарта BS 4449:2005 +A3:2016.

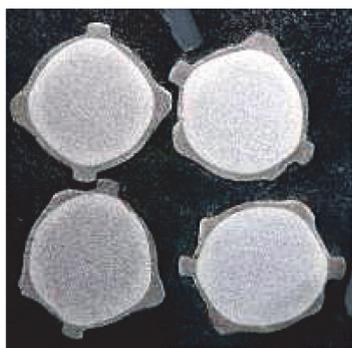
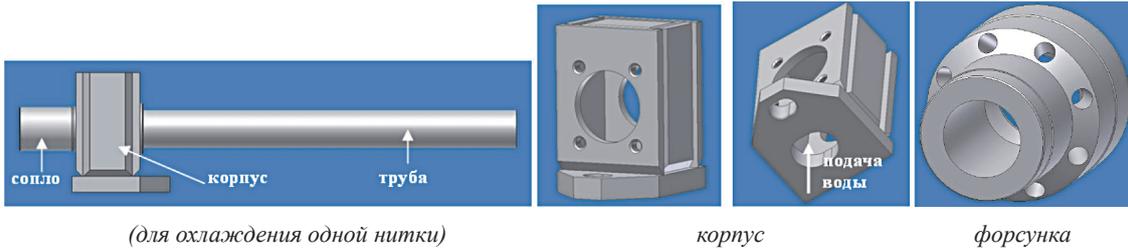


Рис. 1. Поперечные сечения исследуемых образцов арматуры, травление в реактиве «Nital»

Действующая трасса термоупрочнения проката стана 320 состоит из двух секций. Секции имеют по две автономные зоны охлаждения (1, 2 и 3, 4), работу которых можно сочетать в разных комбинациях. В каждой зоне



(для охлаждения одной нитки)

корпус

форсунка

Рис. 2. Устройство для термоупрочнения проката



Рис. 3. Сопло для термоупрочнения проката



Рис. 4. Поперечные сечения исследуемых образцов арматуры, травление в реактиве «Nital»



Рис. 5. Сертификаты соответствия на стержневую арматуру класса 500 периодического профиля (в том числе и № 8)

установлено по десять комплектов охлаждающих устройств. Охлаждающее устройство состоит из корпуса (нагнетающей камеры) со вставной форсункой, сопла и охлаждающей трубы. Общий вид такого устройства для термоупрочнения одной нитки арматуры показан на рис. 2. С целью стабилизации термоупрочнения арматуры № 8 было предложено в комплекты охлаждающих устройств установить сопла с уменьшенным внутренним диаметром (рис. 3), ранее использовали сопла под термоупрочнение арматуры № 10.

Установка сопел в охлаждающие устройства трассы термоупрочнения с уменьшенным внутренним диаметром позволила улучшить центрирование прутков в трубах и стабилизировать процесс термоупрочнения арматуры как между нитками, так и по длине раската. Стандартное отклонение предела текучести прокатанного металла не превысило 20 МПа и в зависимости от количества (n) испытаний механических свойств составило: при $n = 10$ 10–16 МПа; при $n = 16$ 8–14 МПа.

При металлографическом исследовании образцов было выявлено равномерное по сечению кольцо самоотпуска (рис. 4) толщиной 0,40–0,55 мм, что указывало на стабильность процесса термоупрочнения. В центре исследуемых образцов наблюдалась структура феррито-перлитная, у поверхности – структура отпуска. В макроструктуре поперечного сечения исследуемых образцов арматуры усадочные рако-

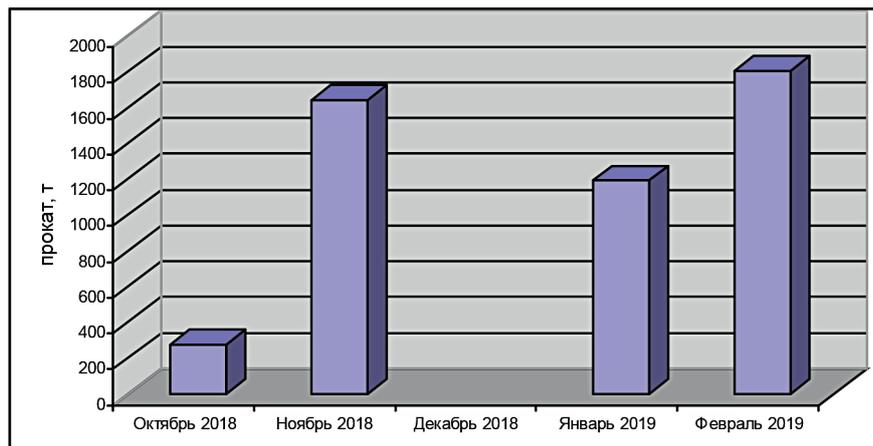


Рис. 6. Рост производства арматуры № 8 класса 500 на стане 320 СПЦ-1

вины, рыхлости, подкорковые пузыри, расслоения, внутренние трещины, инородные металлические и шлаковые включения, видимые без применения увеличительных приборов, не выявлены.

Для сохранения и поддержания конкурентоспособности товарной продукции, а также с целью расширения поставок арматуры на российский и западный строительные рынки в условиях стана 320 СПЦ-1 был проведен комплекс работ по сертификации арматуры № 8 класса 500 с предоставлением образцов для испытаний на усталостную прочность в независимых аккредитованных лабораториях. Результатом явилось получение сертификатов соответствия на производство данного проката для европейского рынка (рис. 5).

Рост производства арматуры № 8 класса 500 на стане 320 СПЦ-1 (рис. 6) позволяет с оптимизмом смотреть в будущее и достойно представлять качество белорусской стали и бренд «БМЗ» на мировом рынке.

Выводы

Установка сопел в охлаждающие устройства трассы термоупрочнения с уменьшенным внутренним диаметром позволила улучшить центрирование прутков в трубах и стабилизировать процесс термоупрочнения арматуры № 8 как между нитками, так и по длине раската. Стандартное отклонение предела текучести прокатанного металла не превысило 20 МПа. Итогом работы явилось получение сертификатов соответствия на производство арматуры № 8 класса 500 для европейского рынка.

ЛИТЕРАТУРА

1. Жучков С. М. Исследование параметров процесса прокатки-разделения при производстве арматурных профилей на стане 320 РУП «БМЗ» / С. М. Жучков, В. А. Маточкин, Д. Н. Андрианов, О. М. Кириленко и др. // Литье и металлургия. 2006. № 2. Ч. 2. С. 56–62.
2. Кугушин А. А. Высокопрочная арматурная сталь / А. А. Кугушин, И. Г. Узлов, В. В. Калмыков, С. А. Мадатян, А. В. Ивченко. М.: Металлургия, 1986. 272 С.
3. Жучков С. М. Совершенствование конструкций охлаждающих устройств линии охлаждения стержневого арматурного проката РУП «БМЗ» / С. М. Жучков, В. А. Маточкин, Д. Н. Андрианов, М. А. Муриков и др. // Литье и металлургия. 2006. № 2 (38). С. 67–70.
4. Левченко Л. Н. Производство арматурной стали / Л. Н. Левченко, А. С. Натапов, Л. Ф. Машкин, Ю. Т. Худик, С. Л. Баскин. М.: Металлургия, 1984. 136 С.

REFERENCES

1. Zhuchkov S. M., Matochkin V. A., Andrianov D. N., Kirilenko O. M. Issledovanie parametrov processa prokatki-razdelenija pri proizvodstve armaturnyh profilej na stane 320 RUP «BMZ» [Study of the parameters of the rolling-separation process in the production of reinforcing profiles at the mill 320 RUE «BMZ»]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2006, no. 2 (38), pp. 56–62.
2. Kugushin A. A., Uzlov I. G., Kalmykov V. V., Madatjan S. A., Ivchenko A. V. *Vysokoprochnaja armaturnaja stal'* [High Strength Reinforcing Steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 272 p.
3. Zhuchkov S. M., Matochkin V. A., Andrianov D. N., Murikov M. A. Sovershenstvovanie konstrukcij ohlazhdajushih ustroystv linii ohlazhdenija stержневого armaturnogo prokata RUP «BMZ» [Improving the design of cooling devices for the cooling line of bar reinforcing steel of RUE «BMZ»]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2006, no. 2 (38), pp. 67–70.
4. Levchenko L. N., Natapov A. S., Mashkin L. F., Hudik Ju. T., Baskin S. L. *Proizvodstvo armaturnoj stali* [Reinforcing steel production]. Moscow, Metallurgija Publ., 1984, 136 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-25-30>
УДК 621.771.25/.26:669.1

Поступила 08.01.2020
Received 08.01.2020

СТРУКТУРА И ХАРАКТЕРИСТИКИ БОРСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ КРЕПЕЖА

Г. П. ГОРЕЦКИЙ, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь,
ул. Купревича, 10,

Н. Ф. СОЛОВЕЙ, ОАО «Гомсельмаш» – управляющая компания холдинга ОАО «Гомсельмаш»,
г. Гомель, Беларусь,

С. Л. ШЕНЕЦ, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь,
ул. Купревича, 10,

А. В. ТЕРЕЩЕНКО, С. В. АВДЕЕВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин,
Беларусь, ул. Промышленная, 37,

А. И. ПОКРОВСКИЙ, О. А. ТОЛКАЧЕВА, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси»,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: arturu@tut.by

В Беларуси производство горячекатаного проката сталей 20Г2Р, 30Г1Р, 20МпВ4, 30МпВ4 и 32CrВ4, микролегированных бором, осуществляет ОАО «БМЗ» по ТУ 14-1-4486-88 и ТУ 14-1-5490-2004 и в соответствии с международными стандартами DIN EN 10263-4. Они применяются для изготовления крепежа взамен ранее используемых сталей 35Х, 38Х и 40Х. В данной работе доказывается, что использование борсодержащих сталей позволяет снизить дефектности поверхности метизов; повысить стабильность механических свойств болтов, винтов, шпилек класса прочности 8.8 и 10.9 ГОСТ 1759.4-87; достичь высокого уровня ударной вязкости при отрицательных температурах. Показано, что сталь 20Г2Р обеспечивает стабильные механические свойства изделий размером до М27 (в отличие от стали марки 35Х, которая обеспечивает лишь для болтов М16 класса прочности 8.8). Показано, что борсодержащие стали в состоянии поставки со структурой зернистого перлита обладают высокой технологической пластичностью, в частности, формовка головки болта и накатка резьбы может проводиться в холодном состоянии без образования надрывов, как это происходит с хромистыми сталями типа 40Х. Установлено, что пластичность данных сталей повышается за счет пониженного содержания углерода и хрома, а также образования дисперсных карбонитридоборидных фаз глобулярной формы.

Ключевые слова. Борсодержащие стали, хромистые стали, горячекатаный прокат, крепеж, прокаливаемость, свойства, структура.

Для цитирования. Горецкий, Г. П. Структура и характеристики борсодержащих сталей для крепежа / Г. П. Горецкий, Н. Ф. Соловей, С. Л. Шенец, А. В. Терещенко, С. В. Авдеев, А. И. Покровский, О. А. Толкачева // Литие и металлургия. 2020. № 1. С. 25–30. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-25-30>.

STRUCTURE AND CHARACTERISTICS OF BORON-CONTAINING STEELS FOR FASTENERS

H. P. HARETSKI, State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str.,

N. F. SOLOVEY, OJSC «Gomselmash» – Management Company of the Holding «Gomselmash», Gomel, Belarus,
S. L. SHENETS, State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str.,

A. V. TERESCHENKO, S. V. AVDEEV, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC»,
Zhlobin, Belarus 37, Promyshlennaya str.,

A. I. POKROVSKII, O. A. TOLKACHOVA, State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: arturu@tut.by

According to TU 14-1-4486-88 and TU 14-1-5490-2004, in accordance with international standards DIN EN 10263-4, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» produces hot-rolled products of the following grades of steel: 20Г2Р,

30Г1Р, 20MnB4, 30MnB4 and 32CrB4 microalloyed with boron. They are used for the manufacture of fasteners instead of previously used steels 35X, 38X and 40X. The use of boron-containing steels reduces the surface defects of hardware; to increase the stability of the mechanical properties of bolts, screws, studs, strength class 8.8 and 10.9 by GOST 1759.4-87; to achieve a high level of toughness at negative temperatures. It is shown that steel 20Г2Р provides stable mechanical properties of products up to M27 (in contrast to steel grades 35X, which are designed exclusively for bolts of class M16 8.8). The boron-containing steels in the delivery state with the structure of granular perlite have high technological plasticity – in the cold, the bolt head is formed and the thread is rolled without tearing in the thread hollows, as is the case with chromium steels of type 40X. It was found that their ductility increases due to the low content of carbon and chromium, as well as the formation of dispersed carbonitride-boride phases of a globular form.

Keywords. Boron-containing steels, chromium steels, fasteners, hot rolled products, hardenability, properties, structure.

For citation. Haretski H. P., Solovey N. F., Shenets S. L., Tereshchenko A. V., Avdeev S. V., Pokrovskii A. I., Tolkacheva O. I. Structure and characteristics of boron-containing steels for fasteners. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 25–30. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-25-30>.

Важнейшей задачей современного машиностроительного крепежа является улучшение качества металлопродукции и изготавливаемых из нее деталей, повышение надежности и долговечности узлов.

ОАО «БМЗ» осуществляет производство горячекатаного сортового круглого проката различных профилеразмеров из сталей марок 20Г2Р, 30Г1Р, 20MnB4, 30MnB4 и 32CrB4, микролегированных бором. Данная продукция производится в соответствии с отечественными (ТУ 14-1-4486-88, ТУ 14-1-5490-2004), и международными стандартами (DIN EN10263-4) либо в соответствии с оригинальными фирменными спецификациями конечных потребителей. Основные потребители данной продукции – крупнейшие производители крепежных изделий как в РФ, так и в странах ЕС.

Вышеуказанные марки стали применяются для изготовления крепежа взамен сталей 35X, 38ХА и 40X, содержат бор и марганец, имеют высокие прочностные свойства, но из-за консерватизма белорусских машиностроителей практически в республике не используются и реализуются только за рубеж (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Химический состав сталей по ТУ 14-1-4486-88, ТУ 14-1-5490-2004, DIN EN10263-4

Химический элемент	Массовая доля элементов, %		
	20Г2Р (ТУ 14-1-4486-88)	30Г1Р (ТУ 14-1-5490-2004)	30MnB4 (DIN EN10263-4)
Углерод	0,17–0,24	0,27–0,33	0,27–0,32
Марганец	0,90–1,30	0,90–1,30	0,80–1,10
Алюминий	Не менее 0,010*	0,020–0,050	
Бор	Не менее 0,001	0,002–0,005	0,0008–0,005
Хром	Не более 0,250	0,15–0,30	Не менее 0,300
Кремний	0,17–0,350	Не более 0,170	Не менее 0,300
Сера	Не менее 0,035	Не более 0,015	Не более 0,025
Фосфор	Не менее 0,035	Не более 0,020	Не более 0,025
Азот	Не менее 0,012	Не более 0,010	–
Никель	–	Не более 0,100	–
Медь	–	Не более 0,100	Не более 0,25

* В сталь для раскисления вводят алюминий из расчета 0,01–0,05%, при этом его остаточная массовая доля должна быть не менее 0,01%.

Наша задача показать, что борсодержащие стали обладают более высокими эксплуатационными свойствами, чем хромистые стали, и дешевле их.

В рекламных публикациях России отмечается, что использование борсодержащих сталей 20Г2Р и 30Г1Р ТУ-14-1-5480-2004 имеет преимущества перед сталью марок 35X, 38ХА и 40X:

- снижение дефектности поверхности метизов;
- повышение стабильности механических свойств болтов, винтов, шпилек класса прочности 8.8 и 10.9 ГОСТ1759.4-87;
- сталь 20Г2Р обеспечивает стабильные механические свойства изделий до М27 (в отличие от стали марки 35X, которая обеспечивает лишь для болтов М16 класса прочности 8.8);
- высокий уровень ударной вязкости при отрицательных температурах.

Для автомобильной промышленности характерно преимущественное использование борсодержащих сталей для изготовления болтов, винтов, шпилек класса прочности 8.8 и 10.9 – сталь 20Г2Р и класса прочности 10.9 и 12.9 – сталь 30Г1Р.

Использование борсодержащих марок стали стало популярно во многих странах мира. Механические свойства болтов, изготовленных из борсодержащих сталей согласно ГОСТ ISO 898-1-2004, приведены в табл. 2.

Таблица 2. Механические свойства болтов из борсодержащих сталей

Класс прочности	HV		σ_b , МПа не менее		$\sigma_{10,2}$, МПа не менее		A, % не менее	K_{1C} , Дж, не менее $d \geq 16 \text{ мм}^2$ -20 °С
	$d \leq 16 \text{ мм}^2$	$d \geq 16 \text{ мм}^2$	$d \leq 16 \text{ мм}^2$	$d \geq 16 \text{ мм}^2$	$d \leq 16 \text{ мм}^2$	$d \geq 16 \text{ мм}^2$		
8,8	245–316	250–331	номинальная 800		номинальная 640		12	27
			800	830	640	660		
10,9	316–375		номинальная 1000		номинальная 900		9	27
			1040		940			

Промышленное использование борсодержащих сталей типа 20Г2Р, 30Г1Р и 30MnB4 при изготовлении ответственных крепежных деталей для автомобилей приводит к значительному увеличению прочности и стойкости последних. Особенностью этих сталей является сочетание высокой технологической пластичности и прокаливаемости. По сравнению с традиционными хромистыми сталями (35Х, 38ХА, 40Х) борсодержащие стали обладают меньшим сопротивлением деформированию при холодной штамповке, что обеспечивает хорошую штампуемость и повышение стойкости холодновысадочного инструмента.

Стали 20Г2Р, 30Г1Р и 30MnB4 характеризуются хорошей прокаливаемостью при охлаждении в воде и масле, а крепежные изделия из них после термической обработки обладают прочностными свойствами на уровне хромистых сталей при более высоких показателях пластичности и особенно вязкости. Испытания крепежных изделий из стали 30MnB4, изготовленных на холодноштамповочных автоматах с последующей термической обработкой, показали, что по механическим свойствам они соответствуют классу прочности 10.9 по ГОСТ ISO 898-1-2004. В условиях эксплуатации случаи разрушения крепежных изделий из этой стали практически не наблюдаются.

Использование борсодержащих сталей имеет массу преимуществ. Наиболее эффективно влияние бора оказывает на прокаливаемость. Введение одного атома бора на 25 000 атомов железа увеличивает глубину закаленного слоя в 2 раза [1], поэтому бор вводят в углеродистые стали для повышения механических свойств за счет повышения прокаливаемости, а в конструкционные легированные – для обеспечения того же эффекта при одновременном снижении расхода легирующих металлов без ухудшения механических свойств и с повышением показателей обрабатываемости, усталостной прочности, свариваемости. Это не только позволяет снизить себестоимость, но и улучшить его технологичность.

В работе [2] приведены данные, что присадка 0,001% В по влиянию на прокаливаемость эквивалентна введению 1,33%Ni + 0,31%Cr + 0,04%Mo, т. е. 1,68% дорогостоящих легирующих элементов.

Оптимальное количество бора, вызывающее наибольшее увеличение прокаливаемости, равно 0,0003–0,01%.

Приводятся также данные [2], что добавка 0,0015–0,0030% В может заменить значительное количество более дорогих легирующих элементов: Ni – 1,0–1,2%; Mo – 0,1–0,2; Cr – 0,3–0,4; Mn – 0,2–0,7; V – 0,12 и Si – 1,6%.

Цель введения бора – подавление образований феррита и обеспечение практически полностью мартенситной (бейнитной) структуры стали с более высокими механическими свойствами, на которые также благотворно влияют мелкодисперсные частицы карбоборидной фазы, образующиеся при термообработке.

Если учесть, что бор – поверхностно-активный элемент, то он, выделяясь по границам зерен, тормозит диффузию элементов стали, а также образующиеся карбонитробориды, подобно карбонитридам Nb, Ti и V, будут упрочнять сталь и повышать температуру рекристаллизации при проведении термической обработки.

Бор повышает длительную прочность, сопротивление ползучести и длительную пластичность сталей и сплавов. Основной причиной указанного влияния является растворение бора в граничных зонах, упрочняющее границы зерен и замедляющее протекание диффузионных процессов в этих участках [3, 4].

Наиболее сильный эффект повышения прокаливаемости за счет бора выражен для низкоуглеродистых сталей. По мере увеличения концентрации углерода он снижается и на прокаливаемость эвтектоидных сталей не влияет.

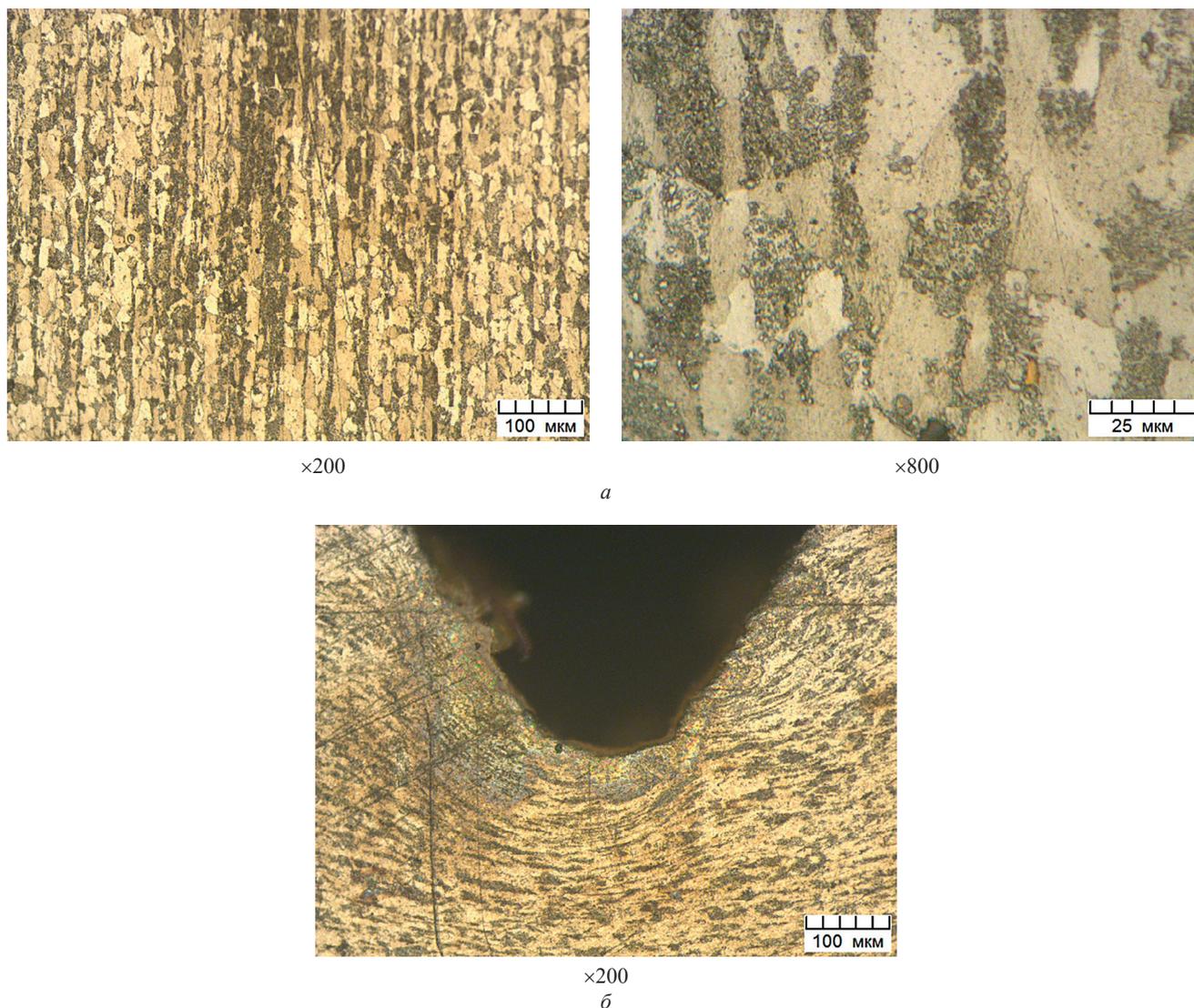


Рис. 1. Микроструктура стали 30MnB4: *a* – структура зернистого перлита вдоль направления прокатки; *б* – структура впадины резьбы болта

При повышении температуры аустенизации эффективность влияния бора также снижается.

Нами были проведены сравнительные испытания борсодержащей стали 30MnB4 и хромистой 40X. Исследованы структура сталей и свойства (твердость, микротвердость).

Сталь 30MnB4 в состоянии горячего проката после термообработки на зернистый перлит имеет феррито-перлитную структуру с колониями в виде цементитных зерен, вытянутых вдоль направления прокатки (рис 1, *a*). Прокат в таком состоянии имеет твердость 128–143 НВ.

После холодного формирования головки болта колонии зернистого перлита разворачиваются перпендикулярно направлению прокатки. Твердость головки болта в деформированном состоянии составляет 174–207 НВ.

Затем производится накатка резьбы и последующий отпуск при 580°C перед окончательной термообработкой (твердость 160 НВ). При накатке резьбы за счет высокой пластичности стали 30MnB4 поверхностные слои с колониями карбидов не перерезаются, а вдавливаются (рис 1, *б*), сохраняя высокую прочность.

Твердость болта в таком состоянии составляет 163–174 НВ.

После закалки (890 °С) структура болта мартенситная (рис. 2, *a*) с твердостью 46 HRC и после последующего отпуска (415 °С) он имеет структуру троостита отпуска с твердостью 36 HRC (рис 2, *б*).

Было исследовано состояние резьбы болтов, изготовленных из сталей марок 40X и 30MnB4. Накатку резьбы проводили после холодного формирования головки болта. Структура металла в обоих случаях – зернистый перлит.

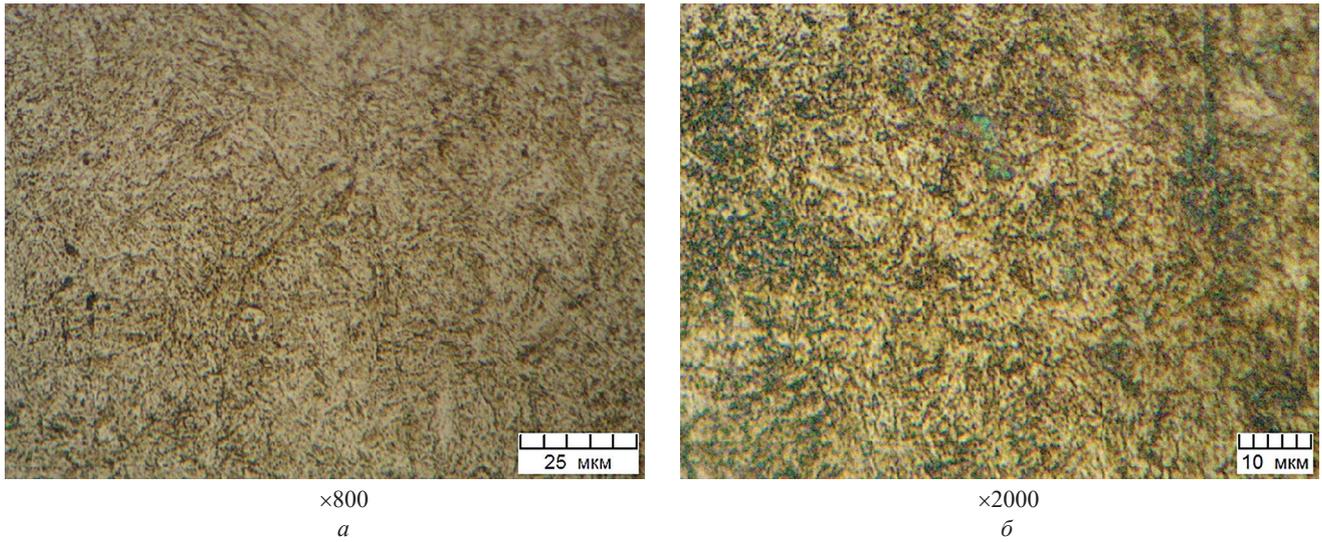


Рис. 2. Микроструктура стали 30MnB4: *a* – структура после закалки; *б* – структура после отпуска

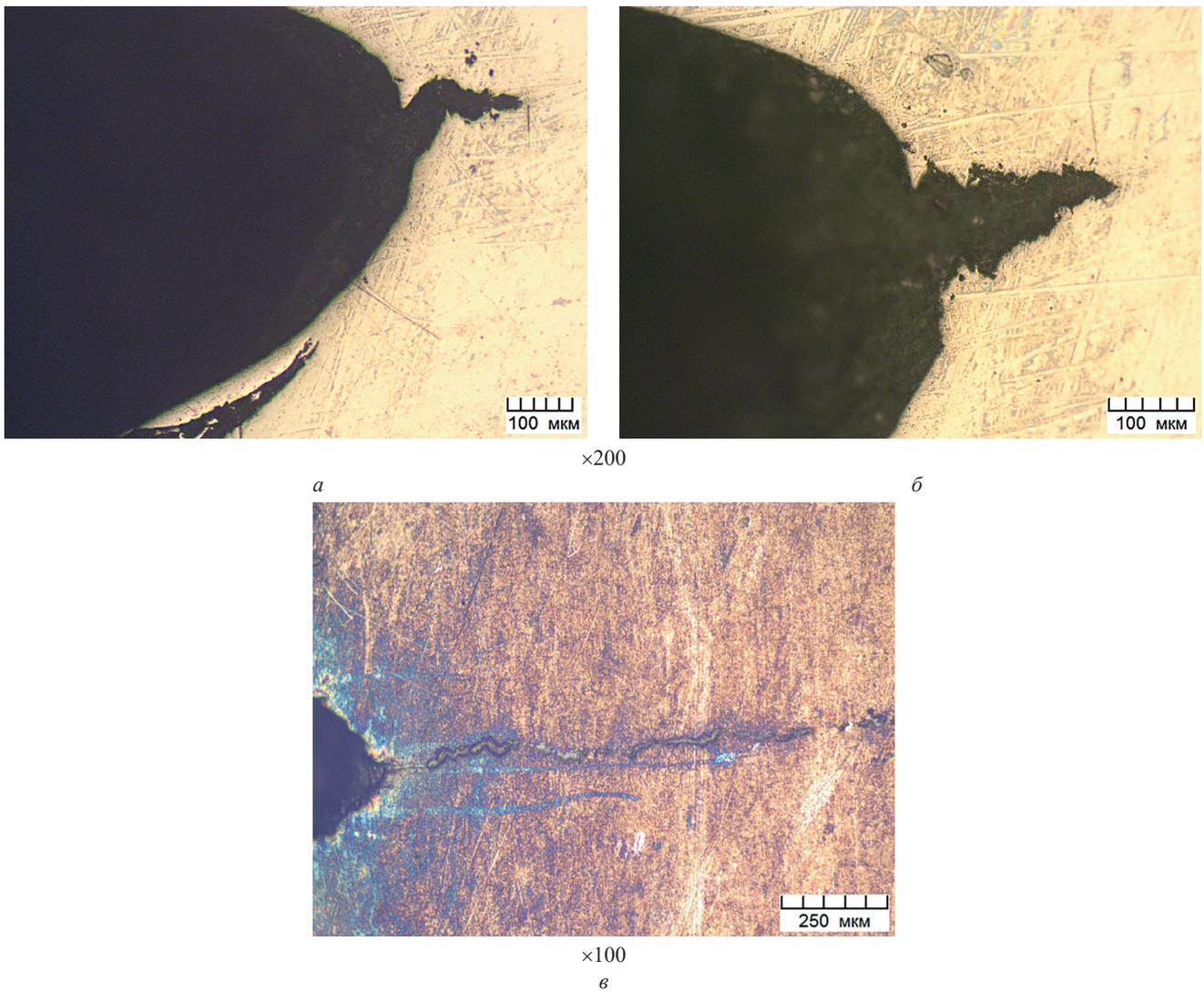


Рис. 3. Микроструктура впадин резьбы болтов из стали 40X: *a*, *б* – надрыв; *в* – трещина

На рис. 3, *a*, *б* показаны впадины резьбы болта, изготовленные из стали 40X. В некоторых местах после накатки резьбы во впадинах образуются остrokонечные надрывы. Это концентраторы напряжений, которые могут привести к разрушению болта. На рис. 3, *в* показана трещина, образовавшаяся во время накатки. После термообработки (закалки) она окислилась.

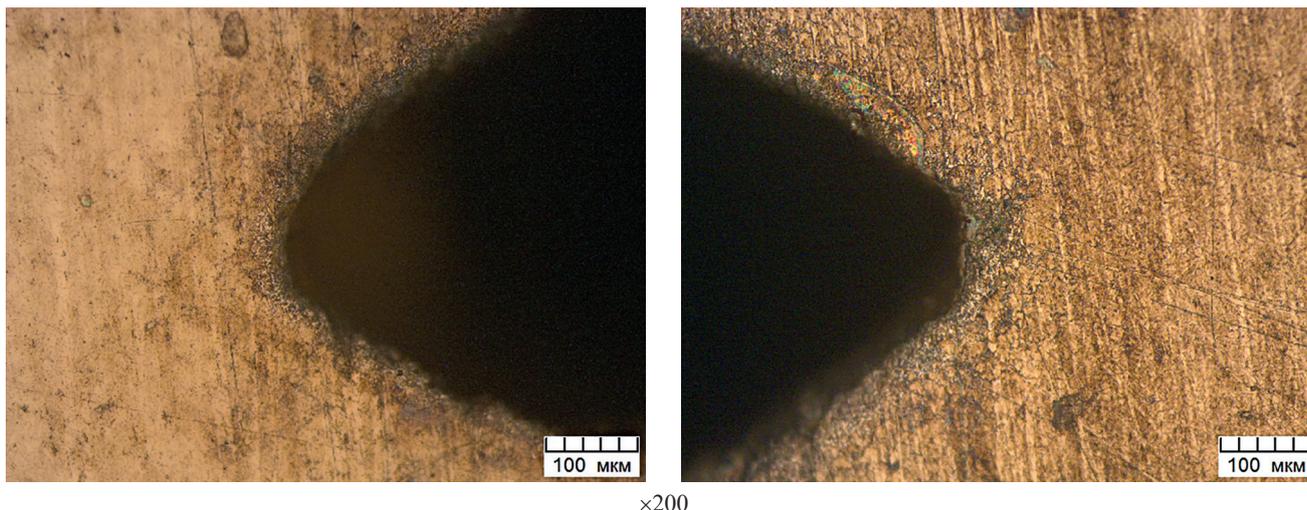


Рис. 4. Микроструктура впадин резьбы болтов из стали 30MnB4

На рис. 4 показаны впадины резьбы болта из стали 30MnB4. В них отсутствуют подобные надрывы. Была определена микротвердость обеих сталей в состоянии перед накаткой на микротвердомере ПМТ-3:

- сталь 40X – микротвердость зернистого перлита 209HV (210HB);
- сталь 30MnB4 – микротвердость зернистого перлита 140HV (140HB);
- сталь 30MnB4 – микротвердость феррита (127HV).

Как отмечалось ранее, сталь 30MnB4 имеет твердость ниже и обладает повышенной технологической пластичностью.

Выводы

Проведено исследование структуры (твердость и микротвердости) крепежных изделий из сталей 40X и 30MnB4.

Установлено, что за счет микролегирования бором (0,005%) низколегированных сталей происходит значительное повышение прокаливаемости (в 2–3 раза) и соответственно прочностных свойств. В связи с этим замена легированных сталей на борсодержащие дает высокую экономию легирующих элементов. Борсодержащие стали в состоянии поставки со структурой зернистого перлита обладают высокой технологической пластичностью – в холодную производится формовка головки болта и накатка резьбы без образования надрывов во впадинах резьбы, как происходит с хромистыми сталями типа 40X. Пластичность их повышается за счет пониженного содержания углерода и хрома, а также образования дисперсных карбонитридоборидных фаз глобулярной формы.

Эти боридные фазы, так же как и карбонитридные фазы карбидообразующих элементов Nb, Ti и V, повышают температуру рекристаллизации и упрочняют стали дисперсными выделениями.

ЛИТЕРАТУРА

1. Качанов Н. Н. Прокаливаемость стали. 2-е изд. М.: Металлургия, 1978. 192 с.
2. Ершов Т. С., Бычков Ю. Б. Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1982. 360 с.
3. Борисов В. Т., Голиков В. М., Любов В. Я. Изв. АН СССР ОТН. 1956. № 10. С. 37–47.
4. Борисов В. Т., Голиков В. М., Щербинский Г. В. Проблемы металловедения и физики металлов. М.: Металлургиздат, 1962. Вып. 26. С. 501–521.

REFERENCES

1. Kachanov N. N. *Prokalivaemost stali* [Hardenability of steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1978. 192 p.
2. Ershov T. S., Bychkov Ju. B. *Fiziko-himicheskie osnovy racionalnogo legirovanija stalej i splavov* [Physicochemical principles of rational alloying of steels and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1982. 360 p.
3. Borisov V. T., Golikov V. M., Ljubov V. Ja. *Izvestija AN SSSR OTN = Proceeding AN SSSR OTN*, 1956, no. 10, pp. 37–47.
4. Borisov V. T., Golikov V. M., Shherbinskij G. V. *Problemy metallovedenija i fiziki metallov* [Problems of metal science and metal physics]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1962, vyp. 26, pp. 501–521.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-31-33>
УДК 621.774

Поступила 11.02.2020
Received 11.02.2020

ВЛИЯНИЕ РАЗНОЗЕРНИСТОСТИ МЕТАЛЛА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЕСШОВНЫХ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ТРУБ

И. А. КОВАЛЕВА, Н. А. ХОДОСОВСКАЯ, М. В. ОБОРОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: mihoborov@gmail.com

Бесшовные горячекатаные трубы являются востребованной металлопродукцией на мировом рынке. При эксплуатации трубопроводы подвергаются циклическим нагрузкам, связанным с температурными колебаниями, вибрациями вблизи компрессорных станций и перепадами давления трансформируемой среды. Одним из путей обеспечения высоких эксплуатационных свойств является управление качеством трубного металла, в том числе закладываемого в процессе металлургического производства. Все основные физико-механические свойства металлических материалов являются структурно-чувствительными и существенно зависят как от величины зерна, так и от степени однородности зеренной структуры, т. е. от разнородности. Для металлографического исследования были отобраны образцы труб размером 70,0×12,5 мм стали марки S460NH с удовлетворительными (образец № 1) и неудовлетворительными (образец № 2) результатами работы удара. Неоднородная (разнозернистая) микроструктура в образце № 2 послужила причиной получения неудовлетворительных результатов работы удара. Установлено, что одной из важнейших характеристик, которая может гарантировать получение стабильных удовлетворительных результатов механических характеристик, в частности работу удара, является однородная зеренная структура.

Ключевые слова. Бесшовные горячекатаные трубы, циклические нагрузки, аварийные ситуации, процедура аустенизации, инвертированный металлографический микроскоп, негативное влияние разнородности, механизм дисперсионного твердения.

Для цитирования. Ковалева, И. А. Влияние разнородности металла на механические свойства бесшовных горячекатаных труб / И. А. Ковалева, Н. А. Ходосовская, М. В. Оборюв // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 31–33. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-31-33>.

INFLUENCE OF UNEVENED GRAINS OF METAL ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF SEAMLESS HOT – ROLLED PIPES

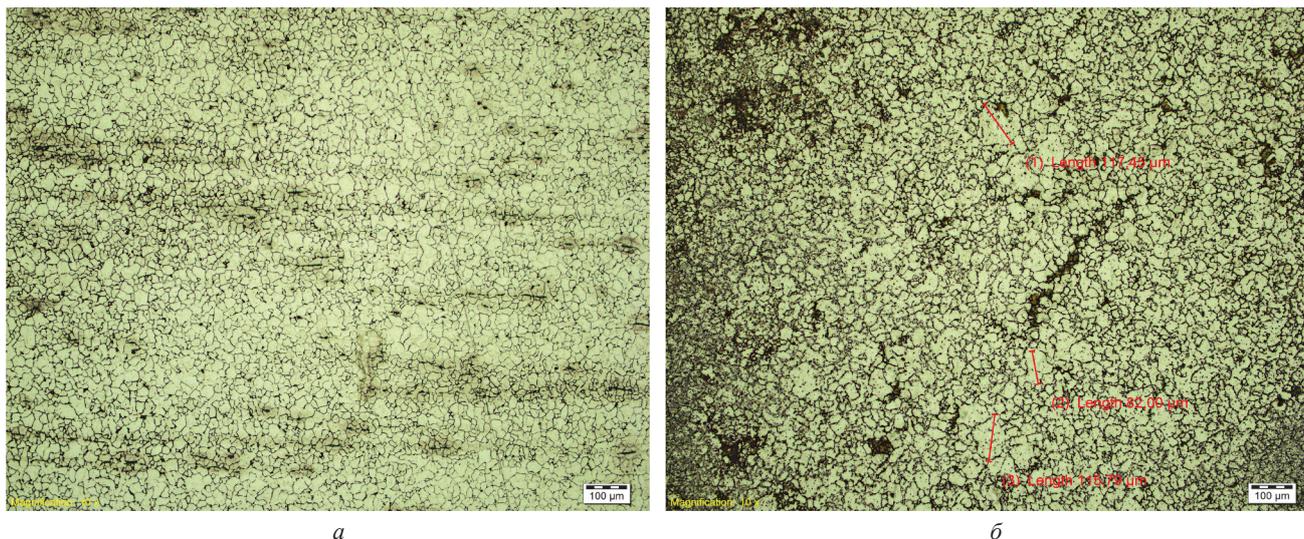
I. A. KOVALEVA, N. A. KHODOSOVSKAYA, M. V. OBOROV, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: mihoborov@gmail.com

Seamless hot – rolled pipes are a popular metal product on the world market. During operation, pipelines are subjected to cyclic loads associated with temperature fluctuations, vibrations near compressor stations, and pressure drops in the transformed medium. One of the ways to ensure high performance properties is to manage the quality of pipe metal, including that laid in the process of metallurgical production. All the basic physical and mechanical properties of metal materials are structurally sensitive and significantly depend on both the grain size and the degree of uniformity of the grain structure, that is, on the different grain sizes. For metallographic research, samples of pipes with the size of 70,0×12,5 mm of S460NH steel were selected with satisfactory (#1) and unsatisfactory (#2) results of the impact. It was found that the inhomogeneous (multi – grained) microstructure in sample #2 was the reason for obtaining unsatisfactory results of the impact. As a result, it was found that one of the most important characteristics that can guarantee stable and satisfactory results of mechanical characteristics, in particular the impact performance, is a homogeneous grain structure.

Keywords. Seamless hot-rolled pipes, cyclic loads, emergency situations, austenitisation procedure, inverted metallographic microscope, negative influence of different grain size, dispersion hardening mechanism.

For citation. Kovaleva I. A., Khodosovskaya N. A., Oborov M. V. Influence of unevened grains of metal on the mechanical properties of seamless hot – rolled pipes. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 31–33. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-31-33>.

В настоящее время бесшовные горячекатаные трубы являются востребованной металлопродукцией на мировом рынке. Для производства конкурентоспособной продукции необходимо выполнять ряд тре-



Аустенитное зерно в поперечном сечении образцов трубы: *а* – № 1 с удовлетворительными механическими свойствами; *б* – № 2 с неудовлетворительными механическими свойствами

бований, поскольку строительство и эксплуатация новых трубопроводов происходит в гораздо более жестких условиях, чем 10 лет назад: при повышенных давлениях до 22 МПа, низких температурах до минус 60 °С, с морскими переходами, водными преградами, прокладкой в горных районах и заболоченных территориях, через районы с высокой сейсмической активностью. При эксплуатации трубопроводы подвергаются циклическим нагрузкам, связанным с температурными колебаниями, вибрациями вблизи компрессорных станций и перепадами давления трансформируемой среды. Эксплуатация в чрезвычайно сложных условиях с возможными серьезными последствиями в случае возникновения аварийных ситуаций обуславливает отнесение таких трубопроводов к техногенно-опасным системам. В связи с этим к бесшовным горячекатаным трубам должны предъявляться очень высокие требования по обеспечению надежности и безопасности их функционирования.

Один из путей обеспечения высоких эксплуатационных свойств – управление качеством трубного металла, в том числе закладываемого в процессе металлургического производства. Поэтому актуальным является комплексное исследование факторов, оказывающих влияние на механические свойства, выявление способов их повышения и оптимального сочетания в процессе металлургического передела для обеспечения надежности и долговечности эксплуатации магистральных нефтегазопроводов. Практически все основные физико-механические свойства металлических материалов являются структурно-чувствительными и существенно зависят как от величины зерна, так и от степени однородности зеренной структуры, т. е. от разнотерности (присутствие в одном изделии зерен различных размеров).

В исследовательской лаборатории ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» была проведена работа по установлению влияния разнотерности металла на физико-механические свойства стали, в частности работу удара.

Для металлографического исследования были отобраны образцы труб размером 70,0×12,5 мм стали марки S460NH с удовлетворительными (образец № 1) и неудовлетворительными (образец № 2) результатами работы удара (при –20 °С) с целью определения величины аустенитного зерна (наследственной зернистости стали). Границы аустенитного зерна выявляли методом регулируемого окисления Кона в соответствии с ISO 643. Подготовленные полированные образцы помещали в лабораторную печь без использования защитного газа и подвергали термообработке в соответствии с процедурой аустенизации. После нагрева образцы закаливали в воде. Оксид, покрывающий пробу, удаляли путем легкой шлифовки тонким абразивным материалом, принимая меры к тому, чтобы сохранить оксидную сетку, которая образовалась по границам зерна. Далее образцы подвергали травлению (пикриновая кислота – 1 г, соляная кислота – 5 мл, этанол – 100 мл).

С помощью инвертированного металлографического микроскопа отраженного света «OLYMPUS» с цифровой системой изображений в микрошлифах оценивали балл зерна согласно шкале международного стандарта ISO 643.

Аустенитное зерно в поперечном сечении исследуемых образцов показано на рисунке.

При визуальном сравнении видимых под микроскопом зерен с эталонами шкал, приведенными в ISO 643, получены следующие результаты: в образце № 1 зерно соответствует № 9, 8; в образце № 2 – № 8, 7, 9 и отдельные зерна – № 5, 6. Таким образом, неоднородная (разнозернистая) микроструктура в образце № 2 послужила причиной получения неудовлетворительных результатов работы удара.

Негативное влияние разнозернистости обусловлено тем, что в локальных объемах одного изделия создается градиент напряжений в связи с присутствием зерен с различными механическими и физическими свойствами, что может привести к негативным последствиям.

По величине и положению в изделии участков со структурой, состоящей из резко отличающихся по размерам зерен, выделяются три основных типа [1]:

- зональная – область крупных зерен расположена в определенном макроучастке изделия и имеет размеры, значительно превышающие размеры одного зерна во всех трех измерениях, что характерно для горячечедеформированного металла;

- строчечная – область крупных зерен расположена лишь в одном направлении;

- островная – отдельные очень крупные зерна или группы зерен очень крупных или очень мелких, беспорядочно разбросанных по всему объему изделия.

Следует отметить, что в образце № 2 расположение зерен в соответствии с приведенной выше классификацией можно отнести к островному типу. Такая разнозернистая структура не обладает стабильными и высокими свойствами. Укрупнение зерна аустенита в стали почти не отражается на статических характеристиках механических свойств (твердость, сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение), но сильно снижает работу удара. Это явление сказывается из-за повышения порога хладноломкости с укрупнением зерна. Установлено, что даже разные плавки стали одной и той же марки обладают разной способностью к росту зерна, т. е. имеют разную наследственную зернистость [2].

Анализ литературных источников по данной тематике показал, что для одновременного повышения прочности и хладостойкости стали широко применяют микролегирование сильными карбонитридообразующими элементами. С этой целью используют металлы IV и V групп периодической системы Д. И. Менделеева: ванадий, ниобий, титан и цирконий. Карбонитриды обуславливают дисперсионное упрочнение, измельчение зерна аустенита. Наиболее эффективное действие карбонитридов на свойства стали достигается при таком содержании легирующих элементов и температуры аустенизации, при которых в раствор переходит упрочняющая фаза в количестве, достаточном для последующего дисперсионного упрочнения, а нерастворенной остается такое ее количество, которое необходимо для создания эффективных «барьеров», тормозящих рост зерен при нагреве. Для сохранения «барьеров» при микролегировании целесообразно использование комбинаций элементов. Так, при совместном использовании ванадия и алюминия ванадий обеспечивает зернограничное упрочнение по механизму дисперсионного твердения. Алюминий, нитрид которого растворяется в аустените при более высоких температурах, способствует измельчению аустенитного зерна и препятствует его росту при нагреве. Дополнительное введение титана дает положительный эффект за счет смещения начала образования нитридов алюминия в более низкотемпературную область и предотвращения выделения пленочных нитридов алюминия.

Кроме того, использование таких технологических приемов, как понижение температуры конца прокатки также способствует измельчению зерна и, следовательно, повышению хладостойкости. При низкой температуре конца прокатки в процессе рекристаллизации формируется более мелкое аустенитное зерно, что является благоприятным условием для термической обработки и улучшает вязкость стали в нормализованном состоянии.

Таким образом, в результате исследований образцов бесшовных горячечедеформированных труб установлено, что одной из важнейших характеристик, которая может гарантировать получение стабильных удовлетворительных результатов механических характеристик, в частности работы удара, является однородная зеренная структура.

ЛИТЕРАТУРА

1. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 567 с.
2. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 542 с.

REFERENCES

1. Gorelik S. S. *Rekristalizacija metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1978, 567 p.
2. Guljaev A. P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 542 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-34-37>
УДК 621.793

Поступила 17.02.2020
Received 17.02.2020

РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ СТАНДАРТНЫХ ОБРАЗЦОВ ПРЕДПРИЯТИЯ В ПРАКТИКЕ АНАЛИТИЧЕСКИХ ЛАБОРАТОРИЙ

Е. А. КАЗАКОВА, Т. С. БИРИСЕН, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная 37. E-mail: ao.czl@bmz.gomel.by, ts.birisen@bmz.iron

В статье приводится опыт разработки и применения стандартных образцов предприятия (СОП) монолитных и дисперсных материалов для спектрального и химических методов анализа стали. Подробно описан порядок разработки СОП: разработка технического задания на СОП в соответствии с требованиями ГОСТ 8.315; подготовка материала СОП; исследование однородности материала СОП; установление метрологических характеристик СОП; оформление отчета по разработке СОП; проверка технической документации на СОП и метрологическая экспертиза документации, утверждение СОП и его регистрация.

Ключевые слова. Стандартный образец (СО), стандартный образец предприятия (СОП), точность измерений, разработка СОП, монолитный материал, дисперсный материал, спектральный анализ, химический анализ.

Для цитирования. Казакова, Е. А. Разработка и применение стандартных образцов предприятия в практике аналитических лабораторий / Е. А. Казакова, Т. С. Бирисен // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 34–37. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-34-37>.

DEVELOPMENT AND APPLICATION OF STANDARD ENTERPRISE SAMPLES IN THE PRACTICE OF ANALYTICAL LABORATORIES

Е. А. KAZAKOVA, Т. С. BIRISEN, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: ao.czl@bmz.gomel.by, ts.birisen@bmz.iron

The article presents the experience of development and application of enterprise standard samples (ESS) of monolithic and dispersed materials for spectral and chemical methods of steel analysis. The procedure for the development of ESS is described in detail: development of technical specifications for ESS in accordance with the requirements of GOST 8.315, preparation of ESS material, study of the uniformity of ESS material, establishment of metrological characteristics of ESS, preparation of a report on the development of ESS, verification of technical documentation for ESS and metrological examination of documentation, approval of ESS and its registration.

Keywords. Standard sample (SS), enterprise standard sample (ESS), measurement accuracy, ESS development, monolithic material, dispersed material, spectral analysis, chemical analysis.

For citation. Kazakova E. A., Birisen T. S. Development and application of standard enterprise samples in the practice of analytical laboratories. *Foundryproductionandmetallurgy*, 2020, no. 1, pp. 34–37. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-34-37>.

В современном аналитическом контроле металлургического производства широко используются стандартизированные инструментальные методы анализа химического состава материалов, которые требуют обязательного использования стандартных образцов (СО). СО необходимы для обеспечения единства измерений и требуемой точности измерений посредством градуировки, метрологического контроля средств измерения, контроля точности результатов измерений, валидации методик измерений. Применение СО позволяет обнаружить возможные систематические ошибки используемого метода анализа и, следовательно, оценить правильность полученных результатов анализа. Также применение стандартных образцов позволяет устранить конфликты между потребителями и поставщиками, которые возникают при оценке химического состава продуктов металлургического производства.

Стандартный образец – это практически однородный в отношении стандартизируемых элементов материал. Содержание элементов в нем определяется путем многократных анализов с применением различных методов. Установленное содержание стандартизированных элементов указывается в свидетельстве, прилагаемом к данному СО.

Стандартные образцы по уровню утверждения (или признания) делятся на межгосударственные СО (МСО), государственные СО (ГСО), отраслевые СО (ОСО) и СО предприятия (СОП).

СОП химического состава – это стандартный образец, разрабатываемый непосредственно на предприятии и применяемый на данном предприятии для градуировки СИ и контроля точности результатов измерений, выполняемых в соответствии с требованиями методов анализа*.

СОП для химического анализа, как правило, выпускают лишь в тех случаях, когда их применение обосновано и экономически целесообразно для уменьшения расхода ГСО; если продукция, состав которой необходимо контролировать, производится впервые и отсутствуют условия для выпуска ГСО; если стабильность химического состава материала недостаточна для выпуска СО более высокой категории [1].

В Центральной заводской лаборатории (ЦЗЛ) ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМЗ» наряду с ГСО широко применяются СОП монолитных и дисперсных материалов для спектрального и химического анализа стали. Создание СОП, метрологическая экспертиза, утверждение и регистрация осуществляется на предприятии в соответствии с ГОСТ 8.315-97 и ГОСТ 8.531-2002**.

Процесс создания СОП начинается с составления технического задания на разработку СОП. В техническом задании необходимо указать наименование и область применения СОП, основание для его разработки, назначение, технические требования, стадии и этапы разработки, перечень разрабатываемой технической документации*.

В ЦЗЛ ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» в качестве приложения к техническому заданию используется методика аттестации СОП. В ЦЗЛ разработаны две такие методики: методика аттестации СОП монолитных материалов для спектрального анализа и методика аттестации СОП дисперсных материалов.

Методики включают в себя следующие разделы: общие положения, порядок разработки СОП, подготовка материала СОП, исследование материала СОП, установление значений аттестуемых характеристик СОП, порядок утверждения и регистрации СОП.

Порядок разработки и метрологической аттестации СОП включает в себя следующие этапы: подготовка материала СОП, исследование однородности материала СОП, установление метрологических характеристик СОП, оформление отчета по разработке СОП, проверка технической документации на СОП и метрологическая экспертиза документации, утверждение СОП и его регистрация.

Для приготовления СОП монолитных материалов для спектрального анализа отбирают образцы горячекатаного круглого проката диаметром от 40 до 60 мм с одной плавки, произведенной в сортопрокатном цехе № 2. Материал подготавливают в соответствии с требованиями ГОСТ 7565-81 «Чугун, сталь и сплавы. Метод отбора проб для определения химического состава», в количестве 25 экземпляров высотой 40 мм каждый. Для приготовления СОП дисперсного материала отбирают пробу горячекатаного сортового проката в виде стружки путем фрезерования всего поперечного сечения в соответствии с требованиями ГОСТ 7565-81 массой 1 кг. Для усреднения состава подготовленный материал помещают в смеситель (форма тетраэдра) и проводят перемешивание согласно инструкции по эксплуатации смесителя. Усредненный материал помещают в герметично закрывающиеся емкости.

После подготовки материала СОП проводят исследование однородности, в результате которого необходимо установить характеристику погрешности СОП, обусловленную неоднородностью.

Исследование однородности материала СОП для монолитных материалов проводят для всех аттестуемых элементов методом оптико-эмиссионной спектроскопии. Поверхность каждого экземпляра образца подготавливают в соответствии с требованиями ГОСТ 18895-97 «Сталь. Метод фотоэлектрического спектрального анализа», на каждой аналитической поверхности проводят два измерения со случайным выбором поверхности. После проведения измерений каждый экземпляр СОП разрезают по плоскости, параллельной аналитической поверхности. Положение плоскости разреза на каждом экземпляре определяют случайным образом по всей его высоте. На срезах подготавливают аналитические поверхности и проводят измерения. Характеристику однородности СОП состава дисперсного материала оценивают для всех аттестуемых компонентов способом, основанным на многократных измерениях содержания аттестуемого компонента в нескольких пробах, отобранных случайным образом от всего материала СОП, с последующей обработкой результатов. Для экспериментального исследования однородности использу-

* ГОСТ 8.315-97. Государственная система обеспечения единства измерений. Стандартные образцы состава и свойств веществ и материалов. Основные положения.

** ГОСТ 8.531-2002. Стандартные образцы состава монолитных и дисперсных материалов. Способы оценивания однородности.

ют методику выполнения измерений с известной или оцененной перед проведением исследования характеристикой случайной погрешности. В результате исследований однородности СОП устанавливают характеристику погрешности, обусловленную неоднородностью материала, и учитывают ее при оценивании погрешности аттестованного значения СОП.

Установление значений аттестуемых характеристик СОП осуществляют методом сравнения с мерой, который обеспечивает прослеживаемость измерений [2]. Этот метод основан на сравнении определяемой величины в аттестуемом СОП с однородной величиной в соответствующем ГСО. При выборе ГСО необходимо соблюдать следующие условия: СОП и ГСО должны относиться к одному виду материала, содержание аттестуемого компонента в том и другом образце не отличается более чем в 2 раза, наличие других компонентов в материале не препятствует использованию одной и той же методики измерения [1].

Установление значений аттестуемых характеристик СОП выполняют два квалифицированных сотрудника (лаборанты спектрального или химического анализа не ниже 5-го разряда).

Параллельно с анализом каждого образца СОП воспроизводят значение соответствующей аттестованной характеристики в ГСО. Каждый лаборант проводит две серии определений аттестуемой характеристики в СОП и ГСО по пять пар в каждой, по результатам которых вычисляют разность результатов определений для каждой пары проб каждой серии (E_{ki}), среднее значение разности результатов (\bar{E}).

Значение аттестованной характеристики СОП рассчитывают как сумму аттестованного значения ГСО и среднего значения разности результатов пар определений: $A_{\text{СОП}} = A_{\text{ГСО}} + \bar{E}$.

Погрешность аттестованной характеристики (для доверительной вероятности 0,95) составляет:

$$\Delta_{A_{\text{СОП}}} = K S_{\Sigma},$$

где

$$S_{\Sigma} = \sqrt{\Delta_{\text{ГСО}}^2 / 3 + S_{\bar{E}}^2};$$

$$K = \frac{2,1 S_{\bar{E}} + \Delta_{\text{ГСО}}}{S_{\bar{E}} + \frac{\Delta_{\text{ГСО}}}{\sqrt{3}}};$$

$$S_{\bar{E}} = \sqrt{\frac{\sum_{k=1}^4 \sum_{i=1}^5 (E_{ki} - \bar{E})^2}{m(m-1)}},$$

где m – количество пар проб, $m = 20$; $\Delta_{\text{ГСО}}$ – характеристика погрешности ГСО, указанная в паспорте ГСО [1].

Данная схема аттестации СОП обеспечивает минимизацию систематической погрешности результатов определений за счет использования разности воспроизведенных значений аттестованной характеристики в ГСО и СОП [2].

Полученные результаты исследований оформляются в виде отчета и предоставляются в отдел главного метролога (ОГМетр) ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», где проводится метрологическая экспертиза результатов исследований и документации. Положительный результат метрологической экспертизы является основанием для аттестации и утверждения СОП. После чего СОП регистрируется и оформляется паспорт в соответствии с требованиями ГОСТ 8.315-97.

СОП наряду с другими стандартными образцами успешно используются в аналитических лабораториях предприятия для градуировки и калибровки средств измерений, валидации и аттестации методик измерений, контроля точности результатов измерений, внутрилабораторного контроля результатов измерений.

Применяются СОП в соответствии с требованиями, установленными в нормативной документации на методы измерений (испытаний) (ГОСТ 8.531-2002).

СОП обладают рядом преимуществ по отношению к другим стандартным образцам:

- СОП можно разработать в очень короткие сроки (1–2 месяца), если на предприятии есть все необходимые ресурсы;
- при разработке СОП есть возможность учесть особенности и задачи конкретной лаборатории;
- использование СОП для спектральных методов анализа обеспечивает близость применяемых стандартных образцов к анализируемым пробам, что не всегда могут обеспечить ГСО;

• применение СОП в аналитическом контроле позволяет экономить денежные средства, выделяемые на закупку ГСО.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Справочник.** Метрологическое обеспечение контроля состава материалов черной металлургии / под ред. Ю. Л. Плинера. М.: Металлургия, 1981. 248 с.
2. **Котляровская Э. Н., Валиахметова Е. Н.** Прослеживаемость аттестованных значений стандартных образцов предприятий и отраслей материалов металлургического производства // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Т. 84. № 1 (II). С. 44–48.

REFERENCES

1. **Pliner Ju. L.** *Metrologicheskoe obespechenie kontrolja sostava materialov chernoj metallurgii* [Metrological support for monitoring the composition of ferrous metallurgy materials]. Moscow, Metallurgija Publ., 1981, 248 p.
2. **Kotljarovskaja Je. N., Valiahmetova E. N.** Proslezhiვაemoსt' attestovannyh znachenij standartnyh obrazcov predpriyatij i otraslej materialov metallurgicheskogo proizvodstva [Traceability of certified values of standard samples of enterprises and industries of materials of metallurgical production]. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov = Factory laboratory. Diagnostics of materials*, 2018, vol. 84, no. 1 (II), pp. 44–48.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-38-40>
УДК 669.

Поступила 11.02.2020
Received 11.02.2020

ПРОВЕРКА ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ И ТОЧНОСТИ ИНДИКАТОРОВ ВЛАЖНОСТИ

Т. Ю. ТРУХАНОВИЧ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин,
Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: hlmk.czl@bmz.gomel.by

Рассматриваются проблема обеспечения сохранности продукции при транспортировке от воздействия высокой влажности воздуха и способы ее решения; наличие у некоторых потребителей требований по соблюдению максимального значения влажности и подтверждения фактического ее значения в упаковке с продукцией; использование бумажных индикаторов влажности для контроля среды во время транспортировки; принцип работы индикатора, основанный на изменении окраски солей кобальта в зависимости от состава кристаллогидрата.

Отмечено отсутствие методики для контроля качества бумажных индикаторов влажности. Приведена методика, разработанная лабораторией ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», по определению их чувствительности и точности. Сущность проверки заключается в сборке установки, обеспечивающей определенное значение влажности воздуха. Для этого используют растворы серной кислоты соответствующих концентраций. Воздух пропускают сначала через воду, затем через растворы и подают в колбу с индикатором. В зависимости от влажности подаваемого воздуха соответствующие точки индикатора меняют цвет. Оценка чувствительности и точности проводится по цветовой шкале.

Ключевые слова. Индикаторы влажности, бумажные индикаторы влажности, методика, проверка, чувствительность индикаторов, точность индикаторов, контроль качества индикаторов влажности, контроль влажности.

Для цитирования. Труханович, Т. Ю. Проверка чувствительности и точности индикаторов влажности / Т. Ю. Труханович // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 38–40. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-38-40>.

CHECKING THE SENSITIVITY AND ACCURACY OF HUMIDITY INDICATORS

T. Yu. TRUKHANOVICH, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin,
Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: hlmk.czl@bmz.gomel.by

Discusses the problems of protecting the goods during transport from exposure to high humidity and ways of its solutions; the presence of some consumers' requirements for adherence to the maximum values of humidity and confirmation of its actual value in the packed products; the use of paper humidity indicators to control the environment during transit; the principle of operation of the indicator based on the change in color of cobalt salts depending on the composition of the crystalline.

There is a lack of methodology for quality control of paper humidity indicators. The method developed by the laboratory of OJSC «BSW» – Management Company of the Holding «BMC», to determine their sensitivity and accuracy is given. The essence of the test is to assemble an installation that provides a certain value of air humidity. To do this, we use solutions of sulfuric acid of the appropriate concentrations. Air is passed first through water, then through solutions and fed into a flask with an indicator. Depending on the humidity of the supplied air, the corresponding indicator points change colour. Sensitivity and accuracy are evaluated on a colour scale.

Keywords. Humidity indicators, paper humidity indicators, methodology, verification, sensitivity of indicators, accuracy of indicators, quality control of humidity indicators, humidity control.

For citation. Trukhanovich T. Yu. Checking the sensitivity and accuracy of humidity indicators. Foundry production and metallurgy, 2020, no.1, pp. 38–40. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-38-40>.

При отправке готовой продукции потребителю перед производителем всегда встает вопрос: как обеспечить сохранность продукта при транспортировке? При этом важна защита не только от механических повреждений, но и от воздействия таких факторов окружающей среды, как температура и влажность. Это решается при помощи соответствующей упаковки. Как правило, она герметична и внутри имеется осушитель. На ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» при упаковке катушек металло-

корда используются картонные коробки, которые запаиваются в полиэтиленовую пленку. Для поддержания внутри коробки низкой влажности в нее вкладывается влагопоглотитель – силикагель. Силикагель – высушенный гель диоксида кремния, имеющий высокоразвитую капиллярную структуру, является хорошим сорбентом, активно поглощает водяные пары. Наличие влагопоглотителя гарантирует поддержание невысокой влажности в коробке при сохранении ее герметичности. С той же целью силикагель используют при упаковке катушек бортовой бронзированной проволоки. В этом случае мешочек с силикагелем вкладывается под пленку, которой герметично обтягивают катушку.

Многие потребители устанавливают требования по максимальному значению влажности при транспортировке и хранении продукции. Для подтверждения выполнения этих требований производители помещают в контейнер с продуктом индикаторы влажности.

На ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» с этой целью используют одноразовые бумажные индикаторы влажности, которые представляют собой бумажную карточку, пропитанную химическим реагентом. Такие индикаторы, обратимо меняющие свою окраску в зависимости от влажности среды от синей до розовой, служат для визуального контроля содержания влаги в контролируемой среде. Шкала индикатора включает в себя несколько разноцветных кружков, каждый из которых соответствует определенному значению влажности – 10, 20, 30, 40, 50 и 60%. При повышении уровня влажности реагент в соответствующих кружках меняет цвет.

В качестве реагента при изготовлении индикаторов влажности чаще всего используется хлорид кобальта CoCl_2 , который гигроскопичен и во влажном воздухе образует кристаллогидраты различной окраски [1] (см. таблицу).

Окраска кристаллогидратов хлорида кобальта

Окраска	Формула кристаллогидрата
Голубой	CoCl_2
Голубой	$\text{CoCl}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$
Сине-фиолетовый	$\text{CoCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$
Розовый	$\text{CoCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$
Розовый	$\text{CoCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$

Бумажные индикаторы влажности считаются простым и надежным средством контроля, но отличаются по скорости изменения цвета и точности реагирования точек индикатора на соответствующую влажность. Это имеет значение в ситуациях, когда, несмотря на внешнюю герметичность упаковки, от потребителей поступают претензии по индикации, сигнализирующей о значении влажности внутри упаковки выше предъявляемых требований. Поэтому возникла необходимость проводить контроль чувствительности и точности закупаемых предприятием индикаторов.

Метода контроля качества индикаторов влажности в доступных источниках найти не удалось, так как производители и потребители этого не делают. Поэтому для контроля чувствительности и точности бумажных индикаторов влажности на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» разработана методика.

За основу взят метод определения влагоемкости силикагеля согласно ГОСТ 3956-76 «Силикагель технический» и ГОСТ 8984-75 «Силикагель-индикатор».

Сущность метода проверки индикаторов влажности заключается в сравнении контрольных точек индикатора с шаблоном в два этапа. На первом этапе проверяют показания индикатора при последовательном воздействии на него воздухом с относительной влажностью 20, 40 и 60%, на втором – показания индикаторов влажности при снижении относительной влажности с 60 до 40 и затем до 20%.

Для получения воздуха относительной влажности 20, 40 и 60% готовят растворы серной кислоты по ГОСТ 4517-87 с массовой долей кислоты $58,0 \pm 0,5$, $48,0 \pm 0,5$ и $38,0 \pm 0,5\%$ соответственно. Концентрацию кислоты проверяют через каждые два определения по ГОСТ 4204 или ГОСТ 2184.

Установка для увлажнения воздуха показана на рис. 1. Колбы с водой и кислотой должны быть заполнены примерно наполовину объема.

Проведение проверки

Вскрывают герметичную упаковку с образцами индикаторов, извлекают два образца и быстро помещают их в колбу (рис. 1, поз. 5) и закрывают ее пробкой. Включают подачу сжатого воздуха.

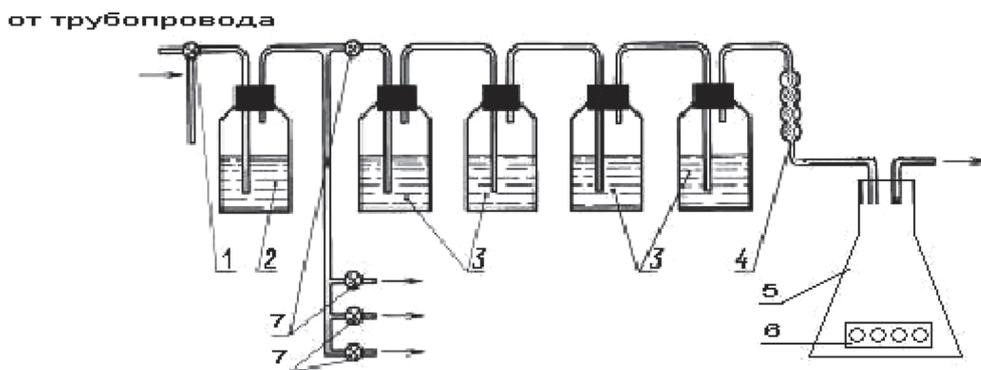


Рис. 1. Схема установки для увлажнения воздуха: 1 – трехходовой кран; 2 – колба с водой; 3 – колба с кислотой; 4 – соединительная трубка со стекловолокном; 5 – колба стеклянная; 6 – испытуемый индикатор; 7 – двухходовые краны

Цвета точек индикатора	Оценка цвета
	Голубой
	Розовый

Рис. 2. Шаблон для оценки цвета точек индикатора

Для проведения первого этапа проверки включают установку при 20%-ной влажности. Через 1 ч проводят визуальную оценку изменения цвета точек индикатора, не извлекая его из колбы. Контрольные точки должны сигнализировать о наличии соответствующей влажности четко различимым изменением цвета. Для оценки цвета точки индикатора используют шаблон (рис. 2).

Включают установку для проверки при 40%-ной влажности. Через 1 ч проводят визуальную оценку изменения цвета точек индикатора, не извлекая его из колбы.

Включают установку для проверки при 60%-ной влажности. Через 1 ч проводят визуальную оценку изменения цвета точек индикатора, не извлекая его из колбы.

Для второго этапа проверки выполняют действия в обратном порядке.

Для проверки работы индикатора при других значениях влажности можно приготовить соответствующие растворы серной кислоты, используя данные ГОСТ 29244-91.

Методику использовали для проверки чувствительности и точности бумажных индикаторов влажности разных производителей. Получили убедительные результаты хорошей работы метода на первом и втором этапах. Точки индикаторов последовательно меняли цвет от голубого к розовому на первом этапе испытания и от розового к голубому на втором.

Вывод

Разработанная методика позволяет оценить чувствительность и точность бумажных индикаторов влажности, изготовленных на основе солей кобальта, что позволяет избежать возникновения претензий потребителей по вопросам условий хранения и транспортировки продукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ахметов Н. С. Общая и неорганическая химия. Учеб. для вузов. 4-е изд., испр. М.: Высш.шк., Изд.центр «Академия», 2001.

REFERENCES

1. Akhmetov N. S. *Obschaya i neorganicheskaya khimiya*. [General and Inorganic Chemistry]. 4-e izd., isp. Moscow, Vysshaye shkola Publ., 2001.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-41-43>
УДК 669.21

Поступила 11.02.2020
Received 11.02.2020

КАЛИБРОВКА СТАЦИОНАРНЫХ ТВЕРДОМЕРОВ ПО ШКАЛАМ РОКВЕЛЛА, БРИНЕЛЛЯ И ВИККЕРСА ПО МЕЖДУНАРОДНЫМ СТАНДАРТАМ СЕРИИ ISO

*И. Н. ОНИЩЕНКО, А. Д. БОКОВА, Н. В. БЕССОНОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: in.onishenko@bmz.iron, ad.bokova@bmz.iron, zam.gmetr@bmz.gomel.by*

Твердость металлов влияет на такие свойства металла, как износостойкость, возможность его обработки, сопротивляемость местному давлению, способность резать другой материал и т. д. Методы определения твердости по Роквеллу, Бринеллю и Виккерсу основываются на вдавливании твердого тела в испытываемый образец с некоторым приложением усилия в течение определенного измерительного цикла, поэтому их метрологический контроль проводится по одному и тому же методу.

Основными документами по методам измерения твердости являются стандарты ISO. Перед вводом твердомеров в эксплуатацию проводится прямая калибровка. После успешного прохождения прямой калибровки твердомера осуществляется косвенная калибровка в отношении каждой шкалы твердости, для измерений по которой будет использоваться твердомер.

Ключевые слова. *Твердомер, твердость, измерения, калибровка, индентор, диапазон, погрешность, расширенная неопределенность.*

Для цитирования. *Онищенко, И. Н. Калибровка стационарных твердомеров по шкалам Роквелла, Бринелля и Виккерса по международным стандартам серии ISO / И. Н. Онищенко, А. Д. Бокова, Н. В. Бессонов // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 41–43. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-41-43>.*

CALIBRATION OF STATIONARY HARDNESS TESTERS ON THE ROCKWELL, BRINELL AND VICKERS SCALES ACCORDING TO INTERNATIONAL STANDARDS OF THE ISO

*I. N. ONISHCHENKO, A. D. BOKOVA, N. V. BESSONOV, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.
E-mail: in.onishenko@bmz.iron, ad.bokova@bmz.iron, zam.gmetr@bmz.gomel.by*

The hardness of metals affects such properties of the metal as wear resistance, the ability to process it, resistance to local pressure, the ability to cut other material, etc.. Rockwell, Brinnell, and Vickers hardness testing methods are based on pressing a solid into the test sample with a certain force during a certain measurement cycle, so their metrological control is performed using the same method.

The main documents for hardness measurement methods are ISO standards. Direct calibration is performed before the hardness testers are put into operation. After successful direct calibration of the hardness tester, an indirect calibration is performed for each hardness scale that the hardness tester will be used for measurements.

Keywords. *Hardness tester, hardness, measurements, calibration, indenter, range, error, extended uncertainty.*

For citation. *Onishchenko I. N., Bokova A. D., Bessonov N. V. Calibration of stationary hardness testers on the Rockwell, Brinell and Vickers scales according to international standards of the ISO. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 41–43. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-41-43>.*

Одной из наиболее распространенных характеристик, определяющих качество металлов и сплавов, возможность их применения в разных конструкциях и при различных условиях эксплуатации, является твердость. Твердость – это свойство материала сопротивляться внедрению более твердого тела – индентора. Твердость металлов влияет на такие свойства металла, как износостойкость, возможность его обработки, сопротивляемость местному давлению, способность резать другой материал и т. д. [1].

Существует большое количество методов измерения твердости. На ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» применяются методы измерения твердости по Бринеллю, Виккерсу и Роквеллу.

При определении твердости по Бринеллю индентор в виде шарика из карбида вольфрама в течение установленного времени вдавливаются с приложением усилия в испытываемый образец. В результате на поверхности образца образуется отпечаток, измеренное значение диаметра которого используется для определения твердости [2].

Определение твердости по Виккерсу осуществляют по такому же принципу, как и по Бринеллю. Различие заключается в том, что в качестве индентора используется алмазная пирамида.

При определении твердости по Роквеллу индентор в виде алмазного конуса или шарика из карбида вольфрама вдавливаются в испытываемый материал, после чего измеряется глубина вдавливания, величина которой принимается за единицу твердости.

Следовательно, методы определения твердости по Роквеллу, Бринеллю и Виккерсу основываются на вдавливании твердого тела в испытываемый образец с определенным усилием в течение определенного измерительного цикла, поэтому калибровка твердомеров проводится по одному и тому же методу.

Документацией по методам измерения твердости являются стандарты серии ISO: 6506 – «Материалы металлические. Испытание на твердость по Бринеллю», 6507 – «Материалы металлические. Испытание на твердость по Виккерсу», 6508 – «Материалы металлические. Испытание на твердость по Роквеллу», состоящие из четырех частей: первая часть регламентирует порядок проведения испытания материалов на твердость, вторая – устанавливает требования к твердомерам и методам калибровки твердомеров, третья – описывает требования к мерам твердости, четвертая – содержит справочные таблицы значений твердости в зависимости от размера отпечатка и усилия.

Перед вводом твердомеров в эксплуатацию проводится их прямая калибровка, необходимая для подтверждения соответствия приложенного усилия, измеренных геометрических параметров отпечатка и продолжительности испытательного цикла.

Калибровка испытательного усилия, в пределах рабочего диапазона твердомера, проводится путем надавливания держателем индентора на датчик силы, установленный на испытательном столе твердомера. Вместо датчика силы допускается использовать весы соответствующего класса точности.

При калибровке системы для измерения параметров отпечатка применяется метод сравнения с эталонной штриховой мерой длины 2-го разряда.

Для оценки параметров отпечатка при помощи микроскопа типа БМИ-1Ц с точностью до 1 мкм проводится калибровка индентора на соответствие геометрических размеров, а также проверяется качество поверхности индентора и отсутствие на нем каких-либо дефектов.

Испытательный цикл проверяется на соответствие режимов нагружения для каждого из методов измерения твердости. Например, испытательный цикл по Роквеллу заключается в приложении предварительного, а затем основного усилия, при этом общее усилие равно сумме предварительного и основного. Время приложения каждого из усилий регламентируется требованиями стандартов.

После успешного прохождения прямой калибровки твердомера проводится косвенная калибровка в отношении каждой шкалы твердости, по которой будет эксплуатироваться твердомер.

Косвенная калибровка заключается в сравнении приписанного значения меры твердости с показаниями твердомера. Меры твердости также должны соответствовать требованиям стандартов ISO и каждые два года проходить калибровку в национальных метрологических институтах Беларуси и России.

На мере твердости, по всей испытательной поверхности, равномерно наносятся пять отпечатков индентора твердомера и проводятся измерения размеров отпечатков в соответствии с требованиями первой части стандартов ISO на твердомеры.

Для пяти измерений твердости находят среднее значение \bar{H} , после чего вычисляется абсолютная погрешность измерения твердости

$$b = \bar{H} - H_{\text{эт}},$$

где $H_{\text{эт}}$ – значение твердости эталонной меры.

Относительную погрешность измерений E_{rel} определяют как процент отношения абсолютной погрешности к эталонному значению:

$$E_{\text{rel}} = \frac{\bar{H} - H_{\text{эт}}}{H_{\text{эт}}} \cdot 100\%.$$

Относительную погрешность повторяемости r_{rel} определяют как разность между наибольшим H_{max} и наименьшим H_{min} измеренным значением по отношению к среднему:

$$r_{rel} = \frac{H_{max} - H_{min}}{\bar{H}}.$$

Максимально допускаемые значения абсолютной и (или) относительной погрешности, а также повторяемости для каждой шкалы твердости приведены во второй части стандартов ISO.

В современной метрологии общепринятой мерой точности проведенных измерений является неопределенность. В стандартах ISO на твердомеры изложен алгоритм расчета расширенной неопределенности, связанной с оценкой относительной или абсолютной погрешности измерений твердости, но, тем не менее, при расчете неопределенности также необходимо учитывать ряд составляющих неопределенности, связанных с мерой твердости, разрешением твердомера и микроскопа (если для измерения отпечатка используется микроскоп), повторяемостью результатов измерений и другими факторами [3].

Документами ИЛАС (международная организация по аккредитации) требуется учитывать неопределенность измерений при выдаче заключения о соответствии полученной погрешности средств измерений допускаемым значениям. Однако для твердомеров, прошедших калибровку согласно требованиям стандартам ISO, полученное значение неопределенности для шкал по Бринеллю и Роквеллу используется как справочное значение, так как значение неопределенности уже учтено в расчете допускаемых погрешностей. Для твердомеров по Виккерсу неопределенность измерений учитывается вместе с отклонением от действительного значения.

Передача единицы твердости от национальных эталонов к твердомерам ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» с соблюдением требований международных стандартов ISO удовлетворяет требованиям по прослеживаемости измерений и позволяет обеспечить надежность измерений твердости производимой продукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Циммерман Р., Гюнтер К. *Металлургия и материаловедение: справ. изд. перераб. с нем.* М.: Metallurgija, 1982.
2. Иванов В. Н. *Словарь-справочник по литейному производству.* М.: Mashinostroenie, 1990.
3. ISO/IEC Руководство 98-3. Неопределенность измерений. Ч. 3. Руководство по выражению неопределенности измерений при проведении измерений (GUM: 1995).

REFERENCES

1. Cimmerman R., Gjunter K. *Metallurgija i materialovedenie* [Metallurgy and materials science]. Moscow, Metallurgija Publ., 1982.
2. Ivanov V. N. *Slovar'-spravochnik po litejnomu proizvodstvu* [Foundry Dictionary]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990.
3. ISO/IEC (GUM: 1995).



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-44-49>
УДК 669.14

Поступила 15.01.2020
Received 15.01.2020

АНАЛИЗ ПРИМЕНИМОСТИ СТАЛИ 20MnCrS5 ДЛЯ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ОТЕЧЕСТВЕННЫХ МОБИЛЬНЫХ МАШИН

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

Проведена оценка применимости для зубчатых колес трансмиссий мобильных машин стали 20MnCrS5, изготавливаемой по европейскому стандарту EN 10084. Проведены экспериментальные исследования и виртуальное моделирование прокаливаемости данной стали по модернизированной методике. Оценка применимости цементуемой стали 20MnCrS5 для зубчатых колес отечественных мобильных машин выполнена по критерию получения по сечению зуба структур с твердостью 32 HRC для сердцевины, 50 HRC – для полупереходной зоны, 61–63 HRC – для диффузионного слоя без учета других физико-механических свойств стали. Установлено, что при содержании легирующих элементов, близком к максимальному пределу, применение данной стали возможно для зубчатых колес с модулем до 10 мм.

Ключевые слова. Конструкционные цементуемые стали, прокаливаемость, расчет прокаливаемости, модуль зубчатого колеса.

Для цитирования. Руденко, С. П. Анализ применимости стали 20MnCrS5 для зубчатых колес отечественных мобильных машин / С. П. Руденко, А. Л. Валько, С. Г. Сандомирский // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 44–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-44-49>.

ANALYSIS OF THE APPLICABILITY OF STEEL 20MnCrS5 FOR GEARS OF THE DOMESTIC MOBILE MACHINES

S. P. RUDENKO, A. L. VALKO, S. G. SANDOMIRSKII, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaja str. E-mail: sand_work@mail.ru

Evaluation of applicability of 20MnCrS5 steel for gears of transmissions of mobile machines, manufactured according to European standard EN 10084 was carried out. Experimental and virtual simulation of hardenability of the steel according to the updated method was realized. The assessment of the applicability of 20MnCrS5 case-hardening steel for gears of the domestic mobile machines was made by the criterion of obtaining the cross section of the tooth structures with a hardness 32 HRC for core, 50 HRC for semi-conversion zone, 61–63 HRC for the diffusion layer excluding other physical and mechanical properties of steel.

It is established that at the content of alloying elements close to the maximum limit, the use of this steel is possible for gears with a module up to 10 mm.

Keywords. Constructional case – hardening steels, hardenability, hardenability calculation, gear module.

For citation. Rudenko S. P., Valko A. L., Sandomirskii S. G. Analysis of the applicability of steel 20MnCrS5 for gears of the domestic mobile machines. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 44–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-44-49>.

В настоящее время в Республике Беларусь разрабатывается нормативная база по конструкционным сталям, производимым в соответствии с европейскими нормами. При наличии СТБ по металлопрокату на машиностроительных предприятиях появится возможность использовать марки сталей, изготавливаемые ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», в конструкторской и технологической документации. Однако применение изготовленных по европейским нормам марок сталей для ответственных деталей трансмиссий отечественной автотракторной техники потребует отработки технологии изготовления, а также проведения полного цикла испытаний и сертификации. Исследования по применению марок сталей, изготавливаемых по европейским нормам, способствуют ускорению процесса их внедрения и представляют интерес в части обеспечения эксплуатационных характеристик зубчатых колес и других деталей ответственного назначения.

Перспективным направлением при анализе применимости конструкционных сталей для высоконапряженных деталей является выбор универсальных показателей, позволяющих в максимальной степени учесть комплекс механических свойств и структурных характеристик материала. Одним из таких показателей является прокаливаемость сталей. Она определяет максимальный размер сечения прокаливаемого насквозь изделия, характеризует однородность структуры стали, обеспечивает заданный уровень прочностных свойств в реальных деталях и, тем самым, их работоспособность и долговечность [1].

На основе экспериментальных исследований и виртуального моделирования прокаливаемости стали в условиях торцевой закалки в данной работе сделана оценка области применения для зубчатых колес трансмиссий мобильных машин стали 20MnCrS5 (DIN EN 10084:2008–06, № 1.7149), производимой ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» для нужд производства автокомпонентов машиностроительными предприятиями в странах Европейского Союза.

Виртуальное моделирование торцевой закалки стали является высокоэффективным средством исследования, позволяющим прогнозировать результаты, которые в большинстве случаев недостижимы при экспериментальных исследованиях. Основное требование к виртуальному моделированию – соответствие с результатами экспериментальных исследований.

В настоящее время разработано множество математических моделей прокаливаемости. Наиболее известным и широко применяемым из них является метод М. А. Гроссмана [2]. В частности, данный метод использован при разработке стандарта ASTM A255–07, который обоснован многолетней практикой его применения предприятиями США.

Рассмотрим результаты исследований прокаливаемости стали 20MnCrS5 разными методами.

Сталь 20MnCrS5 относится к классу хромомарганцевых и отличается от всех марок цементуемых сталей, представленных в DIN EN 10084:2008–06, повышенным содержанием хрома (1,0–1,3%) и марганца (1,1–1,2%) (см. таблицу).

Химический состав стали 20MnCrS5

Химический состав, %											
C	Si	Ni	Mn	Mo	Ti	Cr	Cu	V	Nb	P	S
0,2090	0,3440	0,1650	1,2100	0,0240	0,0051	1,2020	0,2400	0,0080	0,0084	0,018	0,035

На рис. 1 показаны полоса нормируемой прокаливаемости стали 20MnCrS5+H, экспериментальные данные торцевой закалки и результаты расчета прокаливаемости по стандарту ASTM A255-07. Из рисунка видно, что экспериментальные данные торцевой закалки находятся в пределах полосы нормируемой прокаливаемости по DIN EN 10084-2008. Результаты расчета прокаливаемости по стандарту ASTM

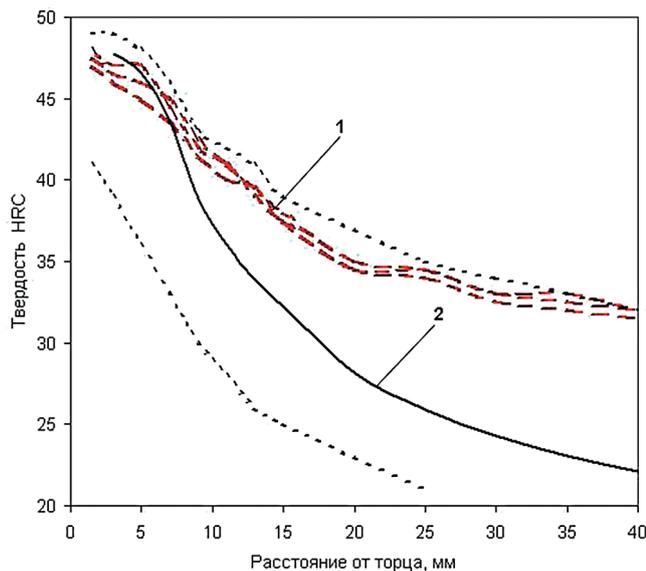


Рис. 1. Прокаливаемость стали 20MnCrS5 +H (зерно № 7,5): 1 – экспериментальные данные; 2 – расчет по стандарту ASTM A255-07; пунктирные линии – полоса нормируемой прокаливаемости по DIN EN 10084-2008

A255-07 не согласуются с экспериментальными данными и значительно занижены. Данное обстоятельство указывает на то, что в методике М. А. Гроссмана не в полной мере учитываются степень легированности стали и совместное влияние легирующих элементов на прокаливаемость.

Анализ химического состава стали 20MnCrS5 свидетельствует о наличии микродобавок сильных карбидообразующих элементов (см. таблицу): титана, ванадия и ниобия. Установлено [3], что присутствие в стали титана и других легирующих элементов, образующих труднорастворимые карбиды, позволяет связать часть углерода в специальный карбид, т. е. создать дефицит по углероду и этим способствовать переводу некоторого количества легирующих элементов в твердый раствор. Это явление усиливается при концентрации марганца и хрома более 2,0–2,5% [4]. Вследствие этого облегчается растворение этих элементов в аустените при относительно низких температурах нагрева под закалку, что повышает прокаливаемость стали.

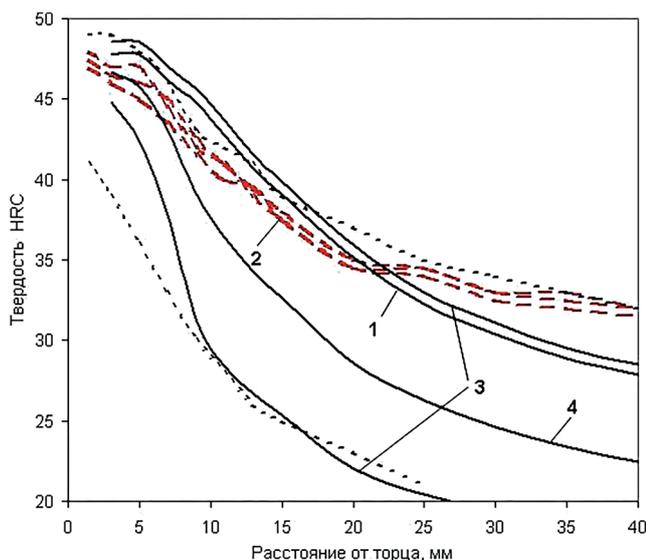


Рис. 2. Прокаливаемость стали 20MnCrS5 +H (зерно № 7,5): 1 – расчет по программе H-Steel; 2 – экспериментальные данные; 3 – расчет по программе H-Steel с максимальным и минимальным легированием; 4 – расчет по программе H-Steel со средним содержанием легирующих элементов; пунктирные линии – полоса нормируемой прокаливаемости по DIN EN 10084-2008

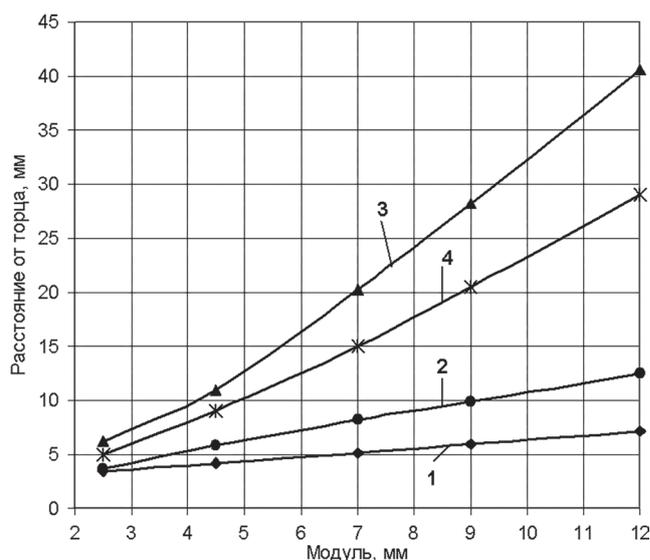


Рис. 3. Зависимость между расстоянием от торца при испытании по методу торцевой закалки и модулем зубчатого колеса при разной интенсивности охлаждения для различных расстояний от поверхности по сечению зуба: 1 – на поверхности в средней части зуба; 2 – на расстоянии от поверхности до полупереходной зоны в средней части зуба; 3 – в сердцевине в районе ножки зуба при интенсивности закалки $H = 0,3$; 4 – в сердцевине в районе ножки зуба при интенсивности закалки $H = 0,45$

Установленная закономерность была учтена в модернизированной методике расчета прокаливаемости [5], реализованной в программе H-Steel [6] (рис. 2).

Приведенные на рисунке результаты показывают хорошую сходимость результатов расчета по программе H-Steel прокаливаемости стали 20MnCrS5 +H с полосой нормируемой прокаливаемости по DIN EN 10084–2008 и экспериментальными данными торцевой закалки. Получено, что результаты расчета прокаливаемости стали 20MnCrS5 +H по программе H-Steel совпадают с экспериментальными данными как при фактическом химическом составе, так и с полосой прокаливаемости при максимальном и минимальном легировании.

Получаемые применительно к торцевым образцам расчетные кривые прокаливаемости характеризуют свойства данной марки стали, но не позволяют непосредственно оценить прокаливаемость зубчатого колеса с аналогичным распределением углерода по толщине слоя детали, поскольку степень упрочнения определяется не только прокаливаемостью самой стали, но и размером и формой изделия, а также интенсивностью охлаждения при закалке, которая характеризует охлаждающую способность закалочной среды [7].

Для оценки применимости марки стали по критерию прокаливаемости для зубчатых колес трансмиссий отечественных мобильных машин использовали зависимость между расстоянием h от закаленного торца торцевого образца и модулем m зубчатого колеса, полученную при сопоставлении скоростей охлаждения по длине закаленного торцевого образца со скоростями охлаждения в разных сечениях зуба после закалки зубчатого колеса с разной интенсивностью охлаждения (рис. 3) [8].

Оценку применимости проводили по величине твердости, определяемой в трех зонах: в сердцевине с твердостью 32 HRC, содержащей 0,2% C; в середине переходной зоны с твердостью 50 HRC, содержащей 0,35% C; в диффузионном слое с твердостью 61–63 HRC, содержащим 0,6–0,7% C [9]. По изотермическим диаграммам прокаливаемости стали 20MnCrS5, полученным при расчете по программе H-Steel при разном содержании углерода (рис. 4), определяли соответствующие расстояния от охлаждаемого торца торцевого образца из той же марки стали с указанными выше величинами твердости: 50 и 61–63 HRC. Причем расстояние от торца для твердости сердцевины 32 HRC определяли по рис. 2 для среднего содержания легирующих элементов в стали (кривая 4). Получено, что для сердцевины соответствующее расстояние от торца равно 17 мм (см. рис. 2), для полупереходной зоны – 19 и для диффузионного слоя – свыше 35 мм (рис. 4).

Далее, используя зависимости, приведенные на рис. 3, определяли величины модуля зубчатого колеса, соответствующие полученным расстояниям. Установлено, что применение стали 20MnCrS5 для зубчатых колес при регламентировании твердости сердцевины 32 HRC ограничивается модулем 7 мм при

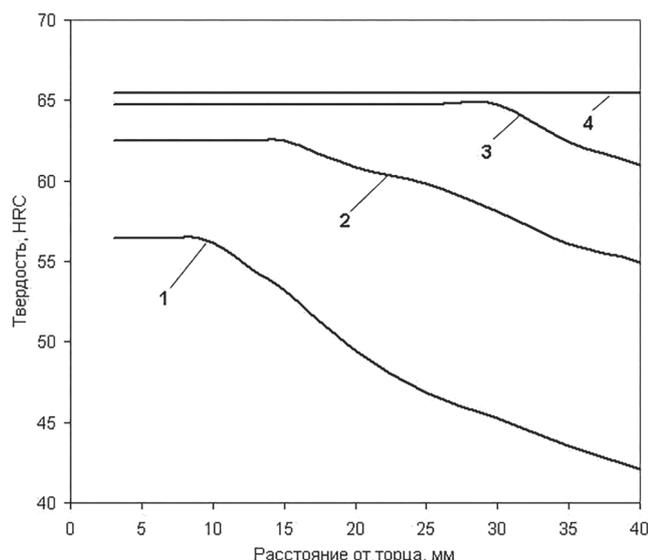


Рис. 4. Изоуглеродная диаграмма прокаливаемости стали 20MnCrS5: 1–4 – содержание углерода соответственно 0,35, 0,5, 0,6, 0,7%

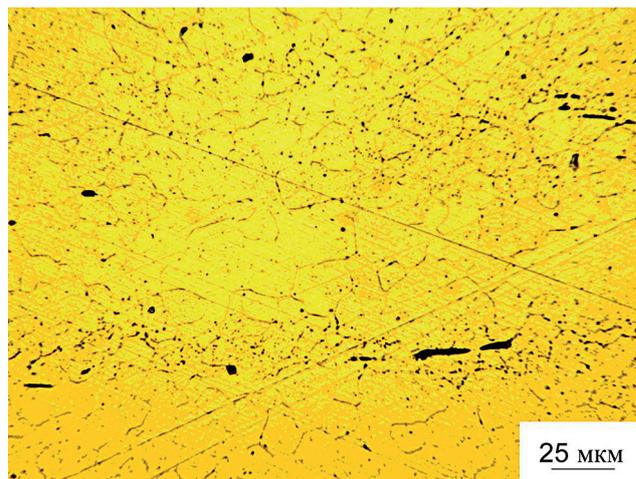


Рис. 5. Микроструктура цементованного слоя образца стали марки 20MnCrS5 после цементации и закалки

среднем содержании легирующих элементов в соответствии с DIN EN 10084–2008. При содержании легирующих элементов, близком к максимальному пределу, соответствующее расстояние от торца увеличивается до 30 мм (см. рис. 2). В соответствии с рис. 3 применение данной стали возможно для зубчатых колес с модулем до 10 мм.

Условия обеспечения твердости 50 HRC для полупереходной зоны и 61–63 HRC для диффузионного слоя выполняются для зубчатых колес с модулем до 12 мм. При изменении выбранных критериев по величинам твердости результаты применимости стали для зубчатых колес также будут изменяться.

Таким образом, проведенный анализ показал, что сталь 20MnCrS5 обладает высокой прокаливаемостью и применима для зубчатых колес с модулем до 6,5–10 мм в зависимости от легированности. Однако в отечественном машиностроении хромомарганцевые стали для высоконапряженных крупномодульных зубчатых колес не применяются. По-видимому, это связано с тем, что хромомарганцевая сталь при содержании в ней хрома и марганца в пределах 1,0–1,5% каждого обладает повышенной склонностью к обратимой отпускной хрупкости и чувствительна к хрупкому разрушению даже при низком содержании углерода [10]. Для подавления отпускной хрупкости такие стали дополнительно легируют молибденом, никелем и титаном. Поэтому в хромомарганцевых сталях по ГОСТ 4543–2016 присутствуют никель (19ХГН), титан (18ХГТ), никель и титан (15ХГН2ТА), никель, молибден, ванадий (15Х2ГМФ) и т. д.

Особенностью структурного состояния цементованных образцов из стали 20MnCrS5 является относительно крупное зерно диффузионных слоев и сердцевины (рис. 5), соответствующее № 7–7,5 по ISO 643. Критические точки A_{C3} и M_n для стали 20CrMnS5 равны соответственно 840 и 400 °С [11], следовательно, нагрев под закалку такой стали осуществляется до температуры 870 °С. При насыщении данной стали углеродом при цементации в пределах 0,9–1,0% С точка A_{C3} понижается до 770 °С, следовательно, цементованный слой закаливается на мартенсит уже с температуры 800 °С. Однако для исключения феррита в сердцевине нагрев цементованного изделия под закалку необходимо проводить до температуры 870 °С. Увеличение температуры под закалку цементованного слоя приводит к его перегреву и закономерному росту аустенитного зерна, что недопустимо применительно к высоконапряженным деталям.

Общеизвестно, что сталь с грубой структурой менее прочна и износостойка. По данным работы [12], прочность при изгибе углеродистой стали, содержащей углерод 0,7%, понижается в 1,3–1,4 раза при увеличении номера зерна с 8-го по 5-й. Предел выносливости при изгибе зубьев зубчатых колес из стали 20Х2Н4А снижается в 2 раза с увеличением номера зерна с 10-го по 5-й при равной поверхностной твердости и эффективной толщине диффузионного слоя [13]. Рекомендуемая величина зерна для высоконапряженных зубчатых колес – № 10–12 [14].

Другая особенность структуры стали 20MnCrS5 – значительные включения сульфидов из-за повышенного содержания серы (рис. 5). Сера в стали практически находится в виде сульфидов железа и марганца. Сульфиды являются основной причиной анизотропности, резко снижают пластичность и вяз-

кость. Чем больше в стали серы, тем больше полосчатость, которая является одной из причин повышенных деформаций при ХТО, приводит к формированию неоднородной разнотельной микроструктуры цементованного слоя и понижению уровня прочностных свойств деталей. При содержании в стали серы свыше 0,01% значительно увеличивается анизотропия механических свойств. В этом случае значения ударной вязкости при поперечном расположении волокон снижаются по отношению к продольному в 6–8 раз [15]. Сталь для высоконапряженных зубчатых колес должна соответствовать классу особовысококачественной по ГОСТ 4543-2016 при содержании серы не более 0,015%.

Проведенная оценка применимости цементуемой стали 20MnCrS5 с химическим составом в соответствии с DIN EN 10084 для зубчатых колес отечественных мобильных машин выполнена по критерию получения по сечению зуба структур с твердостью 32 HRC для сердцевин, 50 HRC – для полупереходной зоны, 61–63 HRC – для диффузионного слоя без учета других физико-механических свойств стали. По критерию прокаливаемости сталь 20MnCrS5 применима для зубчатых колес с модулем до 7–10 мм. Однако качество структуры диффузионных слоев и сердцевин деталей из этой стали, упрочненных химико-термической обработкой, не соответствует техническим требованиям к высоконапряженным зубчатым колесам трансмиссий автотракторной техники по величине действительного зерна и содержанию неметаллических включений.

Приведенные результаты подтверждают вывод о необходимости корректировки химического состава стали 20MnCrS5, сделанный в работе [16] применительно к стали 16MnCrS5, введением системы модифицирующих элементов (V, Nb, Ti), способствующих уменьшению размера действительного зерна, с необходимостью принятия мер по снижению содержания серы до рекомендуемого предела. Указанные добавки модифицирующих элементов и требования по содержанию серы должны быть учтены в разрабатываемой нормативной базе Республики Беларусь по конструкционной стали 20MnCrS5, производимой в соответствии с европейскими нормами на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

Реализация данных рекомендаций даст основания о применении стали 20MnCrS5 для зубчатых колес отечественных мобильных машин без проведения энергоемких испытаний.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гольдштейн Я. Е. Низколегированные стали в машиностроении. М.; Свердловск: Машгиз, 1963. 240 с.
2. Grossmann M. Elements of Hardenability, 98. ASM. Cleveland, 1952.
3. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали. М.: Металлургиздат, 1960. 252 с.
4. Фрактография прокаливаемости и свойства сплавов / М. П. Браун [и др.]. Киев: Наукова думка, 1966. 312 с.
5. Руденко С. П., Валько А. Л., Сандомирский С. Г. Применение стандарта ASTM A255-07 для расчета прокаливаемости сталей, изготавливаемых по ГОСТ 4543-2016 // Механика машин, механизмов и материалов. 2019. № 3. С. 51–57.
6. Компьютерная программа «Расчет прокаливаемости конструкционных сталей (H-Steel)»: Св-во № 846. Респ. Беларусь; правообладатель ОИМ НАН Беларуси. № С20150109; заявл. 03.11.15; опубл. 12.01.16 // Реестр зарегистр. компьютерных программ / Нац. центр интеллектуальной собственности. 2016. 55 с.
7. Руденко С. П., Валько А. Л. Контактная усталость зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин. Минск: Белорусская наука, 2014. 126 с.
8. Руденко С. П., Валько А. Л. Разработка режимов химико-термической обработки зубчатых колес из экономнолегированной стали // Механика машин, механизмов и материалов. 2017. № 2. С. 34–38.
9. Технология термической обработки стали / Рейнхард Бернст, Зигфрид Бемер и др.; пер. с нем. Б. Е. Левина; под ред. Бернштейна. М.: Металлургия, 1981. 608 с.
10. Браун М. П. Влияние легирующих элементов на свойства стали. Киев: ГИТЛ УССР, 1962. 192 с.
11. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: справ. термиста. 2-е изд., исправ. и доп. М.: Металлургия. 495 с.
12. Контроль качества термической обработки стальных полуфабрикатов и деталей: справ. под общ. ред. В. Д. Кальнера. М.: Машиностроение, 1984. 384 с.
13. Сусин А. А., Руденко С. П. Изгибная усталость, структура и субмикроструктура конструкционных химико-термически упрочненных сталей // Докл. НАН Беларуси. 2002. Т. 46. № 2. С. 111–114.
14. Руденко С. П., Валько А. Л., Мосунов Е. И. Технические требования к качеству цементованных слоев зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин // Автомобильная промышленность. 2011. № 9. С. 33–36.
15. Руденко С. П., Валько А. Л., Парфенчик В. Н. Влияние содержания серы на анизотропию пластических свойств конструкционных сталей // Сталь. 2018. № 2. С. 46–49.
16. Ковалева И. А., Овчинникова И. А., Стефанович С. В. Разработка мероприятий по оптимизации химического состава в цементуемой марке стали 16MnCrS5 для устранения причин возникновения роста крупных аустенитных зерен // Литье и металлургия. 2019. № 1. С. 49–56.

REFERENCES

1. Gol'dshtejn Ja. E. *Nizkolegированные стали в машиностроении* [Low alloy steels in mechanical engineering]. Moscow–Sverdlovsk, Mashgiz Publ., 1963, 240 p.

2. **Grossmann M.** Elements of Hardenability, 98, ASM, Cleveland, 1952.
3. **Entin R. I.** *Prevrashcheniya austenita v stali* [Transformation of austenite into steel]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1960. 252 p.
4. **Braun M. P.** *Fraktografiya prokalivaemosti i svoystva splavov* [Fractography of hardenability and properties of alloys]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1966. 312 p.
5. **Rudenko S. P., Val'ko A. L., Sandomirskij S. G.** Primenenie standarta ASTM A255–07 dlya raschet prokalivaemosti stalej, izgotavlivaemyh po GOST 4543-2016 [Application of ASTM standard A255–07 for the calculation of hardenability of steels produced according to GOST 4543-2016]. *Mehanika mashin, mekhanizmov i materialov = Mechanics of machines mechanisms and materials*, 2019, no. 3, pp. 51–57.
6. **Rudenko S. P., Val'ko A. L., Shipko A. A.** *Komp'yuternaja programma «Raschet prokalivaemosti konstrukcionnyh stalej (H-Steel)»* [The computer (H-Steel)]. Sv. RB, no 846. 55 p.
7. **Rudenko S. P., Val'ko A. L.** *Kontaktnaya ustalost' zubchatyh koles transmissij energonasyshchennyh mashin* [Contact fatigue of gears of transmission of high-power machines]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2014. 126 p.
8. **Rudenko S. P., Val'ko A. L.** Razrabotka rezhimov himiko-termicheskoj obrabotki zubchatyh koles iz jekonomno legirovannoj stali [Working of regimes of chemical heat treatment of tooth gears from economical the steel alloy]. *Mehanika mashin, mekhanizmov i materialov = Mechanics of machines mechanisms and materials*, 2017, no. 2, pp. 34–38.
9. **Bernst R., Bemmer Z. i dr.** *Tekhnologiya termicheskoj obrabotki stali* [Steel heat treatment technology]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 608 p.
10. **Braun M. P.** *Vliyanie legiruyushchih elementov na svoystva stali* [Effect of alloying elements on steel properties]. Kiev, GITL USSR Publ., 1962. 192 p.
11. **Popov A. A., Popova L. E.** *Izotermicheskie i termokineticheskie diagrammy raspada pereohlazhdenno go austenita* [Isothermal and thermokinetic diagrams of supercooled austenite decay]: Spravochnik termista. 2-e izd., isprav. i dop. Moscow, Metallurgija Publ., 495 p.
12. **Kontrol' kachestva termicheskoj obrabotki stal'nyh polufabrikatov i detalej** [Quality control of heat treatment of steel semi-finished products and parts]: cprav. pod obshch. red. V. D. Kal'nera. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984. 384 p.
13. **Susin, A. A., Rudenko S. P.** Izgibnaya ustalost', struktura i submikrostruktura konstrukcionnyh himiko-termicheski uprochnennyh stalej [Flexural fatigue, structure and the structural submicrostructure of the chemical-thermally toughened steels]. *Doklady NAN Belarusi = Proceedings of National Academy of Sciences of Belarus*, 2002, vol. 46, no. 2. pp. 111–114.
14. **Rudenko S. P., Val'ko A. L., Mosunov E. I.** Tekhnicheskie trebovaniya k kachestvu cementovannyh sloev zubchatyh koles transmissij energonasyshchennyh mashin [Technical requirements for the quality of cemented layers of gears in transmissions of high-power machines]. *Avtomobil'naya promyshlennost' = Automotive Industry*, 2011, no. 9, pp. 33–36.
15. **Rudenko S. P., Val'ko A. L., Parfenchik V. N.** Vliyanie sodержaniya sery na anizo-tropiyu plasticheskikh svoystv konstrukcionnyh stalej [Influence of sulfur content on anisotropy of plastic properties of structural steels]. *Stal' = Steel*, 2018, no 2, pp. 46–49.
16. **Kovaleva I. A., Ovchinnikova I. A., Stefanovich S. V.** Razrabotka meropriyatij po optimizacii himicheskogo sostava v cementuemoj marke stali 16MnCrS5 dlya ustraneniya prichin vozniknoveniya rosta krupnyh austenitnyh zeren [Development of action on optimization of chemical composition of carburized steel grade 16MnCrS5 to eliminate the causes of growth of large austenite grains]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 1, pp. 49–56.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-50-55>
УДК 621.98.04

Поступила 06.12.2019
Received 06.12.2019

ТЕХНОЛОГИЯ И ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ ГИБКИ ЛИСТОВ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

В. А. ТОМИЛО, М. Л. НЕСТЕРОВИЧ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: maxim03021992@gmail.com

В статье предложен и теоретически обоснован способ гибки высокопрочных сталей со сжатием. Технология позволяет получать детали из высокопрочных сталей без трещин вдоль линии гибки. В случае изгиба по предложенному способу деформирование осуществляется действием продольной и поперечной силы. Для разработанного способа получены уравнения, показывающие распределение напряжений по сечению в очаге деформации. На основании уравнений распределения напряжений были выведены выражения для нахождения продольной сжимающей силы, при которой нейтральный слой в заготовке переместится на наружную поверхность. Получены выражения для нахождения момента, создаваемого продольной сжимающей силой, а также момента, образованного действием сжимающих напряжений, что позволило найти уравнение для внешнего изгибающего момента при изгибе со сжатием. Выведено уравнение для нахождения плеча действия усилия, создающего внешний изгибающий момент. С учетом выражений для нахождения внешнего изгибающего момента и плеча действия усилия получено уравнение для нахождения усилия на пуансоне при осуществлении изгиба со сжатием.

Ключевые слова. *Способ гибки со сжатием, распределение напряжений, изгибающий момент, плечо силы, усилие гибки со сжатием.*

Для цитирования. *Томило, В. А. Технология и инструмент для гибки листов из высокопрочных сталей / В. А. Томило, М. Л. Нестерович // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 50–55. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-50-55>.*

BENDING TECHNOLOGY OF HIGH STRENGTH STEEL SHEETS AND TOOLS FOR ITS REALIZATION

V. A. TAMILA, M. L. NESTEROVICH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: maxim03021992@gmail.com

The article proposes and theoretically justifies a method for bending high-strength steels with compression. The technology allows to get parts from high-strength steels without cracks along the bending line. In the case of bending according to the proposed method, the deformation is carried out by the combined action of longitudinal and lateral forces. Equations are derived showing the stress distribution over the cross section in the deformation zone. The article proposes and theoretically justifies a method for bending high-strength steels with compression. The technology allows you to get parts from high-strength steels without cracks along the bending line. In the case of bending according to the proposed method, the deformation is carried out by the action of longitudinal and transverse forces. Equations were derived for finding the longitudinal compressive force at which the neutral layer in the workpiece moves to the outer surface based on the equations of stress distribution. Equations are derived for finding the moment created by the longitudinal compressive force, as well as the moment formed by the action of compressive stresses, which made it possible to derive the equation for the external bending moment during bending with compression. Equation is derived for finding the shoulder of the force action creating an external bending moment. Equation is derived for finding the force of the punch for bending with compression.

Keywords. *The method of bending with compression, stress distribution, bending moment, shoulder strength, bending force with the compression.*

For citation. *Tamila V. A., Nesterovich M. L. Bending technology of high strength steel sheets and tools for its realization. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 50–55. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-50-55>.*

В настоящее время при изготовлении усиленных элементов кузовов автомобилей специального назначения применяют высокопрочные стали типа Miilux Protection. Особенность данных сталей состоит в том, что они плохо поддаются операциям холодной обработки давлением, в частности гибке на радиус r , равный толщине материала s . Имеет место трещинообразование по линиигиба, что является неисправив-

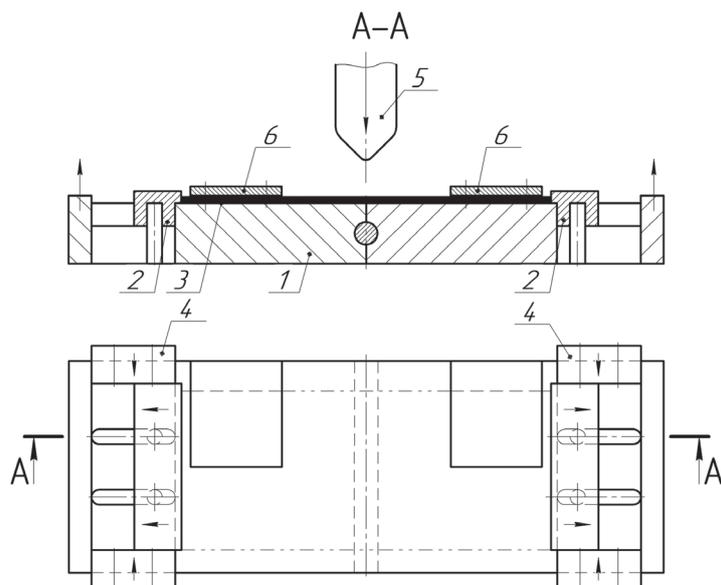


Рис. 1. Схема штампа для гибки высокопрочных сталей с боковыми поджимами: 1 – шарнирная матрица; 2 – упор; 3 – заготовка; 4 – боковой поджим; 5 – пуансон; 6 – ограничитель

мым дефектом. В связи с этим элементы кузовов автомобилей приходится изготавливать по сварному варианту, что существенно влияет на прочностные характеристики деталей по сварному шву и в зоне термического влияния.

Для указанных сталей разработана технология гибки, позволяющая получать детали с радиусом r , равным толщине материала s . На рис. 1 показана схема штампа для гибки высокопрочных сталей.

Штамп содержит шарнирную матрицу 1. К матрице с обеих сторон крепятся перемещаемые упоры 2, между которыми укладывается заготовка 3. По краям штампа расположены боковые поджимы 4, которые крепятся к матрице 1 и зажимают упоры. Таким образом, свободное перемещение упоров в продольном направлении отсутствует. Заготовка изгибается пуансоном 5. При гибке заготовок относительно большой длины на матрицу дополнительно устанавливают ограничители 6, препятствующие потере продольной устойчивости.

Штамп работает следующим образом. Заготовку 3 из листового материала укладывают на шарнирную матрицу 1 между упорами 2. После чего упоры фиксируются поджимами 4. При ходе ползуна прессы вниз пуансон 5 начинает изгибать заготовку. Концы изгибаемого полуфабриката начинают давить на упоры и стремятся переместить их в продольном направлении. За счет фиксации поджимами упоров на поверхности их контакта возникает сила трения $F_{тр}$, которая препятствует относительно свободному перемещению упоров, таким образом, создавая их противодействие на заготовку. В результате противодействия упоров нейтральный слой в полуфабрикate смещается к наружной поверхности, а заготовка изгибается с напряжениями сжатия в продольном направлении.

Рассмотрим более подробно связи между заготовкой 3, упором 2 и поджимами 4 (рис. 2).

При опускании пуансона вниз заготовка стремится выйти за края матрицы и начинает воздействовать на перемещаемый упор равномерно распределенной нагрузкой q , суммарно равной силе Q . От упоров на заготовку начинает воздействовать реактивная сжимающая сила $F_{сж}$. Для того чтобы заготовка изгибалась лишь с напряжениями сжатия в продольном направлении, необходимо, чтобы нейтральный слой в ней сместился на наружную поверхность, а это возможно лишь тогда, когда средние сжимающие напряжения (образованные от сжимающей силы) достигнут или будут больше напряжений текучести [1]. Тогда для рассматриваемого случая можно записать

$$Q = F_{сж} = k_0 \sigma_T b S, \quad (1)$$

где k_0 – коэффициент, учитывающий изменение напряжений по сечению; σ_T – предел текучести материала; b – ширина изгибаемого полуфабриката.

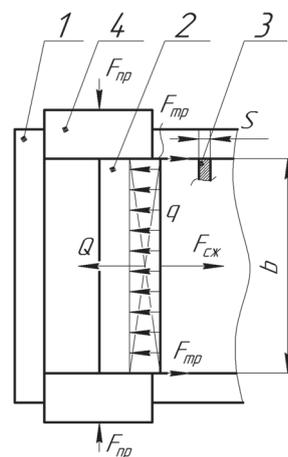


Рис. 2. Схема действия сил на контакте заготовки с деталями штампа

На контакте перемещаемого упора с двух сторон от воздействия поджимов возникает сила трения $F_{тр}$, равная:

$$F_{тр} = \mu F_{пр}, \quad (2)$$

где μ – коэффициент трения между поджимом и упором; $F_{пр}$ – сила прижима упора.

Для перемещения упора в продольном направлении, реализуя при этом схему гибки со сжатием, должно выполняться неравенство

$$Q \geq 2F_{тр}. \quad (3)$$

Подставив значение уравнения (1) в (3) и с учетом (2), можно записать

$$F_{пр} \geq \frac{k_0 \sigma_T b S}{2\mu}. \quad (4)$$

Уравнение (4) показывает усилие прижима перемещаемого упора, необходимое для реализации процесса изгиба со сжатием в штампе, изображенном на рис. 1.

Предлагаемый способ гибки является примером изгиба действием поперечной и продольной силы. Преобладающее влияние на процесс деформирования в данном случае оказывает поперечная сила – пуансон воздействует усилием на заготовку, торцы которой стремятся выйти за края матрицы, при этом, упираясь в поджатые упоры, создают реактивную продольную сжимающую силу $F_{сж}$. В связи с этим предельный момент (внешний изгибающий момент) пластического изгиба, возникающий от усилия на пуансоне $P_{п}$, равен [2]:

$$M = P_{п} l / 2, \quad (5)$$

где l – плечо, на котором действует сила $P_{п}$.

При обычном процессе гибки слои металла внутри угла изгиба сжимаются и укорачиваются в продольном направлении и растягиваются в поперечном направлении. Наружные слои растягиваются и удлиняются в продольном и сжимаются в поперечном направлении. Именно удлинение и растяжение наружных слоев при гибке является причиной трещинообразования высокопрочных листовых материалов [3].

Действие продольной сжимающей силы $F_{сж}$ создает препятствие деформированию заготовки и отражается на распределении напряжений по толщине заготовки, а именно образованные ее действием сжимающие напряжения накладываются на различные напряжения, получающиеся при изгибе, и дают измененную схему распределения напряжений по сечению, что препятствует образованию трещин. Причем, как говорилось ранее, если напряжения, образованные от $F_{сж}$, достигнут или будут больше напряжений текучести, то нейтральный слой в заготовке переместится на наружную поверхность ($\rho_n = R$). Схема напряженного и деформированного состояния при изгибе со сжатием показана на рис. 3.

Тогда из условия, при котором сумма моментов, действующих на заготовку в рассматриваемом сечении равна нулю, можно записать [3]

$$M = M_{\sigma_\theta} - M_{F_{сж}}, \quad (6)$$

где $M_{F_{сж}}$ – момент, создаваемый продольной силой $F_{сж}$, приложенной к заготовке; M_{σ_θ} – момент, создаваемый напряжениями σ_θ .

Для отыскания значений моментов, создаваемых продольной силой $F_{сж}$ и напряжениями σ_θ , необходимо знать распределение напряжений по сечению при изгибе со сжатием. Поэтому примем, что изгиб происходит без упрочнения, а ширина заготовки больше ее толщины в несколько раз. В таком случае деформации в направлении ширины затруднены и можно считать, что на большей части изгибаемой заготовки (кроме краев) возникает плоское деформированное состояние, при котором [4]

$$\sigma_z = \frac{1}{2}(\sigma_\rho + \sigma_\theta), \quad (7)$$

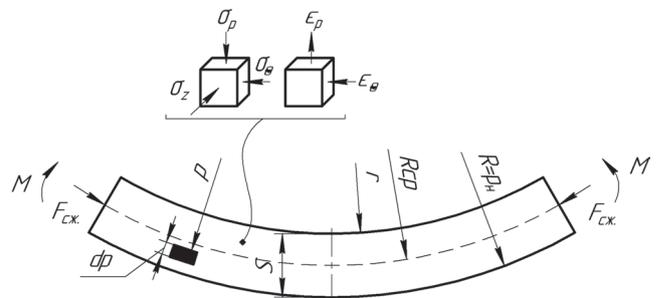


Рис. 3. Схема напряженного и деформированного состояния при изгибе со сжатием

где σ_z , σ_ρ , σ_θ – соответственно напряжения, действующие вдоль ширины заготовки, в радиальном и тангенциальном направлениях.

Выделим в очаге деформации элемент размером $d\rho$ и запишем для него уравнение равновесия [4]

$$\frac{\rho d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho - \sigma_\theta = 0. \quad (8)$$

Напряжения σ_ρ и σ_θ отрицательны, поэтому по гипотезе максимальных касательных напряжений уравнение пластичности запишется в виде [4]

$$\sigma_\rho - \sigma_\theta = \sigma_T. \quad (9)$$

При совместном решении (8) и (9) и использовании граничных условий, по которым $\sigma_\rho = 0$ при $\rho = r$, получим уравнения, показывающие распределение напряжений по толщине:

$$\sigma_\rho = -\sigma_T \ln \frac{\rho}{r},$$

$$\sigma_\theta = -\sigma_T \left(\ln \frac{\rho}{r} + 1 \right).$$

Зная уравнения для распределения напряжений по изгибаемому сечению, воспользуемся методикой Н. И. Безухова для отыскания значений, составляющих выражения (6). При одновременном действии внешнего момента поперечных сил и продольной сжимающей силы интегральная сумма тангенциальных напряжений будет равна продольной сжимающей силе [3]. При этом характер функциональной зависимости $\sigma_\theta = f(\rho)$ не изменяется по сечению в процессе изгиба, так как реализуется схема гибки со сжатием, поэтому интеграл не разбивается на два выражения. В связи этим интегрирование проводим в пределах от r до $R = \rho_H$:

$$F_{сж} = \int_r^{R=\rho_H} \sigma_\theta b d\rho. \quad (10)$$

Подставляя значение σ_θ под интеграл (10), произведем незначительные математические преобразования и найдем значение $F_{сж}$:

$$F_{сж} = -\sigma_T \int_r^{R=\rho_H} \left(\ln \frac{\rho}{r} + 1 \right) b d\rho = -\sigma_T b R \ln \frac{R}{r} = -\sigma_T b \rho_H \ln \frac{\rho_H}{r}. \quad (11)$$

Если принять, что изменение толщины заготовки в процессе деформирования ничтожно мало, а изгиб производится на радиус, равный толщине материала, то можно записать

$$R = r + s = 2s = 2r. \quad (12)$$

В таком случае уравнение (11) примет вид

$$F_{сж} = -1,38\sigma_T s b.$$

Здесь число 1,38 и есть значение коэффициента k_θ , упоминаемого в уравнении (1).

Зная $F_{сж}$ и с учетом (12), можно записать, что величина момента, образованного продольной сжимающей силой относительно центра кривизны нейтральной поверхности заготовки, будет равна [3]

$$M_{F_{сж}} = F_{сж} \rho_H = |R = \rho_H| = -2,76\sigma_T s^2 b.$$

Величина момента, образованного напряжениями σ_θ с учетом (12), определяется уравнением [3]

$$M_{\sigma_\theta} = \int_r^{R=\rho_H} \sigma_\theta \rho b d\rho = -\sigma_T \int_r^{R=\rho_H} \left(\ln \frac{\rho}{r} + 1 \right) \rho b d\rho = -2,14\sigma_T s^2 b.$$

В таком случае, подставляя значения M_{σ_θ} и $M_{F_{сж}}$ в (6), получаем уравнение для внешнего изгибающего момента при изгибе со сжатием:

$$M = 0,62\sigma_T s^2 b.$$

Так как предельный момент пластического изгиба равен уравнению (5), то возможно определить значение усилия на пуансоне. Однако в этом случае возникают определенные трудности для отыскания плеча l . На рис. 4 показана расчетная схема для отыскания плеча l на границе контактного участка.

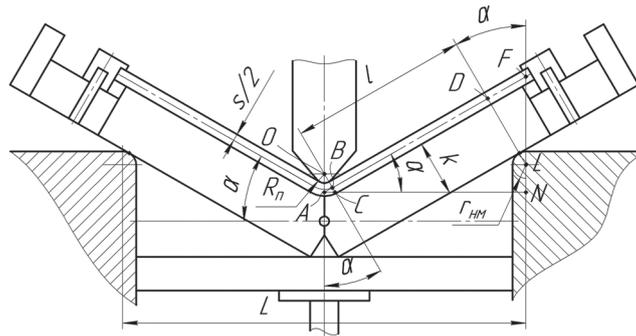


Рис. 4. Расчетная схема для отыскания плеча действия усилия, создающего изгибающий момент

Как видно из рисунка, плечо l равно некоторой длине гипотенузы AF треугольника AFN . Поэтому для отыскания плеча l необходимо найти величину отрезков AB и DF . Для отыскания отрезка AB рассмотрим треугольник AOB , тогда можно записать

$$AB = \left(R_{\text{п}} + \frac{s}{2} \right) \text{tg } \alpha.$$

где $R_{\text{п}}$ – радиус пуансона: $R_{\text{п}} = s$.

Из треугольника LDF запишем

$$DF = \left(\frac{s}{2} + k + r_{\text{HM}} \right) \text{tg } \alpha,$$

где k – толщина поворотной матрицы; r_{HM} – радиус направляющей матрицы.

Из треугольника AFN отрезок AF равен:

$$AF = \frac{L}{2 \cos \alpha}.$$

Тогда, зная величины AB , DF , AF , найдем величину плеча l :

$$l = \frac{L}{2 \cos \alpha} - \left(R_{\text{п}} + \frac{s}{2} \right) \text{tg } \alpha - \left(\frac{s}{2} + k + r_{\text{HM}} \right) \text{tg } \alpha = \frac{1}{\cos \alpha} \left(\frac{L}{2} - \sin \alpha (2s + k + r_{\text{HM}}) \right).$$

Величина плеча l позволит определить значение усилия на пуансоне $P_{\text{п}}$. Тогда, подставляя значение для внешнего изгибающего момента и значение плеча l , уравнение для усилия на пуансоне примет вид

$$P_{\text{п}} = \frac{1,24 \sigma_{\text{T}} s^2 b \cos \alpha}{\left(\frac{L}{2} - \sin \alpha (2s + k + r_{\text{HM}}) \right)}. \quad (13)$$

Уравнение (13) показывает изменение усилия по ходу деформирования. При дальнейшем исследовании его на экстремум возможно будет определить максимальные силы реакции опоры, что необходимо для прочностного расчета деталей штампа и выбора оптимального материала для их изготовления.

Выводы

1. Для соблюдения условий гибки со сжатием по предлагаемой технологии необходимо соблюсти усилие прижима, определяемое согласно уравнению (4), в противном случае изгиб высокопрочных сталей будет происходить с образованием трещин.

2. Предложенный способ является примером изгиба одновременным действием продольных и поперечных сил, где преобладающее влияние имеет поперечная сила, возникающая от действия гибочного пуансона.

3. Усилие, необходимое для осуществления процесса изгиба со сжатием, когда радиус гибки равен толщине материала, определяется согласно уравнению (13).

ЛИТЕРАТУРА

1. Попов Е. А. Технология и автоматизация листовой штамповки: учеб. пособ. для вузов/ Е. А. Попов, В. Г. Ковалев, И. Н. Шубин. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2000. 480 с.

2. **Романовский В. П.** Справочник по холодной штамповке/ В. П. Романовский. Изд. 6-е, перераб. и доп. Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1979. 520 с.
3. **Попов Е. А.** Основы теории листовой штамповки: учеб. пособ. для вузов. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1977. 278 с.
4. **Зубцов М. Е.** Листовая штамповка: учеб. пособ. для вузов. Изд. 3-е, перераб. и доп. Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1980. 432 с.

REFERENCES

1. **Popov E. A., Kovalev V. O., Shubin I. N.** *Tehnologiya i avtomatizaciya listovoi shtampovki* [Technology and automation of sheet metal stamping]. Moscow, MGTU im. Baumana Publ., 2000, 480 p.
2. **Romanovski V. P.** *Spravochnik po holodnoi shtampovke* [Cold stamping guide]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1979, 520 p.
3. **Popov E. A.** *Osnovy teorii listovoi shtampovki* [The basics of sheet metal stamping theory]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977, 278 p.
4. **Zubcov M. E.** *Listovaya shtampovka* [Sheet metal stamping]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1980, 432 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-56-64>
УДК 621.791, 669.017

Поступила 18.10.2019
Received 18.10.2019

СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА

Б. М. НЕМЕНЕНОК, И. В. РАФАЛЬСКИЙ, П. Е. ЛУЩИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65, E-mail: nemenenok@bntu.by, А. А. РАДЧЕНКО, ГНУ «Институт порошковой металлургии им. акад. О. В. Романа НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, ул. Платонова, 41. E-mail: radch.aa@gmail.com

Представлены результаты анализа теоретических и экспериментальных исследований способов получения неразъемных соединений разнородных металлов и сплавов, а также преимущества, проблемы реализации и перспективы использования процессов сварки трением с перемешиванием для соединения титановых и алюминиевых сплавов. Отмечается, что большинство исследований посвящено сварке трением с перемешиванием легких металлов, таких, как алюминий, медь, магний и их сплавы. Несмотря на большой научный и практический интерес, процессы сварки трением с перемешиванием сплавов и металломатричных композиционных материалов на основе алюминия и титана изучены менее тщательно и требуют дополнительного внимания.

Учитывая разнообразие и сложность сварки трением с перемешиванием, отсутствие правильной оценки реакционной способности, свойств и конструктивных особенностей алюминиевых и титановых сплавов может привести к ряду проблем, связанных с изменением структуры материалов и дефектами зоны сварки, что сопровождается неизбежным ухудшением механических характеристик готовых соединений.

Ключевые слова. Алюминиевые и титановые сплавы, неразъемные соединения, сварка трением с перемешиванием.

Для цитирования. Немененок, Б. М. Способы получения неразъемных соединений сплавов на основе алюминия и титана / Б. М. Немененок, И. В. Рафальский, П. Е. Луцки, А. А. Радченко // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 56–64. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-56-64>.

METHODS FOR PRODUCING PERMANENT JOINTS OF ALUMINUM AND TITANIUM ALLOYS

B. M. NEMENENOK, I. V. RAFALSKI, P. E. LUSHCHIK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: nemenenok@bntu.by, А. А. RADCHENKO, State Scientific Institute «Powder Metallurgy Institute named after Academician O. V. Romana» National Academy of Science of Belarus, Minsk, Belarus, 41, Platonova str. E-mail: radch.aa@gmail.com

The results of the analysis of theoretical and experimental studies of methods for producing permanent joints of dissimilar metals and alloys are presented, as well as the advantages, implementation problems and prospects of using friction stir welding to join titanium and aluminum alloys. It is noted that most studies focus on friction stir welding of light metals such as aluminum, copper, magnesium and their alloys. Despite the great scientific and practical interest, the friction stir welding processes of alloys and metal-matrix composite materials based on aluminum and titanium have been studied less thoroughly and require additional attention.

Given the variety and complexity of friction stir welding, the lack of a correct assessment of the reactivity, properties and design features of aluminum and titanium alloys can lead to a number of problems associated with a change in the structure of materials and defects in the welding zone, which is accompanied by the inevitable deterioration of the mechanical characteristics of the finished joints.

Keywords. Aluminum and titanium alloys, permanent joints, friction stir welding.

For citation. Nemenenok B. M., Rafalski I. V., Lushchik P. E., Radchenko A. A. Methods for producing permanent joints of aluminum and titanium alloys. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 56–64. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-56-64>.

Введение

Конструкции из разнородных металлов и сплавов являются востребованной продукцией аэрокосмической, автомобиле- и тракторостроительной, горнодобывающей, строительной, сельскохозяйственной, машиностроительной, химической, нефтедобывающей и других отраслей промышленности. Использование соединений разнородных легких сплавов, таких, как алюминиевые, магниевые и титановые сплавы, позволяет создавать легкие конструкции благодаря сочетанию удовлетворительной прочности, хорошей пластичности и низкому удельному весу. Однако эти сплавы, как правило, менее пригодны для обработки и получения неразъемных соединений по сравнению с обычными сталями и в большинстве случаев их сварка обычными методами плавления затруднительна или невозможна [1].

Алюминиевые сплавы благодаря сочетанию низкой плотности, достаточно высокой удельной прочности, ударопрочности, коррозионной стойкости, высокой устойчивости к низким и относительно высоким температурам при их относительно небольшой цене в настоящее время являются одними из наиболее востребованных современных промышленных материалов.

Высокие механические свойства, низкая плотность и высокая коррозионная стойкость делают титан и его сплавы также очень привлекательными конструкционными материалами в различных отраслях промышленности. Однако из-за высокой реакционной способности и сложностей производственного процесса получения титан имеет относительно высокую стоимость. В связи с этим некоторые конструкционные элементы и компоненты из титана частично заменяют элементами из более дешевых материалов, таких, как нержавеющие стали и алюминиевые сплавы. В случае применения элементов конструкций из алюминиевых сплавов обеспечивается существенное снижение их массы. Основное требование, предъявляемое в отношении таких конструкций, – возможность получения высокопрочных соединений высокого качества разнородных сплавов [2].

Применение комбинированных соединений легких сплавов, таких, как алюминиевые и титановые, благодаря их низкой плотности, высокой механической прочности и коррозионной стойкости, является актуальным и весьма востребованным для производства инновационной продукции различного назначения в стратегических отраслях промышленности (авиационной, космической, автомобильной, судостроительной, машино- и приборостроении и др.). Сравнительно низкие и стабильные значения коэффициента теплового расширения этих сплавов обеспечивают возможность получения конструкционных соединений этих материалов.

Проектирование сварного соединения, как указывают авторы работы [3], представляет собой сложный, многостадийный процесс, который требует учета различных факторов и свойств материалов и их соединений, таких, как усталостная прочность, структурная целостность, качество поверхности, технологичность получения, поглощение энергии, шум, вибрация и жесткость. Выбор материала и проектирование технологического процесса сварки с использованием разнородных металлов и сплавов приводит к необходимости учитывать химическое и термодинамическое взаимодействие соединяемых элементов. Чтобы спроектировать высокопрочное соединение из разнородных сплавов на основе алюминия и титана, требуется обширная база инженерных знаний в области материаловедения, химического и структурного анализа, физико-механических испытаний, применение математических методов и инструментов компьютерного моделирования.

Обзор методов получения соединений разнородных материалов и их обсуждение

Для изготовления высокопрочных инженерных конструкций и изделий ответственного назначения большое значение имеет применение легких сплавов, прежде всего, на основе алюминия и титана.

Использование алюминиевых сплавов в металлоконструкциях различного назначения является предпочтительным ввиду их очевидных сравнительных преимуществ перед другими сплавами, включая невысокую стоимость, высокие технологические и эксплуатационные свойства. Немаловажными факторами являются относительно устойчивая динамика снижения стоимости алюминия и рост его мирового производства в последние годы [4].

Титановые сплавы обладают высокой механической прочностью (превосходящей удельную прочность большинства сталей), повышенной коррозионной стойкостью (сопоставимой с коррозионной стойкостью алюминиевых сплавов) и высокой жаропрочностью. Эти сплавы находят широкое применение при изготовлении металлоизделий и конструкций, предназначенных для работы в условиях высоких температур, сохраняя при этом хорошие механические свойства.

Существенный прогресс, достигнутый в последние годы в технологиях получения неразъемных соединений разнородных материалов, способствовал увеличению интереса к использованию конструкций из сплавов на основе алюминия и титана в различных отраслях промышленности [5]. Для разнородных сплавов в зависимости от эксплуатационных требований и функционального назначения конструкций могут использоваться различные способы получения неразъемных соединений, в том числе пайки [6] и сварки [7]. Каждый способ соединения имеет свои преимущества и недостатки и наиболее подходящий определяется функциональным назначением и предъявляемыми требованиями к изделию или конструкции.

Высокопрочное соединение сплавов на основе титана и алюминия с помощью пайки и традиционных способов сварки довольно сложно получить из-за различий в физико-химических свойствах (температура плавления, теплопроводность, коэффициент термического расширения, реакционная способность с газами, присутствующими в окружающей среде), а также из-за образования хрупких интерметаллических фаз в зоне термического влияния [2].

Сварочные процессы весьма разнообразны, тем не менее, их можно разделить на две группы: сварка плавлением и сварка давлением [7]. Сварка плавлением включает технологии соединения металлов и сплавов, обеспечивающие расплавление материалов в локальной области, в том числе способы дуговой сварки (дуговая сварка плавящимся электродом, дуговая сварка под флюсом, сварка металла в инертном газе, сварка в активном газе, электрогазосварка, сварка дуговая угольным электродом, дуговая сварка вольфрамовым электродом в среде инертного газа, дуговая точечная сварка, атомно-водородная сварка, сварка дуговая плазменная), а также газовой, термитной, электронно-лучевой, электрошлаковой, лазерной сварки, сварки световым излучением дуги.

При использовании способов сварки давлением соединение образуется в результате деформации металлических поверхностей в месте контакта соединяемых изделий. К таким способам получения неразъемных соединений относят разнообразные процессы контактной сварки, ударной, кузнечной, ультразвуковой, диффузионной сварки, сварки взрывом, трением и др.

Методы, рекомендованные для изготовления неразъемных соединений материалов на основе алюминия и титана, по данным работы [2], включают несколько специальных видов сварки плавлением (электронно-лучевая сварка, лазерная сварка) и сварки давлением (диффузионная сварка, сварка трением).

В работе [1], в которой приводится обзор основных методов сварки, используемых для получения соединений между коммерчески наиболее используемыми легкими сплавами (алюминиевыми, магниевыми и титановыми), отмечается, что при сварке указанных материалов могут быть приняты во внимание как традиционные способы (сварка металлическим электродом в газовой среде (MIG, GMAW)), так и более новые методы (сварка лазерным лучом (LBW) и электронно-лучевая сварка (EBW)). Указывается, что хотя LBW-метод и дает лучшие результаты, в сварных швах разнородных сплавов наблюдаются типичные дефекты, вызванные плавлением и кристаллизацией материала, такие, как трещины, пустоты и пористость. Кроме того, из-за высоких температур в процессе сварки наблюдается образование интерметаллидов, ведущие в большинстве проанализированных случаев к хрупкому поведению и плохим механическим характеристикам неразъемного соединения.

Например, в работе [8] исследовали структуру и свойства соединений, полученных из листового алюминиевого сплава AA6056 и титанового сплава Ti6Al4V, сваренного встык лазерным лучом без использования присадочной проволоки. Было установлено, что на границе раздела сварного шва образуется интерметаллическая хрупкая фаза $TiAl_3$, которая существенно влияет на механические свойства соединения. Оптимизация конструкции соединения путем снятия фаски листа из сплава Ti6Al4V привела к уменьшению количества образующихся на межфазной границе раздела интерметаллидов $TiAl_3$. Таким образом, было показано, как сравнительно незначительное изменение конструкции соединения привело к формированию сварного шва с улучшенной микроструктурой, повышенной твердостью и прочностью, сопротивлением распространению усталостной трещины. В результате оптимизации конструкции соединения тип разрушения в зоне плавления алюминиевого сплава AA6056, прилегающей к границе раздела сварного шва, изменился с частично межкристаллического на полностью транскристаллический.

Авторы работы [1] приходят к выводу, что для получения неразъемных соединений из легких сплавов с целью преодоления вышеупомянутых дефектов могут быть успешно использованы твердофазные процессы, такие, как диффузионная сварка, сварка взрывом и сварка трением с перемешиванием (СТП).

Возможности СТП-процесса, структура и свойства полученных сварных швов в последние годы активно исследуются с целью получения соединений металлических материалов в аэрокосмической обла-

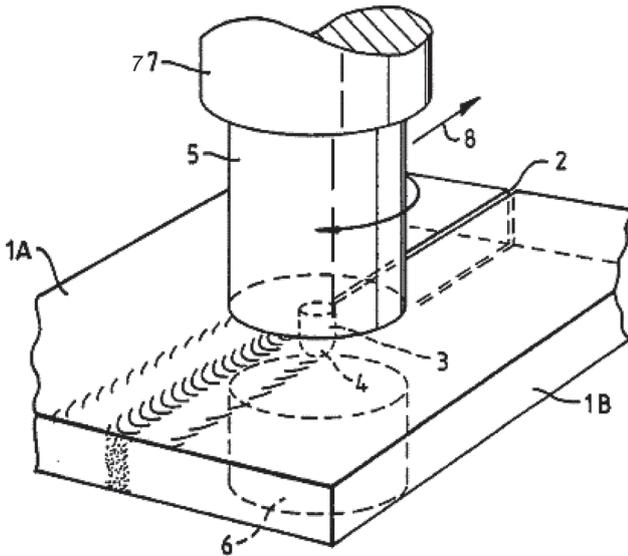


Рис. 1. Принципиальная схема СТП-процесса [20]

сти, судостроении и автомобилестроении, в том числе для получения сварных конструкций из алюминиевых и титановых сплавов [9]. Однако основное внимание авторов выполненных исследований по проблемам СТП направлено на изучение процессов получения соединений металлов и сплавов на основе алюминия [9–16], а также меди, магния и стали.

Как указывают авторы работы [10], общей проблемой получения сварных листовых металлоконструкций вследствие большой вероятности разрыва между листами (например, из-за неправильного крепления, неточности процессов производства и переменной толщины листов) является выход материала сварного шва из зоны обработки и эффективной площади поперечного сечения сварной зоны с последующим уменьшением разрыва и дефектностью сварного шва. Оптимальным вариантом решения этой проблемы является применение СТП-процесса в твердой фазе, впервые разработанного в СССР в 1967 г.

[19], развитого и запатентованного в Великобритании в 1991 г. Институтом сварки (TWI) [20].

Принцип реализации СТП-процесса заключается в том, что вращающийся от привода двигателя 7 рабочий инструмент (бурт 5 со штифтом 3) медленно погружается в стык 2 двух металлических пластин (листы 1А и 1В) на глубину, примерно равную толщине соединяемых кромок между верхней 4 и нижней 6 поверхностями соединяемых деталей и в дальнейшем перемещается вдоль соединения в направлении 8, как показано на рис. 1. Тепло, выделяющееся при трении вращающегося бурта и поверхности свариваемых пластин, приводит к локальному нагреву и пластификации материалов ниже температуры плавления.

Физическая сущность СТП-процесса заключается в преобразовании механической энергии в теплоту благодаря работе сил трения [10]. Соединение формируется при условии интенсивного пластического деформирования локальных объемов кромок металлических материалов на стыке свариваемых пластин. Из-за асимметрии структуры сварного шва в поперечном сечении, полученного при СТП, различают сторону набегания, для которой направление вращения инструмента совпадает с направлением сварки, и противоположную сторону отхода. При этом в процессе СТП температура алюминиевых сплавов, как правило, не превышает 500 °С [21].

В поперечном сечении сварного шва из-за различий в структуре принято выделять зоны основного материала (рис. 2, а), термического влияния (рис. 2, б), термомеханического влияния (рис. 2, в) и ядро – центральная зона перемешивания материалов (рис. 2, г).

Каждая зона (рис. 2) подвергается разному уровню пластической деформации, что приводит к различиям в микроструктуре. Чтобы получить качественное сварное соединение, во время СТП-процесса необходимо использовать такие параметры сварки, как скорость перемещения рабочего инструмента, скорость вращения и угол наклона инструмента, глубину погружения задней кромки инструментом в со-

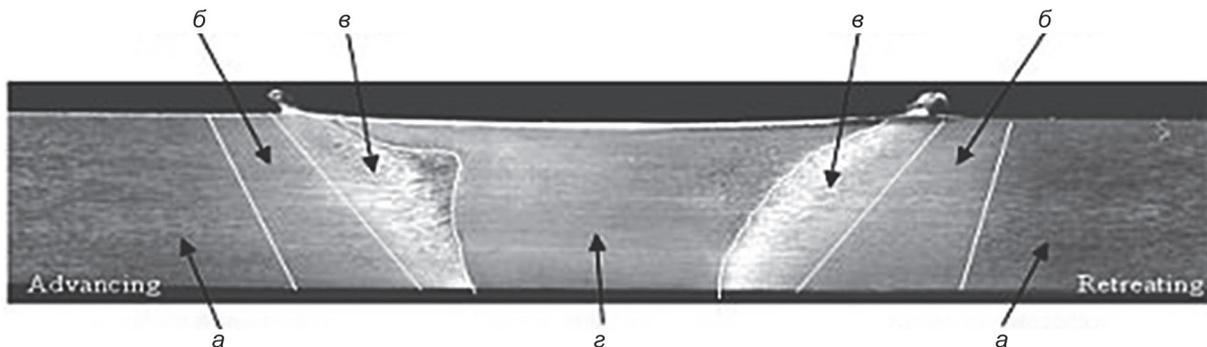


Рис. 2. Схема расположения зон сварного шва, полученного при сварке трением с перемешиванием [22]: а – зона основного материала; б – зона термического влияния (ЗТВ); в – зона термомеханического влияния (ЗТМВ); г – ядро

единаемые материалы [22]. Установлено, что ключевыми параметрами процесса являются скорость вращения и скорость перемещения инструмента и их соотношение (подача инструмента) [9, 23]. Отмечается, что высокие скорости вращения и низкие скорости перемещения могут вызывать перегрев материалов. Если скорость перемещения инструмента слишком высокая, а скорость вращения слишком низкая, процесс сварки будет слишком холодным для получения сварных швов приемлемого качества. Угол наклона оси вращения инструмента от вертикали обычно составляет от 0 до 4°. Наклон позволяет формировать качественный сварной шов за счет создания давления под задней кромкой бурта, где происходит образование шва.

При использовании СТП-процессов возможно обеспечить получение высокопрочных соединений не только однородных, но и разнородных металлических материалов, даже таких, которые сильно отличаются по своим физико-механическим и теплофизическим свойствам. Однако для этих процессов особенно важен правильный выбор технологических параметров СТП, прежде всего, параметров перемещения инструмента и его формы.

Среди преимуществ СТП-процессов авторами исследований, прежде всего, указывается возможность получать прочные сварные швы разнородных материалов; безопасность процесса для окружающей среды; отсутствие необходимости в присадочной проволоке; низкие остаточные напряжения, деформации и усадка даже в протяженных сварных швах; мелкий размер зерна сварного шва; малый расход энергии; отсутствие пористости, особых требований к процессу сварки и необходимости в подготовке кромок до сварки и механической обработке после нее [9–18].

Поскольку СТП-процесс реализуется при температурах ниже температуры плавления соединяемых материалов, это позволяет исключить или минимизировать образование оксидов, хрупких интерметаллических образований, металлургической пористости и трещин, существенных деформаций и остаточных напряжений. В связи с этим применение твердофазного СТП-процесса по сравнению с процессами сварки плавлением для соединения алюминиевых и титановых сплавов представляется весьма перспективным.

Помимо таких параметров, как скорость перемещения и скорость вращения рабочего инструмента, решающее значение для получения качественного соединения с высокими механическими свойствами имеет геометрия рабочего инструмента. Выбор конструкции рабочего инструмента является критически важной задачей при определении технологических параметров СТП, так как его профиль оказывает существенное влияние на перемешивание материала и качество сварного шва [9, 18]. Бурт рабочего инструмента может иметь различную геометрию, например, быть либо цилиндрическим, либо вогнутым или выпуклым (рис. 3). Основными факторами при выборе рабочего инструмента для СТП являются твердость материала заготовки и объем перемешиваемого материала.

В СТП-процессах для разнородных металлов и сплавов были опробованы различные геометрии рабочего инструмента, но наиболее распространенными являются конические, цилиндрические или треугольные секции с резьбой. Отмечается, что основные цилиндрические формы достаточны для тонкого листового материала из алюминиевых сплавов, но для заготовок толщиной более 12 мм требуются более сложные профили [23].

В последнее время также были предприняты активные усилия по разработке СТП-процессов для высокотемпературных металлических материалов, прежде всего, титана и титановых сплавов. В [23] отмечается, что при исследовании СТП-процессов для получения соединений из титановых сплавов основное внимание уделяется разработке рабочего инструмента и оптимизации параметров процесса с целью увеличения срока службы инструмента. При этом установлено, что тепло, выделяемое при трении рабочего инструмента, сравнительно медленно отводится по сравнению с алюминиевыми сплавами из-за низкой теплопроводности титана. Указывается, что для СТП-процессов свариваемость титановых сплавов хуже, чем у алюминиевых, и окно свариваемости технологических параметров СТП-процесса относительно узкое.

Для конструкций из тонких титановых профилей предпочтительны упрощенные профили бурта, поскольку любые элементы рабочего инструмента быстро изнашиваются, а срок службы инструмента является ограничивающим фактором. По этой причине при сварке титановых сплавов объемы смешивания значительно меньше, чем у алюминия. Снижение нагрузки при давлении плеча на материал необходимо применить при СТП к тонкостенным титановым заготовкам. Меньшие площади контакта при использовании конической геометрии позволяют снизить давление на материал при введении штыря в стык на начальном этапе. Соединение тугоплавких металлических материалов приводит к возникновению высо-

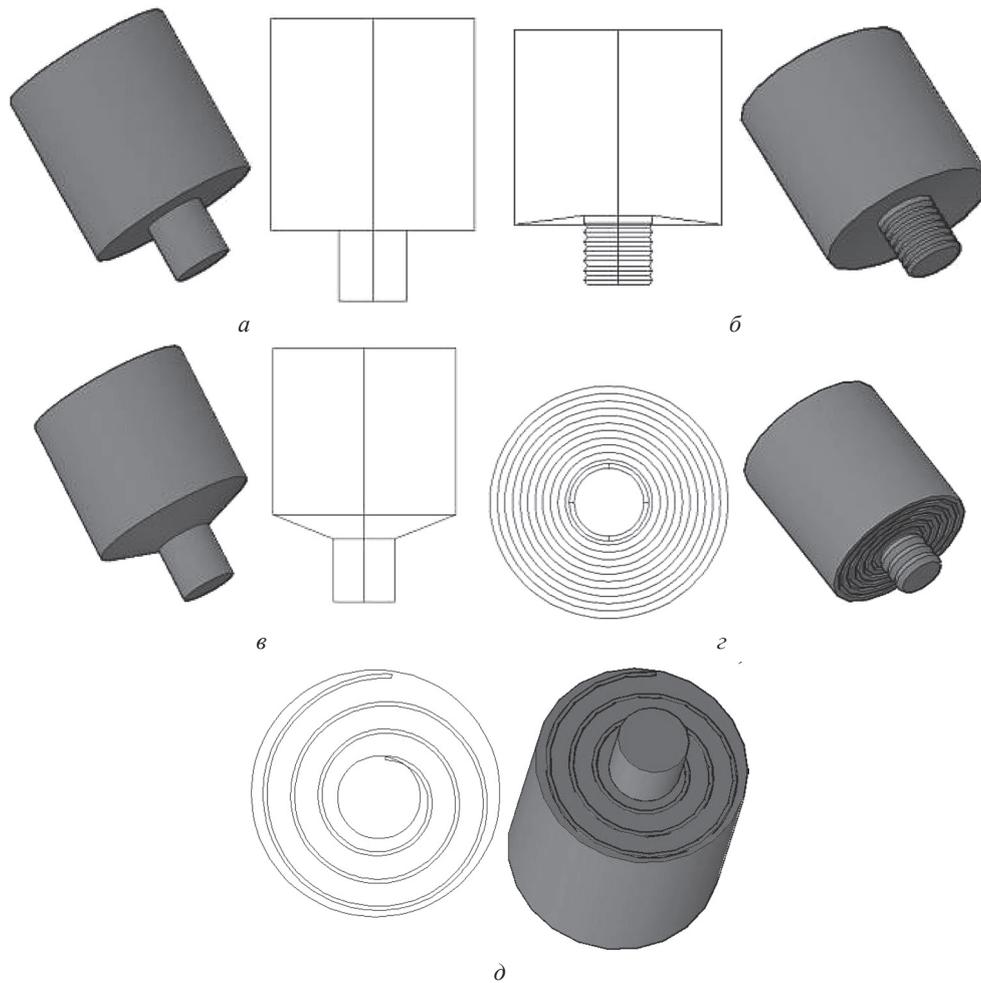


Рис. 3. Конструкции рабочего инструмента для СТП-процесса с различной геометрией бурта и штыря: *а* – цилиндрическая; *б* – цилиндрическая с резьбовым штырем; *в* – коническая; *г* – коническая с резьбой; *д* – цилиндрическая с канавками [18]

ких значений напряжений и температуры на бурте, что требует применения износостойких инструментальных материалов. Высокопрочные инструментальные материалы должны выдерживать температуры 800–1200 °С для титановых сплавов, в связи с чем для изготовления рабочего инструмента требуется применение керамических огнеупорных материалов, таких, как карбиды и нитриды с хорошей жаропрочностью, которые могут выдерживать технологические ковочные нагрузки [23].

Несмотря на то что СТП-процесс проводится при температурах ниже температур плавления основных материалов, интерметаллиды могут появляться из-за ликвации или диффузии атомов в зоне сварного шва. Отмечается, что в большинстве случаев присутствие интерметаллидов приводит к увеличению твердости, хрупкости и снижению механической прочности соединения [9–18].

Несмотря на достаточно большой объем полученных экспериментальных данных, теория процессов СТП, как указывают авторы работы [10], в настоящее время находится в стадии разработки, поскольку физика процессов весьма сложна, многофакторна и требует учета одновременно протекающих процессов тепло- и массопереноса, изменения температуры, пластической деформации, контактных явлений и трения. Отмечается, что исследование процессов СТП затруднено сложностью наблюдения деталей процесса смешения материалов в связи с большими напряжениями и скоростями деформации, поэтому для изучения закономерностей и механизмов СТП-процессов предпринимаются активные усилия по их численному моделированию [17].

Выводы

В настоящее время накоплен значительный объем экспериментальных и теоретических данных по результатам исследований процессов сварки трением с перемешиванием для разнородных материалов. Анализ и систематизация имеющейся информации по вопросам получения соединений из металлов и сплавов позволяют сделать следующие основные выводы:

1. Сварка трением с перемешиванием по сравнению с традиционными методами сварки плавлением имеет ряд преимуществ:

- возможность получать прочные сварные швы однородных или разнородных металлов и сплавов, включая алюминий, титан, магний, медь, цинк, никель и их сплавы, сталь, в том числе стыковых соединений переменной толщины;
- отсутствие необходимости в присадочных материалах и защитных газах;
- низкие остаточные напряжения, деформации и усадка даже в протяженных сварных швах;
- мелкий размер зерна в структуре сварного шва, отсутствие или минимальное количество дефектов сварного шва, таких, как пористость и трещины;
- безопасность процесса для окружающей среды;
- малый расход энергии;
- отсутствие особых требований к процессу сварки и необходимости в подготовке кромок до сварки и механической обработке после нее.

2. Основными факторами, определяющими качество сварного шва разнородных сплавов на основе алюминия и титана при СТП-процессах, являются:

- скорость вращения рабочего инструмента;
- скорость перемещения рабочего инструмента;
- угол наклона шпинделя к поверхности соединяемых материалов;
- конструкция штыря и бурта рабочего инструмента.

3. Несмотря на огромный научный и практический интерес, процессы сварки трением с перемешиванием тугоплавких сплавов, а также металломатричных композиционных материалов на основе алюминия и титана исследованы недостаточно глубоко и требуют дополнительного внимания.

4. Отсутствие правильной оценки реакционной способности и физико-механических свойств сплавов на основе алюминия и титана, подлежащих соединению, и конструктивных особенностей соединений может приводить к ряду проблем, связанных с изменением структуры материалов и дефектами в зоне сварки, что вызывает неизбежное ухудшение механических характеристик готовых соединений.

5. В условиях многообразия и сложности СТП дальнейшего внимания требуют вопросы разработки теории СТП-процессов, использования методов математического моделирования СТП-процессов для получения конструкций из разнородных металлов на основе алюминия и титана, детального исследования взаимосвязи режимов сварки, конструкции рабочего инструмента и механизма движения пластифицированных потоков материала с трибологическими и коррозионными характеристиками сварных соединений, износом сварочного инструмента, влияния предварительного нагрева/охлаждения, эффектов взаимодействия соединяемых материалов, в том числе упрочненных керамическими и интерметаллическими соединениями, на структуру и свойства СТП-соединений.

Работа выполнена при поддержке Белорусского Республиканского фонда фундаментальных исследований, проект Т19ИНДГ-007 «Исследование межфазного взаимодействия и формирования структуры зерна в швах, полученных сваркой трением, для различных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов с титановыми сплавами».

ЛИТЕРАТУРА

1. **Fabrizio M.** Friction Stir Welding as an effective alternative technique for light structural alloys mixed joints / M. Fabrizio, B. Gianluca, S. Pellegrino, L. Fratini // 11th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP 2014, 19–24 October 2014, Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan. Procedia Engineering 81 (2014), pp. 74–83.
2. **Winiowski A.** Brazing of titanium with aluminium alloys / A. Winiowski, D. Majewski // Arch. Metall. Mater. 2017. Vol. 62 (2). P. 763–770.
3. **Modi S.** Mixed Material Joining Advancements and Challenges / S. Modi, M. Stevens, M. Chess // Center for Automotive Research, Ann Arbor, MI. May 2017. 29 p.
4. **The website of the International Aluminium Institute (IAI):** <http://www.world-aluminium.org>; 28.08.2019.
5. **Kah P.** Techniques for joining dissimilar materials: metals and polymers / P. Kah, R. Suoranta, J. Martikainen, C. Magnus // Rev. Adv. Mater. Sci. 2014. Vol. 36. P. 152–164.
6. **Weis S.** Research trends in brazing and soldering / S. Weis, V. Fedorov, M. Ellsner, T. Uhlig [et al.] // Przegląd Spawalnictwa. 2017. Vol. 89 (7). P. 37–44.
7. **British Standards Institution**, 1983 BS 499: Part 1 [Welding Terms and Symbols, Glossary of welding, brazing and thermal cutting].
8. **Vaidya W. V.** Improving interfacial properties of a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications / W. V. Vaidya, M. Horstmann, V. Ventzke [et al.] // Journal of Materials Science. 2010. Vol. 45 (22). P. 6242–6254.

9. **Mishra R. S.** Friction stir welding/processing studies of aluminum alloy & titanium 64 / R. S. Mishra, P. Rani // *International Journal of Research in Engineering and Innovation*. 2017. Vol. 1, no. 1. P. 209–217.
10. **Карманов В. В.** Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов: сущность и специфические особенности процесса, особенности структуры сварного шва / В. В. Карманов, А. Л. Каменева, В. В. Карманов // *Вестн. ПНИПУ. Аэрокосмическая техника*. 2012. № 32. С. 6780.
11. **Lokesh R.** Optimization of process parameters: tool pin profile, rotational speed and welding speed for submerged friction stir welding of AA6063 alloy / R. Lokesh, V. S. Senthil Kumar, C. Rathinasuriyan, R. Sankar // *International Journal of Technical Research and Applications*. 2015. Special Issue 12. P. 35–38.
12. **Abdel-Wahab El-Morsy.** Effect of Friction Stir Welding Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of AA2024-T4 Aluminum Alloy / Abdel-Wahab El-Morsy, Mohamed M. Ghanem, Haitham Bahaitham // *Engineering, Technology & Applied Science Research*. 2018. Vol. 8, no. 1. P. 2493–2498.
13. **Fall A.** Tool Wear Characteristics and Effect on Microstructure in Ti-6Al-4V Friction Stir Welded Joints / Ameth Fall, Mostafa Hashemi Fesharaki, Ali Reza Khodabandeh, Mohammad Jahazi // *Metals*. 2016. Vol. 6, no. 275. 12 p.
14. **Gangwar K.** Microstructure and Mechanical Properties of Friction StirWelded Dissimilar Titanium Alloys: TIMET-54M and ATI-425 / K. Gangwar, M. Ramulu, A. Cantrell, D. G. Sanders // *Metals*. 2016. Vol. 6, no. 252. 14 p.
15. **Gangwar K.** Friction Stir Welding of near α and $\alpha+\beta$ Titanium Alloys: Metallurgical and Mechanical Characterization / Kapil Gangwar, Ramulu Mamidala, Daniel G. Sanders // *Metals*. 2017. Vol. 7, no. 565. 23 p.
16. **Karna S.** Recent Developments and Research Progress on Friction Stir Welding of Titanium Alloys: An Overview / Sivaji Karana, Muralimohan Cheepu, D. Venkateswarulu, V. Srikanth // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018, Issue 330. 16 p.
17. **Майстренко А. Л.** Моделирование тепловых процессов для улучшения структуры металлов и сплавов методом трения с перемешиванием / А. Л. Майстренко, В. М. Нестеренков, В. А. Дутка [и др.] // *Автоматическая сварка*. 2015. № 1. С. 5–14.
18. **Verma S. M.** A critical review of friction stir welding process / S. M. Verma, & J. P. Misra // *DAAAM International Scientific Book*. 2015. P. 249–266.
19. **Способ сварки металлов трением:** а. с. 195846 / Ю. В. Клименко. Опубл. 04.05.1967.
20. **Thomas W. M.** Improvements relating to friction welding: pat. WO1993010935A1 GB / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham [et al.]. Priority data 06.12.1991.
21. **Selamat N. F. M.** Friction stir welding of similar and dissimilar aluminium alloys for automotive applications / N. F. M. Selamat, A. H. Baghdadi, Z. Sajuri, A. H. Kokabi // *International Journal of Automotive and Mechanical Engineering*. 2016. Vol. 13, Issue 2. P. 3401–3412.
22. **JaiSingh.** Optimization and Analysis of Hardness of Friction Stir Welding for Joining Aluminum Alloy 6105 using Taguchi Technique / JaiSingh, BikramJitSingh // *Cikitusi Journal for Multidisciplinary Research*. 2019. Vol. 6. Issue 3. P. 187–202.
23. **Brassington W. D. P.** Alternative Friction Stir Welding Technology for Titanium-6Al-4V Propellant Tanks within the Space Industry / W. D. P. Brassington, P. A. Colegrove // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2017. Vol. 22, Issue 4. P. 300–318.

REFERENCES

1. **Fabrizio M., Buffa G., Pellegrino S., Fratini L.** Friction Stir Welding as an effective alternative technique for light structural alloys mixed joints. *11th International Conference on Technology of Plasticity*, ICTP 2014, 19–24 October 2014, Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan. *Procedia Engineering* 81 (2014), pp. 74–83.
2. **Winiowski A., Majewski D.** *Brazing of titanium with aluminium alloys*. *Arch. Metall. Mater.* 2017, vol. 62 (2), pp. 763–770.
3. **Modi S., Stevens M., Chess M.** Mixed Material Joining Advancements and Challenges. *Center for Automotive Research*, Ann Arbor, MI. May 2017. 29 p.
4. **The website of the International Aluminium Institute (IAI):** <http://www.world-aluminium.org>; 28.08.2019.
5. **Kah P., Suoranta R., Martikainen J., Magnus C.** Techniques for joining dissimilar materials: metals and polymers / *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2014, vol. 36, pp. 152–164.
6. **Weis S., Fedorov V., Elssner M., Uhlig T. [et al.]**. Research trends in brazing and soldering. *Przegląd Spawalnictwa*, 2017, vol. 89 (7), pp. 37–44.
7. **British Standards Institution**, 1983 BS 499: Part 1 [Welding Terms and Symbols, Glossary of welding, brazing and thermal cutting].
8. **Vaidya W. V., Horstmann M., Ventzke V. [et al.]** Improving interfacial properties of a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications. *Journal of Materials Science*, 2010, vol. 45 (22), pp. 6242–6254.
9. **Mishra R. S., Rani P.** Friction stir welding/processing studies of aluminum alloy & titanium 64. *International Journal of Research in Engineering and Innovation*, 2017, vol. 1, no. 3, pp. 209–217.
10. **Karmanov V. V., Kameneva A. L., Karmanov V. V.** Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов: сущность и специфические особенности процесса, особенности структуры сварного шва [Friction stir welding of aluminum alloys: the nature and specific features of the process, structural features of the weld]. *Bulletin of PNIPU. Aerospace Engineering*, 2012, no. 32, pp. 67–80.
11. **Lokesh R., Senthil Kumar V. S., Rathinasuriyan C., Sankar R.** Optimization of process parameters: tool pin profile, rotational speed and welding speed for submerged friction stir welding of AA6063 alloy. *International Journal of Technical Research and Applications*, 2015, Special Issue 12, pp. 35–38.
12. **Abdel-Wahab El-Morsy, Mohamed M. Ghanem, Haitham Bahaitham.** Effect of Friction Stir Welding Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of AA2024-T4 Aluminum Alloy. *Engineering, Technology & Applied Science Research*, 2018, vol. 8, no. 1, pp. 2493–2498.
13. **Fall A., Hashemi Fesharaki M., Khodabandeh A. R., Jahazi M.** Tool Wear Characteristics and Effect on Microstructure in Ti-6Al-4V Friction Stir Welded Joints. *Metals*. 2016. Vol. 6, 275. 12 p.
14. **Kapil Gangwar.** Microstructure and Mechanical Properties of Friction StirWelded Dissimilar Titanium Alloys: TIMET-54M and ATI-425 / Kapil Gangwar, M. Ramulu, Andrew Cantrell, Daniel G. Sanders. *Metals*. 2016. Vol. 6, 252. 14 p.

15. **Gangwar K., Ramulu M., Sanders D. G.** Friction Stir Welding of near α and $\alpha+\beta$ Titanium Alloys: Metallurgical and Mechanical Characterization. *Metals*, 2017, vol. 7 (565), 23 p.
16. **Karna S., Cheepu M., Venkateswarulu D., Srikanth V.** Recent Developments and Research Progress on Friction Stir Welding of Titanium Alloys: An Overview. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, Issue 330. 16 p.
17. **Maistrenko A. L., Nesterenkov V. M., Dutka V. A. [et al.]** Modelirovanie teplovykh processov dlya uluchsheniya struktury metallov i splavov metodom trenia s peremeshivaniem [Modeling of thermal processes to improve the structure of metals and alloys by friction stir welding]. *Automaticheskaya svarka = Automatic welding*, 2015, no. 1, p. 5–14.
18. **Verma S. M., Misra J. P.** A critical review of friction stir welding process. *DAAAM International Scientific Book*, 2015, pp. 249–266.
19. **Klimenko U. V.** Sposob svarki metallov treniem [Method of friction stir welding of metals]: a. s. 195846. 04.05.1967.
20. **Thomas W. M., Nicholas E. D., Needham J. C. [et al.]**. Improvements relating to friction welding: pat. WO1993010935A1 GB. Priority data 06.12.1991.
21. **Selamat N. F. M., Baghdadi A. H., Sajuri Z., Kokabi A. H.** Friction stir welding of similar and dissimilar aluminium alloys for automotive applications. *International Journal of Automotive and Mechanical Engineering*, 2016, vol. 13, Issue 2, pp. 3401–3412.
22. **JaiSingh., BikramJitSingh** Optimization and Analysis of Hardness of Friction Stir Welding for Joining Aluminum Alloy 6105 using Taguchi Technique. *Cikitusi Journal for Multidisciplinary Research*, 2019, vol. 6, Issue 3, pp. 187–202.
23. **Brassington W. D. P., Colegrove P. A.** Alternative Friction Stir Welding Technology for Titanium-6Al-4V Propellant Tanks within the Space Industry. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2017, vol. 22, Issue 4, pp. 300–318.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-65-73>
УДК 621.746.019

Поступила 10.01.2020
Received 10.01.2020

ВЛИЯНИЕ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ НА СТРУКТУРНОЕ КАЧЕСТВО ЗАГОТОВОК ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 20X2H4A, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА

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

Проблема образования трещин и условия их зарождения в литой металлопродукции изучена в мировой практике, но механизм этого процесса еще не выяснен настолько, чтобы его можно было применить в производстве. Горячие трещины – один из самых распространенных и наиболее убыточных пороков стальных отливок, приводящих к значительному удорожанию стоимости изделий. Образование горячих трещин в стальных отливках зависит от многих факторов, к числу которых относятся химический состав стали, наличие в нем неметаллических включений и газов, условия раскисления и затвердевания стали и др. Поэтому особое внимание в реальных условиях производства необходимо уделять металлургической стороне вопроса. В литературе по металлургии нет количественного показателя чистоты стали, которая подразделяется на химическую, определяемую химическим анализом, и металлографическую, определяемую по содержанию неметаллических включений. Если влияние общей чистоты стали на характеристики разрушения изучено достаточно подробно, то данные об индивидуальном влиянии примесей весьма неполные.

По многим показателям чистая сталь имеет явные преимущества по сравнению с содержащей вредные примеси. Это относится ко всем механическим свойствам, связанным с разрушением, или к процессам, происходящим на границе зерен. Кардинальным способом получения более чистой стали, в том числе и по примесям цветных металлов, является применение чистой первородной шихты.

В статье рассмотрены вопросы актуальной проблемы образования трещин после химико-термической обработки в материале солнечных шестерен второго ряда карьерных самосвалов БЕЛАЗ, полученных методом центробежного электрошлакового переплава (ЦЭШП) проката стали 20X2H4A, возможного влияния малых концентраций цветных металлов (Pb, Zn, Sn, Sb, Bi, As, Se) на развитие наружных и внутренних трещин в отливках и на структурную неоднородность стали после ЦЭШП.

Рассмотренные результаты позволили сделать выводы о влиянии цветных металлов на образование трещин в отливках и установить их предельные количественные характеристики. На основе полученных результатов предложены мероприятия по минимизации воздействия малых количеств цветных металлов на образование трещин в отливках.

Ключевые слова. Низколегированная сталь, металлургические процессы, химический состав, примеси цветных металлов, трещины, микроструктура.

Для цитирования. Папковский, П. И. Влияние цветных металлов на структурное качество заготовок из высоколегированной низкоуглеродистой стали 20X2H4A, полученных методом центробежного электрошлакового переплава / П. И. Папковский, А. Л. Валько, С. Г. Сандомирский // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 65–73. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-65-73>.

INFLUENCE OF NON-FERROUS METALS ON THE STRUCTURAL QUALITY OF THE HIGH-ALLOY MILD STEEL 20X2H4A BILLETS RECEIVED BY CENTRIFUGAL ELECTROSLAG REMELTING

P. I. PAPKOVSKIY, A. L. VALKO, S. G. SANDOMIRSKII, Joint Institute of Mechanical Engineering of the
National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaja str.
E-mail: sand_work@mail.ru

The problem of the formation of cracks and the conditions of their origin in the cast of metal products have been widely studied in world practice, but the real mechanism of this process is not yet clear enough that it could be applied in production. Hot cracks – one of the most common and the most detrimental defects of steel castings, leading to a significant increase in the cost of products. The formation of hot cracks in steel castings depends on many factors, including the chemical composition of steel, the

presence of non-metallic inclusions and gases, conditions of deoxidation and solidification of steel, etc. Therefore, special attention in the real conditions of production should be given to the metallurgical side of the issue. There is no quantitative measure of steel purity in the books of steel, which is divided into chemical, defined by the chemical analysis, and metallographic, defined by the content of non-metallic inclusions. The effect of the general purity of steel on the characteristics of destruction is studied sufficiently, but the data on the individual impact of impurities is very incomplete.

In many respects, pure steel has a clear advantage over steel with harmful impurities. This applies to all mechanical properties associated with destruction or processes occurring on the edge of grains. The cardinal way of obtaining cleaner steel, including the reduction of impurities of non-ferrous metals, is the use of pure original charge mixture.

The article discusses the topical problem of cracking formation after chemical-thermal treatment in the material of sun gears of the second row of quarry dump trucks BELAZ, obtained by the method of CESR rolled steel 20X2H4A, the possible impact of small concentrations of non-ferrous metals (Pb, Zn, Sn, Bi, As, Se) on the development of external and internal cracks in castings and on structural heterogeneity of steel after CESR.

The obtained results allowed to draw conclusions about the impact of non-ferrous metals on the formation of cracks in castings and to establish their limited quantitative characteristics. Based on the results, measures have been proposed to minimize the impact of small amounts of non-ferrous metals on the formation of cracks in castings.

Keywords. Low alloy steel, metallurgical processes, chemical composition, impurities of non-ferrous metals, cracks, microstructure.

For citation. Papkovskiy P. I., Valko A. L., Sandomirskii S. G. Influence of non-ferrous metals on the structural quality of the high-alloy mild steel 20X2H4A billets received by centrifugal electroslag remelting. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 65–73. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-65-73>.

Введение

Технический прогресс в металлургии происходит в условиях конкурентной борьбы на мировом рынке, основное требование которого – повышение потребительских свойств конечной продукции при одновременном снижении ее стоимости. Поэтому совершенствованию процессов получения литых металлов и заготовок из них уделяется особое внимание. Так как в технологической цепочке металлургического производства литейные агрегаты находятся в начальной стадии производства изделий, эффективность их работы во многом определяют качество и стоимость конечной продукции. Получение качественной по внутреннему строению литой заготовки зависит от химического состава скрапа, технологии плавки или переплава стали, технологических параметров разлива из сталеплавильного агрегата, определяющих условия затвердевания и кристаллизации стали. Важнейшими факторами, определяющими качество отливки, являются структура и химическая неоднородность материала. Наиболее благоприятной является однородная кристаллическая структура металла.

К качеству литых заготовок, из которых изготавливается металлопродукция особо ответственного назначения, предъявляются высокие требования по содержанию серы, фосфора, количественному составу и расположению неметаллических включений, растворенных газов (кислорода, азота, водорода), степени развития химической и структурной неоднородности, отсутствию наружных и внутренних дефектов типа трещин и др.

Цель статьи – анализ влияния малых концентраций цветных металлов на развитие наружных и внутренних трещин в отливках для разработки мероприятий по минимизации их воздействия.

Методика проведения исследований

Проведен литературный обзор трещиностойкости отливок с содержанием углерода от 0,11 до 0,33% с оценкой влияния на нее малых количеств цветных металлов.

Исследован фрагмент из двух зубьев шестерни солнечной второго ряда автомобиля БЕЛАЗ, изготовленной методом ЦЭШП стали 20X2H4A (ГОСТ 4543-2016. Металлопродукция из конструкционной легированной стали. Технические условия).

В качестве способа определения структурного качества материала использованы анализ химического состава стали и металлографический анализ.

Химический анализ стали проведен в ЦЗЛ ОАО «БЕЛАЗ» по ГОСТ 12344-2003 и ГОСТ 18895-97 с использованием анализаторов определения количества химических элементов АН-7529 и ARC-MET 930SP. Развернутый химический анализ стали проведен с помощью атомно-эмиссионного спектрометра с индуктивно связанной плазмой АКТИВА М (спектральный диапазон 160–800 нм, элементы от Li до U (исключая газы), предел обнаружения от 0,1 ppb).

Твердость стали HRC определяли на универсальном твердомере ТК-2М.

Металлографический анализ проводили методами темного и светлого поля на микроскопе NEO-PHOT 32 при различных увеличениях (от 50 до 500).

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ причин появления трещин в отливках

Известны исследования и теории образования наружных горячих трещин в сталях с содержанием углерода от 0,11 до 0,33%, появление которых связано с температурными интервалами охлаждения и затвердевания стали, прилегающими к линии солидуса [1–3]. Горячие трещины могут образоваться как внутри, так и на поверхности отливки. Разрывы, в том числе и горячие трещины, есть результат деформаций, на которые решающее влияние оказывают величины усадки, степень краснотомкости металла отливки и сопротивление усадке [1]. Образование горячих трещин зависит одновременно от комплекса свойств литой стали – температурного интервала кристаллизации, линейной усадки, прочности и пластичности в области высоких температур. Эти свойства комплексно характеризуют трещиностойкость: способность стали принятого химического состава противостоять действию растягивающих напряжений. Однако только значение прочности в температурном интервале образования трещин не всегда может служить показателем склонности металла или сплава к трещинам [1, 4, 5]. Горячие трещины в стальных отливках образуются в процессе затвердевания, когда прочность стали очень низка. Возникновение их возможно и с началом линейной усадки, когда в промежутках между кристаллами еще имеются жидкие прослойки. Эти трещины имеют окисленную поверхность, всегда проходят вдоль границ первичных зерен, что указывает на образование их при высоких температурах, когда связи между кристаллитами всегда меньше, чем в объеме кристаллов [4]. Чем больше усадка металла, тем вероятнее образование горячих трещин. Ряд исследований показал, что наибольший коэффициент теплового расширения α или наибольший коэффициент сжатия металлы и сплавы имеют при температурах, близких к температуре затвердевания [1].

Исследования межкристаллитных изломов и волосовидных трещин, идущих по границам крупных кристаллов, выявили наличие трещин, вызванных растворенными в стали газами и избыточными присадками алюминия. Наибольшее влияние на трещиностойкость оказывает содержание углерода и серы даже в пределах заданного марочного состава [1,7].

В практике исследований трещинообразования основное внимание уделяется температурным интервалам кристаллизации металлов, наличию в них неметаллических составляющих, газов и только в редких случаях можно найти ссылки на исследования элементного состава материалов с незначительными количествами цветных металлов. Так, в работе [1] показано, что прочность образцов из железа, содержащего небольшие количества олова, висмута и меди, при температуре затвердевания получается резко пониженной. В работе [2] отмечено, что в связи со способностью примесей цветных металлов (Pb, Zn, Sn, Sb, Bi, As, Se) располагаться по границам дендритов и межосным пространствам в литом металле указанные примеси оказывают отрицательное влияние на трещиностойкость стали и показатели ударной вязкости. В работе [5] отмечено, что при содержании висмута 0,006%, свинца – 0,04, меди – 0,15, сурьмы и олова – 0,2% сталь утрачивает способность к пластической деформации при горячей обработке давлением и разрушается. В работах [7, 8] при изучении макроструктуры слитка установлено наличие поперечных и продольных трещин в металле плавок, содержащих повышенные концентрации висмута и свинца. Количество и развитие трещин возрастает с увеличением концентрации примесей цветных металлов. При исследовании опытных образцов методом оже-электронной спектроскопии в их спектрах с достаточной степенью достоверности наблюдаются оже-пики примесей цветных металлов. В образцах опытного металла, обработанного редкоземельными металлами (РЗМ), отмечено значительное снижение пиков спектров цветных металлов.

Одной из причин появления небольших дефектов (паутинообразных микротрещин), обнаруживаемых с помощью приборного контроля в наиболее нагруженных местах деталей, могло стать наличие олова. Олово является самым неблагоприятным элементом в составе конструкционной стали. Даже в виде небольшой примеси 0,05%, из-за низкой температуры плавления, олово приводит к появлению в материале «паяльной хрупкости» – явления возникновения зернограницной концентрации олова и образования трещин в широком диапазоне температур (рис. 1) [2, 5]. При исследованиях макро-

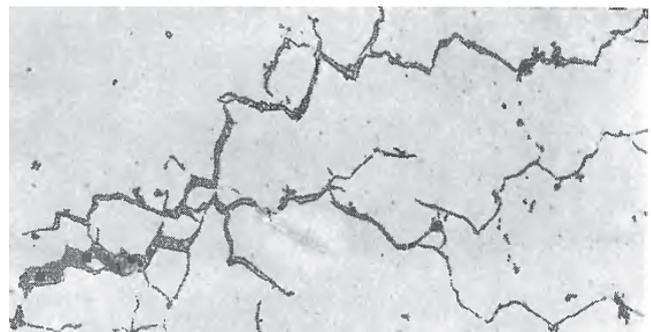


Рис. 1. Интеркристаллитные трещины в стали при наличии олова свыше 0,05%. $\times 50$

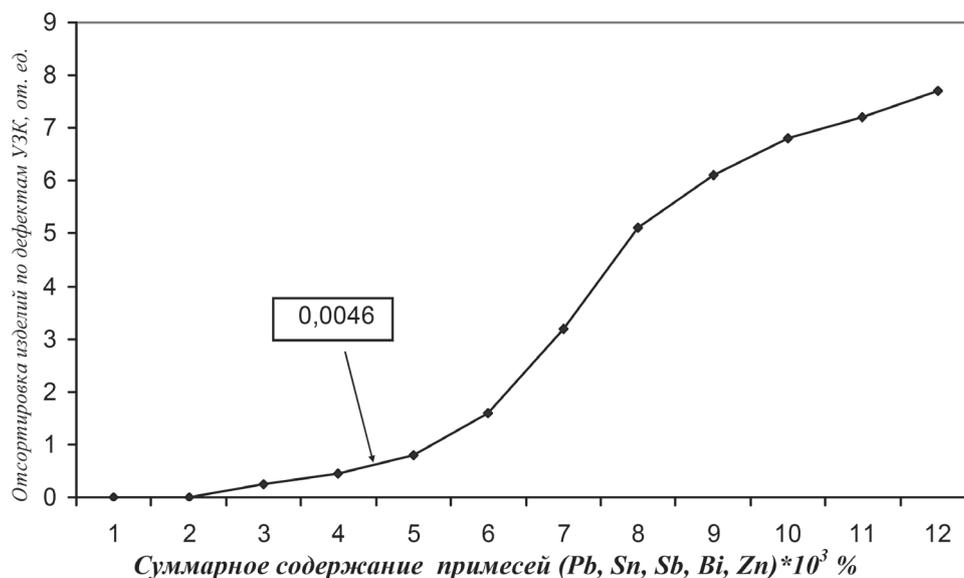


Рис. 2. Отсортировка листа в зависимости от содержания примесей [8]

структуры слитка с содержанием 0,0060% олова обнаруживаются развитые продольные и мелкие поперечные трещины [2]. Олово сильнее влияет на охрупчивание хромоникелевых сталей. Мышьяк в таких сталях оказывает такое же воздействие как олово, но несколько слабее. Загрязнение конструкционной стали Sn и Sb приводит к уменьшению пластичности стали и повышению порога хладноломкости [9]. На основании исследований делается вывод, что вышеуказанные элементы не должны присутствовать в литых сталях [7, 9, 10].

Сталь содержит ряд примесей цветных металлов, которые в большинстве случаев не определяются в элементном химическом анализе ковшовой пробы плавки. На фоне существенной очистки металла от серы и фосфора, неметаллических включений, растворенных газов (кислорода, азота, водорода) необходимо рассматривать вопросы снижения степени развития химической и структурной неоднородности в сталях и отсутствия внутренних трещин, возникающих из-за примесей накапливаемых и поступающих в составе скрапа цветных металлов. Актуальной задачей становится более глубокое изучение влияния Pb, Zn, Sn, Sb, Bi, As, Se на качественные показатели металлопродукции в заготовительном периоде производства.

В работе [7] установлено, что допустимое максимальное содержание примесей цветных металлов (Pb, Zn, Sn, Sb, Bi) в низколегированных сталях перитектического класса, которое не оказывает видимого влияния на внутреннее качество литого металла, не должно превышать 0,0046% (рис. 2). При анализе влияния примесей цветных металлов на качественные показатели литого металла было отмечено существенное воздействие повышенных концентраций цветных металлов на образование грубых внутренних поперечных трещин [7]. Для высокопрочных низколегированных сталей с содержанием углерода 0,13–0,23% предложена эмпирическая формула, определяющая предельную суммарную концентрацию примесей цветных металлов, свыше которой наблюдалось образование и развитие внутренних сквозных трещин в литой заготовке:

$$C_M \leq Sb\% + 0,75Pb\% + 0,50Sn\% + 0,10Zn\%. \quad (1)$$

Установлено, что величина C_M не должна превышать 0,0012 [7]. Для уменьшения негативного воздействия примесей цветных металлов целесообразно проводить обработку стали комплексными модификаторами и смесями, содержащими редкоземельные металлы с обеспечением остаточного содержания церия в металле в пределах 0,05–0,08% [7].

Особенности влияния примесей при электрошлаковом переплаве (ЭШП)

Одним из современных способов получения литых заготовок является процесс электрошлакового переплава (ЭШП), сочетающий в себе условия получения так называемой «чистой стали». Электрошлаковый процесс наиболее эффективен для десульфурации металла и снижения содержания кислорода, но малоэффективен для удаления из металла примесей с высокой упругостью пара, в том числе легкоплав-

ких, представляющих серьезную опасность и наносящих большой вред современным конструкционным сталям высокой и особо высокой прочности [11]. В работе [9] отмечено, что сплавы, приготовленные любыми способами, содержат в составе большое количество сопутствующих элементов. Тем не менее, качество стали издавна оценивали по содержанию только серы и фосфора. Современные металлургические процессы уменьшают загрязненность стали вредными элементами, уменьшают и изменяют в лучшую сторону неметаллическую составляющую в структуре стали. Кардинальным способом получения стали более чистой по примесям цветных металлов является применение чистой первичной (первородной) шихты, в принципе исключающей загрязнение металла трудноудаляемыми примесями. Поэтому повсеместно осуществляется переход на электрошлаковую плавку и переплав исходного металла повышенной чистоты по фосфору и легкоплавким примесям [9, 11].

Одним из видов ЭШП является центробежный электрошлаковый переплав (ЦЭШП). При этом виде переплава формирование заготовки и ее кристаллизация происходят под действием центробежных сил. Расплавленный шлак вовлекается во вращение, отбрасывается на периферию кокиля и покрывает его боковую поверхность, образуя слой гарнисажа. После шлака, а частично вместе с ним, во вращающийся кокиль поступает жидкий металл. Металл проходит сквозь жидкий шлак и растекается по гарнисажу, оттесняя от него к оси вращения заготовки оставшийся в жидком состоянии шлак, как более легкий. Следует отметить благоприятное влияние центробежных сил на процесс кристаллизации металла заготовок благодаря интенсивной подпитке жидким металлом фронта кристаллизации. Металл под действием центробежной силы подается в двухфазную зону кристаллизующейся заготовки, заполняя поры и рыхлоты усадочного происхождения, что способствует формированию плотной кристаллической структуры у центробежных электрошлаковых отливок [11].

Анализ условий производства заготовок солнечных шестерен автосамосвалов БЕЛАЗ

Заготовки солнечных шестерен второго ряда РМК автосамосвалов БЕЛАЗ до последнего времени изготавливали из высоколегированной хромоникелевой стали 20X2H4A (ГОСТ 4543-2016) с использованием ЦЭШП.

Сталь 20X2H4A предназначена для цементуемых особо ответственных высоконагруженных деталей оборонной промышленности, горношахтного оборудования и др., к которым предъявляются требования высокой прочности, пластичности и вязкости сердцевины и высокой поверхностной твердости, работающих под действием ударных нагрузок или при отрицательных температурах. Выполнение этих требований и уменьшение деформации для стали 20X2H4A достигают специальной термической обработкой: цементация – 920–950 °С, нормализация – 900–920 °С или закалка – от 880–920 °С, отпуск – 630–660 °С, закалка – от 780–820 °С в масло, отпуск – 150–200 °С [12]. Такая термообработка при изготовлении из стали 20X2H4A солнечных шестерен второго ряда РМК автосамосвалов БЕЛАЗ оказалась энергозатратной. В связи с этим в производстве неоднократно разрабатывались разные технологические процессы нормализации и отжига для улучшения ее обрабатываемости.

В процессе изготовления зубчатых колес нередко случавшийся после операций ХТО и шлифования брак в виде межкристаллитных и других видов трещин объясняли повторными нормализациями и отжигами для улучшения механической обработки, повторными закалками для повышения твердости после ХТО, пережогами при шлифовании и другими причинами.

В ЦЗЛ ОАО «БЕЛАЗ» при поступлениях стали 20X2H4A проверяют соответствие данных химического анализа требованиям ГОСТ 4345-2016, в котором отражается содержание основных элементов (С, Mn, Si, Cr, Ni) массовой доли фосфора, серы, остаточной меди, неметаллических включений и др. О возможном наличии в составе данной стали таких элементов, как свинец, висмут, цинк, олово, сурьма, мышьяк, селен и др., не упоминается. Только имеется ссылка «Дополнительные требования к металлопродукции устанавливаются по согласованию изготовителя с заказчиком».

Анализ металлургического состояния и качества металла шестерен

Обратим внимание на металлургическое состояние и качество металла в настоящее время. При любых процессах выплавки стали не удастся избавиться от накопления остаточных элементов многих цветных металлов [9]. По ГОСТ 4543-2016 химический состав стали должен соответствовать анализу ковшовой пробы по указанным нормам в табл. 1. В таблице также приведен химический состав фрагмента шестерни из стали 20X2H4A, определенный в ЦЗЛ ОАО «БЕЛАЗ».

Таблица 1. Химический состав стали 20X2H4A по ГОСТ 4543-2016 и исследуемого фрагмента шестерни

Марка стали	Массовая доля элементов, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Cu
20X2H4A, ГОСТ 4543-2016	0,16–0,22	0,17–0,37	0,30–0,60	1,25–1,65	3,25–3,65	≤0,025	≤0,025	≤0,30
Фрагмент шестерни	0,19	0,28	0,46	1,32	3,12	0,009	0,015	0,2

По форме заготовки солнечной шестерни второго ряда и ее расположению в кокиле центробежной машины при электрошлаковом переплаве (рис. 3), а также физической сущности работы центробежной машины представляется, что при заливке жидкого расплава металла в кокиль (в начальный период кокиль работает на малых оборотах) более тяжелые химические элементы, а именно свинец и висмут (табл. 2), будут смещаться к днищу кокиля, а при его раскрутке за счет центробежных сил – к периферии заготовки от низа до шейки в средней части кокиля.

Таблица 2. Свойства цветных металлов

Показатель	Pb	Sn	Sb	Bi	Zn	As	Se
Плотность при 20 °С, г/см ³	11,34	7,30	6,68	9,8	7,14		
Плотность расплава, г/см ³	10,30	6,98	6,55	10,1	6,70	5,74	4,8
Температура плавления, °С	327,4	231	630,5	271,3	419,5	817*	217
Температура кипения, °С	1740	2200	1640	1560	907	609,85	685
Коэффициент линейного расширения, $\alpha \times 10^{-6}$ при 20 °С на 1 °С	29,5	22,4	11,29	13,45	32,5		

Плотность стали 20X2H4A при 20 °С 7,85 г/см³.

* Под давлением.

Более легкие химические элементы, а именно цинк, олово, сурьма (табл. 2) и др., будут размещаться по всему объему жидкого расплава и ближе к центру отливки. Следует отметить, что нижняя наружная часть заготовки солнечной шестерни является зубчатым венцом солнечной шестерни.

Анализ причин возникновения трещин в исследуемой заготовке

Предварительное исследование образования трещин в солнечной шестерне второго ряда, изготовленной методом ЦЭШП из стали 20X2H4A (поставщик – ЗАО «ВМК КО», г. Волгоград), проводили с использованием фрагмента двух зубьев, вырезанного после операции шлифования. Внешним осмотром фрагмента шестерни выявлены волосовидные трещины, распространяющиеся от наружной поверхности в глубину зуба и обода шестерни (рис. 4). Исследования микроструктуры проводили методами темного и светлого поля при увеличениях 50 и 500. В темном поле отмечено наличие незначительного количества мелких оксидов точечных 2-го балла, ГОСТ 1778-70 (рис. 5).

Микроструктура, выявленная травлением в 4%-ном растворе азотной кислоты в спирте, характеризуется ликвационной неоднородностью литого металла (рис. 6). Ликвация обусловлена тем, что разные участки расплава кристаллизуются не при одной температуре, а в интервале температур. Это особенно ярко отмечается вдоль трещин (рис. 7).

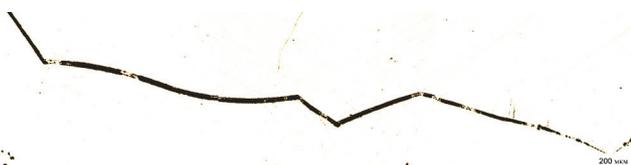


Рис. 4. Форма трещин в литом металле фрагмента шестерни. $\times 50$



Рис. 3. Общий вид заготовки солнечной шестерни и ее расположение в кокиле центробежного агрегата

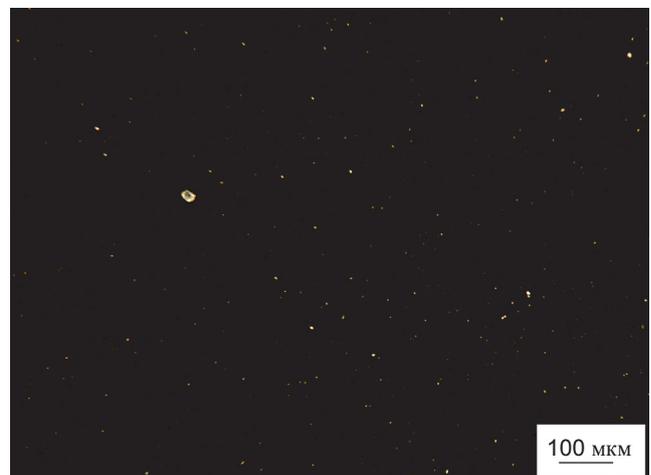


Рис. 5. Оксиды точечные 2-го балла по ГОСТ 1778-70, выявленные методом темного поля. $\times 100$

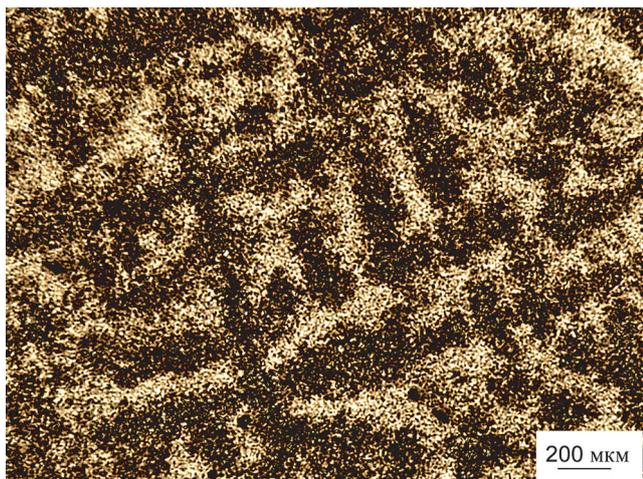


Рис. 6. Ликвационная структура литого металла фрагмента шестерни. $\times 50$

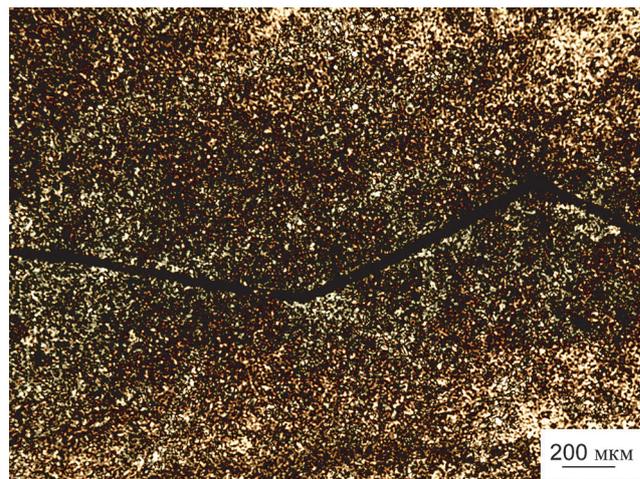


Рис. 7. Выраженная ликвационная неоднородность на пути развития трещины. $\times 50$

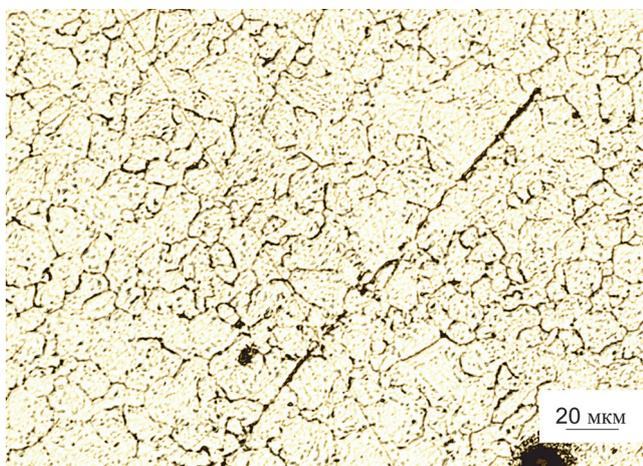


Рис. 8. Начальное зарождение трещины преимущественно по границам действительного зерна. $\times 500$



Рис. 9. Расслоение металла под действием растягивающих напряжений, возникающих на финишных стадиях термообработки. $\times 500$

При этом состав кристаллов, образующихся в начале затвердевания, может существенно отличаться от состава последних участков кристаллизующегося маточного раствора [13].

Травление с использованием реактива [14] позволило выявить границы зерен, причем средняя величина зерна не превышает 20 мкм, что соответствует № 8 по ГОСТ 5639 при допуске по общепринятым требованиям не грубее № 6. На рис. 8 показано начало зарождения трещины, которая в дальнейшем своем развитии под действием растягивающих напряжений расширяется за счет разрыва металла преимущественно по границам зерна (рис. 9). Твердость сердцевины зуба – 38–43 HRC. Химический состав металла фрагмента шестерни (см. табл. 1) соответствует ГОСТ 4543-2016 с незначительным занижением массовой доли по никелю.

Анализ и состояние сталей разных поставщиков по примесям цветных металлов

Данные развернутого атомно-эмиссионного спектрального анализа состава исследуемого фрагмента шестерни из стали 20X2H4A (табл. 3) указывают на присутствие в нем Pb, Zn, Sn, Sb, Bi, As, Se [15].

Т а б л и ц а 3. Развернутый химический состав фрагмента шестерни

Марка стали	Массовая доля элементов, %												
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	V
20X2H4A, ЗАО «ВМККО», г. Волгоград	0,194	0,277	0,464	0,014	0,007	0,0007	1,327	3,126	0,063	0,194	0,014	0,003	0,006
	Nb	W	Co	Zr	B	Ca	Sb	As	Sn	Pb	Zn	Bi	Se
	0,010	0,045	0,024	0,003	0,0002	0,0011	<0,001	0,007	0,009	0,006	0,003	0,006	0,007
$C_M = 0,019$													

Отмечено, что суммарное содержание примесей цветных металлов (Pb, Zn, Sn, Sb, Bi) в низколегированных сталях перитектического класса не оказывает видимого влияния на внутреннее качество литого металла при наличии их ниже 0,0046% (см. рис. 2) [7, 8].

Расчет по эмпирической формуле (1), определяющей предельную суммарную концентрацию примесей цветных металлов, свыше которой наблюдается образование и развитие внутренних сквозных трещин в литой заготовке, подтвердил наличие более чем десятикратного превышения допустимого количества цветных металлов в исследуемом фрагменте шестерни из стали 20X2H4A ($C_M = 0,019$) и связь наличия цветных металлов с образованием трещин в материале детали.

Сопоставление величины допустимого максимального суммарного содержания C_M примесей цветных металлов (Pb, Zn, Sn, Sb, Bi) и суммарного их содержания в конструкционных и инструментальных сталях металлургических комбинатов «Днепроспецсталь», «БМЗ» и «Ижсталь» также показало повышенное содержание этих примесей [15]. Однако оно менее существенное, чем для исследуемой стали 20X2H4A (табл. 4).

Таблица 4. Содержание цветных металлов в сталях «Днепроспецсталь», «БМЗ» и «Ижсталь»

Металлургический комбинат	Марка стали	Номер образца	Массовая доля элементов, %						
			Sb	Bi	Sn	Pb	Zn	$\Sigma \leq 0,0046\%$	$C_M \leq 0,0012\%$
«Днепроспецсталь»	4X5MФС	44502	0,001	–	0,005	0,001	0,005	0,0120	0,00475
	40XН2МА	42816	–	–	0,012	–	–	0,0120	0,0060
«БМЗ»	19ХГНМА	941	<0,001	0,003	0,010	0,002	0,002	0,0170	0,0067
	19ХГНМА	942	<0,001	0,004	0,012	0,002	0,003	0,0210	0,0210
	19ХГНМА	957	<0,001	0,003	0,014	0,005	0,003	0,0230	0,00955
	14X2H3M	958	<0,001	0,007	0,012	0,006	0,003	0,0280	0,0108
«Ижсталь»	21ХГНМА	10947	<0,001	0,005	0,007	0,003	0,003	0,0180	0,0060
	21ХГНМА	11083	<0,001	0,005	0,007	0,003	0,004	0,0190	0,0061
	21ХГНМА	10039	<0,001	0,002	0,005	0,001	0,002	0,0090	0,0027
	21ХГНМА	10097	<0,001	0,004	0,006	0,003	0,003	0,0160	0,0058
	21ХГНМА	–	<0,001	–	0,001	0,002	–	0,003	0,002
	20XГНМБА-В	–	<0,001	–	0,001	<0,001	–	0,001	0,0005

Литературный обзор трещиноустойчивости отливок с содержанием углерода от 0,11 до 0,33% и влияние на нее малых количеств цветных металлов, микроструктурные исследования стали 20X2H4A и анализ развернутых химических составов конструкционных сталей позволяют сделать следующее.

Выводы

1. Установлена связь наличия цветных металлов по расчетной эмпирической формуле и трещинообразования в материале детали, полученной из литой заготовки.

2. Установлены количественные характеристики примесей цветных металлов (свинца, олова, цинка, сурьмы и висмута) в составе исследованного фрагмента шестерни, оказывающих воздействие на развитие внутренних трещин, и наличие скоплений примесных элементов по траектории развития в нем трещины. Суммарная концентрация максимально допустимого содержания примесей цветных металлов в исследуемом фрагменте шестерни ($C_M = 0,019$) на порядок превышает допустимую норму 0,0012%.

3. Второй причиной образования трещин в фрагменте шестерни солнечной второго ряда, изготовленной методом ЦЭШП стали 20X2H4A (поставщик проката стали 20X2H4A – ЗАО «ВМК КО», г. Волгоград), является наличие в структуре ликвационной неоднородности вследствие отсутствия последующей горячей деформационной обработки литой структуры.

4. На основании выявленной связи наличия примесей цветных металлов и трещинообразования в материале детали и в соответствии с ГОСТ 4543-2016 необходимо устанавливать и согласовывать с изготовителем при заказе металлопроката количественное ограничение в его составе цветных металлов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рыжиков А. А. Теоретические основы литейного производства / А. А. Рыжиков. М.; Свердловск: ГНТИ Машиностроительной литературы, 1961. 444 с.
2. Нехендзи Ю. А. Стальное литье / Ю. А. Нехендзи. М.: Металлургиздат, 1948.
3. Горшков А. А. Сб. «УОНИТОЛЬ» / А. А. Горшков. М.; Свердловск: Машгиз, 1950.

4. **Василевский П. Ф.** Технология стального литья / П. Ф. Василевский. М.: Машиностроение, 1974. 408 с.
5. **Трубицин Н. А.** Влияние состава стали на образование горячих трещин в отливках / Н. А. Трубицин, П. Н. Бидуля // Литейное производство. 1958. № 6. С. 22–26.
6. **Чаус А. С.** Модифицирующий эффект висмута в литых быстрорежущих сталях / А. С. Чаус // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2000. № 2. С. 10–17.
7. **Исаев О. Б.** Создание комплексной технологии улучшения внутреннего строения непрерывнолитого сляба из низколегированных сталей: автореф. дис. ... д-р техн. наук. М., 2010. 43 с.
8. **Исаев О. Б.** Влияние углерода и малых концентраций примесей цветных металлов на качество непрерывнолитой заготовки / О. Б. Исаев // Metallurg. 2009. № 9. С. 68–72.
9. **Гуляев А. П.** Чистая сталь / А. П. Гуляев. М.: Metallurgiya, 1975. 184 с.
10. **Морозенко С. Г.** Влияние меди на свойства стали Р6М5 / С. Г. Морозенко, Б. Э. Натанов // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 1990. № 5. С. 42–45.
11. **Медовар Б. И.** Metallurgiya elektroshlakovogo processa / Б. И. Медовар А. К. Цыкуленко, В. Л. Шевцов и др. Киев: Наукова думка, 1986. 248 с.
12. **Сорокин В. Г.** Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова и др. М.: Машиностроение, 1989. 640 с.
13. **Артоболевский И. И.** Политехнический словарь / И. И. Артоболевский. М.: Советская энциклопедия, 1976. 608 с.
14. **Металлографический реактив для выявления границ действительного зерна стали:** пат. 14748 Респ. Беларусь, МПК С 23F 1/28 (2006.01) / А. Л. Валько, С. П. Руденко, А. А. Шипко и др.; заявитель ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси». № а 20100154; заявл. 04.02.2010; опубл. 30.08.2011. // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэл. уласнасці. 2012. № 4.
15. **Папковский П. И.** О возможной причине образования трещин в деталях, полученных центробежным электрошлаковым переплавом / П. И. Папковский, А. Л. Валько, С. Г. Сандомирский, Д. О. Войтович // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. 2019. Вып. 8. С. 333–335.

REFERENCES

1. **Ryzhikov A. A.** *Teoreticheskie osnovy liteynogo proizvodstva* [Theoretical bases of Foundry]. Moscow-Sverdlovsk, GNTI Mashinostroitelnoy literature Publ., 1961. 444 p.
2. **Nehendzi Y. A.** *Stalnoe litye* [Steel castings]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1948.
3. **Gorchkov A. A.** *Sb. «UONITOL»* [sat. «UONITOL»]. Moscow-Sverdlovsk, Mashgiz Publ., 1950.
4. **Vasilevskiy P. F.** *Technologiya stalnogo litya* [Technology of steel casting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1974. 408 p.
5. **Trubicin N. A.** *Vliyeniye sostava stali na obrazovanie goryachih treshchin v otlivkah* [Effect of steel composition on education hot cracks in castings]. *Liteynoye proizvodstvo = Foundry*, 1958, no. 6, pp. 22–26.
6. **Chaus A. S.** *Modifiziruyushchiy effect vismuta v lityh bystrorezyshchih stalyah* [Modifies the effect of bismuth in cast high-speed steels]. *Vesti NAN Belarusi. Ser. fiz.-tekhn. nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical series*. 2000, no. 2, pp. 10–17.
7. **Isaev O. B.** *Cosdanie kompleknoy tehnologii uluchsheniya vnutrennego ctroeniya nepreryvnolitogo clyaba is niskolegированной stali. Avtoref. Diss. dokt. tekhn. nauk* [Establishment of integrated technologies to improve internal structure of nepreryvnolitogo slab of low alloy steels. Dr. tech. sci. diss]. Moscow, 2010, 43 p.
8. **Isaev O. B.** *Vliyeniye ugleroda i малыh kontsentratsiy primecey tsvetnyh metallov na kachestvo nepreryvnolitoй sagotovki* [Influence carbon and small impurity concentrations of non-ferrous metals on the quality of continuously cast billets]. *Metallurg = Metallurgist*, 2009, no. 9, pp. 68–72.
9. **Gulyaev A. P.** *Chistaya stal* [Pure steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 184 p.
10. **Morozenko S. G.** *Vliyeniye medi na svoystva stali P6M5* [Influence of copper on properties of High-speed steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and heat Treatment of metals*, 1990, no. 5, pp. 42–45.
11. **Medovar B. I.** *Metallurgiya elektroshlakovogo processa* [Metallurgy of electroslag process]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1986. 248 p.
12. **Sorokin V. G., Volosnikova A. V., Vyatkin S. A., Gervasev M. A., Greditor M. A., Krylova K. M., Kubachek V. V., Mirmelshteyn V. A.** *Marochnik staley i splyavov* [Marochnik steels and alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989. 640 p.
13. **Artoboleviskiy I. I.** *Politehnicheskiy clovar* [Polytechnical dictionary]. Moscow, Sovetskaya Entsiklopediya Publ., 1976. 608 p.
14. **Val'ko A. L., Rudenko S. P., Shipko A. A.** *Metallograficheskiy reaktiv dlya vyyavleniya granits deystvitelnogo zerna stali* [Metallographic reagent to identify the boundaries of the actual grain of steel]. Patent Belarus, no. 14748, 2012.
15. **Papkovskiy P. I., Valko A. L., Sandomirskiy S. G., Voytovich D. O.** *O vosmozhnoy prichine obrazovaniya treshchin v detalyah, poluchennyh zentrobezhnym elektroshlakovym pereplavom* [On the possible cause of cracks in the details obtained by the centrifugal electric slag smelt]. *Aktualnye voprosy machinovedeniya = Major Aspect of machine Science*, 2019, no. 8, pp. 333–335.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-74-77>
УДК 621.771.062.3; 621.774.353

Поступила 21.11.2019
Received 21.11.2019

ПАРАМЕТРЫ РЕВЕРСИВНОЙ КАЛИБРОВКИ ПРИ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОМ РЕДУЦИРОВАНИИ

*В. В. КЛУБОВИЧ, В. В. ЛЕВКОВИЧ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: victor.levkovich@gmail.com,
В. А. ТОМИЛО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: stamila@rambler.ru*

Представлена технология поперечно-винтового редуцирования с реверсивной калибровкой. Ключевым отличием технологии является изменение угла подачи в процессе редуцирования в область отрицательных значений, что позволяет провести реверсивную калибровку (редуцирование в области малых углов подачи) и вывести заготовку из межвалкового зазора. Данная технология может быть использована для получения осесимметричных заготовок переменного профиля. Основными параметрами, определяющими процесс реверсивной калибровки, являются скорость вращения валков, скорость изменения угла подачи, а также размеры валков и заготовки. При изменении угла подачи (в частности при калибровке) заготовка продолжает движение в осевом направлении, что вызывает необходимость провести оценку величины этого движения. В данной работе проведен уточненный расчет длины редуцированной части заготовки при изменении угла подачи.

Ключевые слова. Поперечно-винтовое редуцирование, реверсивная калибровка, угол подачи, длина редуцированной заготовки.

Для цитирования. Клубович, В. В. Параметры реверсивной калибровки при поперечно-винтовом редуцировании / В. В. Клубович, В. В. Левкович, В. А. Томило // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 74–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-74-77>.

REVERSE CORRECTION PARAMETERS DURING HELICAL REDUCTION

*V. V. KLUBOVICH, V. V. LIAUKOVICH, State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str.
E-mail: victor.levkovich@gmail.com,
V. A. TAMILA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: stamila@rambler.ru*

The technology of helical reduction with reverse correction is presented. The key difference of the technology is the change in the feed angle during the reduction process to the region of negative values, which allows reverse correction (reduction in the region of small feed angles) and remove the workpiece from the roll gap. This technology can be used to obtain axisymmetric billets of variable profile. The main parameters that determine the reverse correction process are the rotation speed of the rolls, the rate of change of the feed angle, as well as the dimensions of the rolls and the workpiece. When the feed angle changes (in particular during correction), the workpiece continues to move in the axial direction, which makes it necessary to evaluate the magnitude of this movement. In this work, an accurate calculation of the length of the reduced part of the workpiece with a change in the feed angle is carried out.

Keywords. Helical reduction, reverse correction, feed angle, reduced workpiece length.

For citation. Klubovich V. V., Liaukovich V. V., Tamila V. A. Reverse correction parameters during helical reduction. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 74–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-74-77>.

Поперечно-винтовое редуцирование (ПВР) с реверсивной калибровкой является эффективным способом получения осесимметричных заготовок с переменным профилем [1, 2]. Данная технология обеспечивает ряд преимуществ (простота автоматизации, гибкость процесса, выражающаяся в возможности обработки ряда типоразмеров без необходимости замены инструмента, высокая геометрическая точность получаемых заготовок) в сравнении с традиционными для машиностроения Беларуси технологиями (ковка, штамповка и пр.) [3–5].

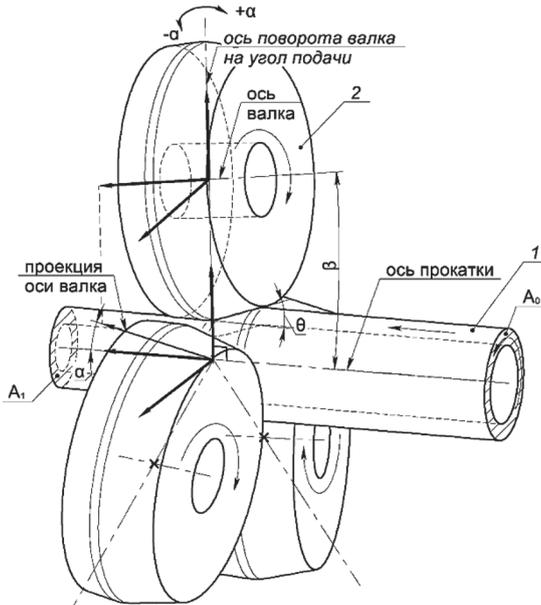


Рис. 1. Схема ПВР с реверсивной калибровкой

Схема ПВР с реверсивной калибровкой приведена на рис. 1.

Обработка осуществляется следующим образом. Заготовку 1 после предварительного нагрева устанавливают на оси прокатки и затем подают в направлении вращающихся валков до формирования устойчивого контакта между заготовкой и валками. При обработке заготовка вращается и перемещается вдоль своей оси, как показано на рисунке. При достижении заданной технологическим процессом длины редуцированной части происходит изменение угла подачи α в область отрицательных значений, как показано на рис. 1, 2, что обеспечивает получение заготовок с редуцированным концевым участком необходимой длины и выведение заготовки из межвалкового зазора. Скорость изменения угла подачи α принята постоянной и равной V_{Π} (град/с). Параметры процесса редуцирования приведены в таблице.

Параметры процесса ПВР с реверсивной калибровкой

$\alpha_{нач}$, град	β , град	θ , град	$\lambda = A_0/A_1$	D , мм	T , °С	n_B , об/мин	V_{Π} , град/с
5–15	6	18,8	1,2–1,33	300	1180–1200	10–30	2–5

На рис. 2 показаны скорость на бочке валка V^B и ее составляющие.

Из рисунка следует, что при изменении угла подачи α происходит изменение осевой и тангенциальной скоростей движения заготовки:

$$V_o^B = V^B \sin(\alpha), \quad (1)$$

$$V_T^B = V^B \cos(\alpha), \quad (2)$$

где V^B – линейная скорость на бочке валка, мм/с; V_o^B , V_T^B – соответственно осевая и тангенциальная составляющие скорости на бочке валка, мм/с; α – угол подачи, град.

Линейная скорость на бочке валка составляет:

$$V^B = \frac{\pi D n_B}{60}, \quad (3)$$

где D – диаметр валка в точке пережима, мм; n_B – частота вращения валков, об/мин.

Принимая во внимание постоянную скорость (V_{Π}) изменения угла подачи α , зависимость угла подачи от времени t имеет вид:

$$\alpha(t) = \alpha_{нач} - V_{\Pi} t, \quad (4)$$

где $\alpha_{нач}$ – угол подачи, при котором проходит редуцирование, град; V_{Π} – скорость изменения угла подачи α , град/с; t – переменная времени, с ($t = 0$ в момент начала изменения угла подачи α).

Таким образом, осевая и тангенциальная составляющие скорости на бочке валка при изменении угла подачи составляют:

$$V_o^B = \frac{\pi D n_B}{60} \sin(\alpha_{нач} - V_{\Pi} t) \eta_x, \quad (5)$$

$$V_T^B = \frac{\pi D n_B}{60} \cos(\alpha_{нач} - V_{\Pi} t), \quad (6)$$

где η_x – коэффициент осевой скорости ($\eta_x = 0,77$) [6].

В этом случае расстояние l_k , пройденное заготовкой во время изменения угла подачи от $\alpha_{нач}$ до 0° , определяем по уравнению:

$$\int_0^{l_k} dl = \int_0^{t=\alpha_{нач}/V_{\Pi}} V_o^B dt = \int_0^{t=\alpha_{нач}/V_{\Pi}} \frac{\pi D n_B}{60} \sin(\alpha_{нач} - V_{\Pi} t) \eta_x dt, \quad (7)$$

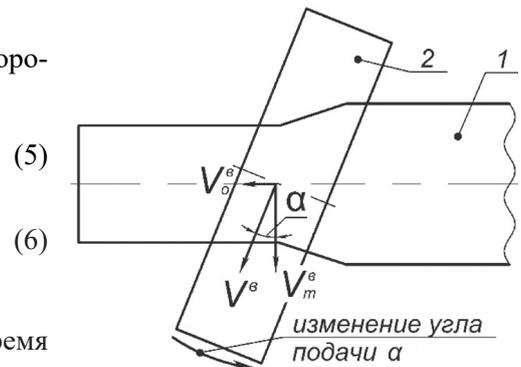


Рис. 2. Скорость редуцирования: V^B – скорость на бочке валка; V_o^B – осевая составляющая скорости; V_T^B – тангенциальная составляющая скорости

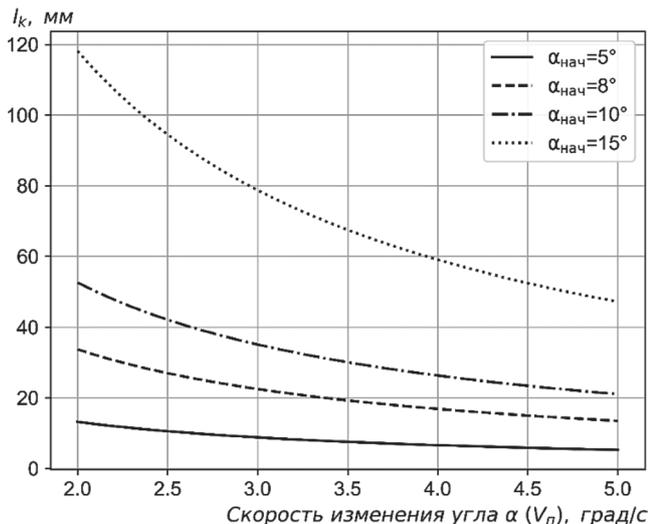


Рис. 3. Зависимость l_k от скорости V_{π} при частоте вращения валков $n_b = 10$ об/мин

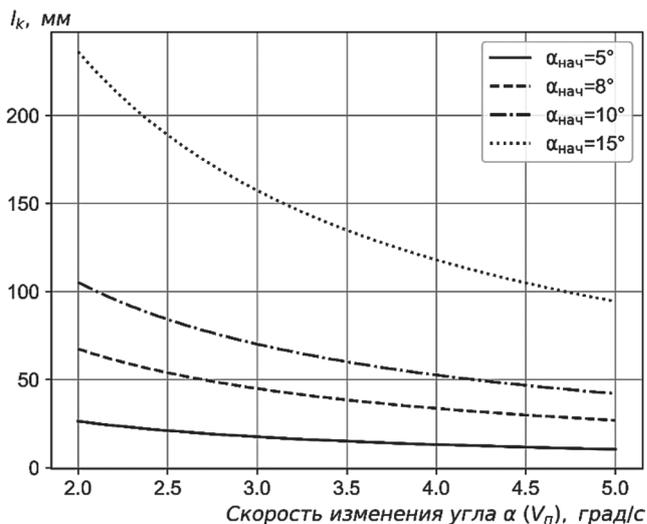


Рис. 4. Зависимость l_k от скорости V_{π} при частоте вращения валков $n_b = 20$ об/мин

где l_k – расстояние, пройденное заготовкой вдоль своей оси во время изменения угла подачи α от $\alpha_{нач}$ до 0° , мм.

После интегрирования получаем

$$l_k = \frac{3Dn_b}{V_{\pi}} (1 - \cos \alpha_{нач}) \eta_x. \quad (8)$$

На рис. 3–5 приведены зависимости расстояния l_k от скорости V_{π} изменения угла подачи для различных значений угла $\alpha_{нач}$ при скорости вращения валков 10 об/мин (рис. 3), 20 об/мин (рис. 4) и 30 об/мин (рис. 5).

При скорости изменения угла подачи $V_{\pi} = 3$ град/с и скорости вращения валков $n_b = 20$ об/мин расстояние $l_k \approx 24$ мм при $\alpha_{нач} = 5^\circ$, с увеличением $\alpha_{нач}$ до 15° расстояние l_k возрастает до ≈ 150 мм, что необходимо учесть в технологическом процессе при получении необходимой технологическим процессом длины обработанной части заготовки.

Полученные данные были использованы при проектировании технологических процессов получения заготовок осей и цапф методом поперечно-винтового редуцирования с использованием автоматизированного комплекса (рис. 6).

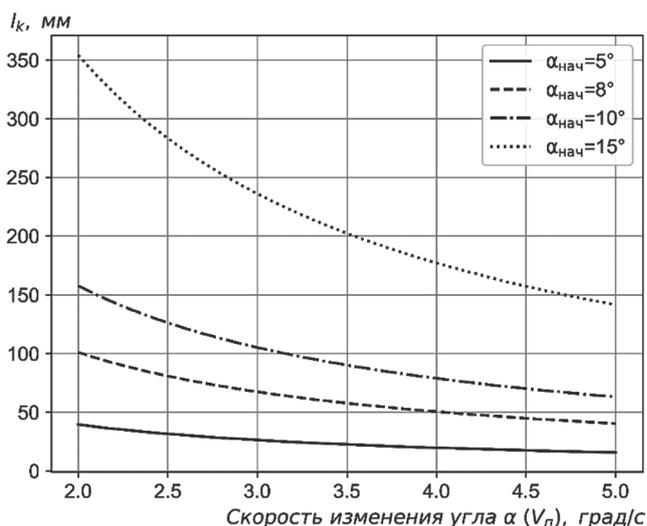


Рис. 5. Зависимость l_k от скорости V_{π} при частоте вращения валков $n_b = 30$ об/мин



Рис. 6. Автоматизированный комплекс поперечно-винтового редуцирования

Автоматизированный комплекс включает клеть прокатную, манипулятор, механизм загрузки, механизм выгрузки, раму, механизм сброса, генератор ТВЧ, индукционный нагреватель, шкафы электрики и управления, пульт.

Выводы

Получена зависимость для определения расстояния, на которое перемещается заготовка в осевом направлении при изменении угла подачи, от геометрических размеров вала и его скорости вращения, а также от параметров процесса редуцирования (угол подачи, при котором проводится обработка заготовки, и скорость изменения угла подачи). Полученные данные использовали при проектировании технологических процессов изготовления заготовок осей и цапф методом поперечно-винтового редуцирования с реверсивной калибровкой.

ЛИТЕРАТУРА

1. Томило В. А. Реверсивная калибровка при поперечно-винтовом редуцировании трубных заготовок / В. А. Томило, В. В. Левкович // *Литье и металлургия*. 2018. № 3. С. 82–87.
2. Барабашкин В. П. Производство труб на агрегатах с трехвалковым раскатным станом / В. П. Барабашкин, И. К. Тартаковский. М.: Металлургия, 1981. 148 с.
3. Карамышев А. П. Определение усилия обжатия заготовок на радиально-ковочной машине AVS / А. П. Карамышев, И. И. Некрасов, В. С. Паршин, В. А. Сыстеров // *Металлург*. 2009. № 3. С. 61–64.
4. Allwood J. M. A survey of flexible forming processes in Japan / J. M. Allwood, H. Utsunomiya // *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. 2006. № 46. P. 1939–1960.
5. Чумадин А. С. Исследование процесса обжима тонкостенных труб / А. С. Чумадин, А. А. Шишкин // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. 2012. № 11. С. 14–18.
6. Тетерин П. К. Теория поперечно-винтовой прокатки / П. К. Тетерин. М.: Металлургия, 1971. 368 с.

REFERENCES

1. Tamila V. A., Liaukovich V. V. Reversivnaya kalibrovka pri poperechno-vintovom reducirovanii trubnyh zagotovok [Reverse grooving for cross-screw reduction]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 82–87. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-82-87.
2. Barabashkin V. P., Tartakovskij I. K. *Proizvodstvo trub na agregatah s trehvalkovym raskatnym stanom* [Production of tubes on a three-roll rolling mill]. Moscow, Metallurgija Publ., 1981, 148 p.
3. Karamyshev A. P., Nekrasov I. I., Parshin V. S., Systerov V. A. Opredelenie usilija obzhatija zagotovok na radial'no-kovochnoj mashine AVS [Determination of the compression force of workpieces on a radial forging machine AVS]. *Metallurg = Metallurgist*, 2009, no. 3, pp. 61–64.
4. Allwood J. M., Utsunomiya H. A survey of flexible forming processes in Japan. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2006, no. 46, pp. 1939–1960. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.01.034.
5. Chumadin A. S., Shishkin A. A. Issledovanie processa obzhima tonkostennyh trub [Study of the process of reduction thin-walled tubes]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and stamping production. Metal forming*, 2012, no. 11, pp. 14–18.
6. Teterin P. K. *Teoriya poperechno-vintovoj prokatki* [Theory of helical rolling]. Moscow, Metallurgija Publ., 1971, 368 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-78-86>
УДК 669.531

Поступила 26.08.2019
Received 26.08.2019

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЫШЕНИЯ СТЕПЕНИ ИЗВЛЕЧЕНИЯ АФФИНИРОВАННОГО ПАЛЛАДИЕВОГО ПОРОШКА ИЗ СБРОСОВЫХ РАСТВОРОВ

*А. С. ХАСАНОВ, АО «Алмалыкский ГМК», г. Алмалык, Республика Узбекистан,
Б. Р. ВОХИДОВ, А. Р. АРИПОВ, А. А. АСРОРОВ, Ф. Г. ПИРНАЗАРОВ, С. Ш. ШАРИПОВ,
Навоийский государственный горный институт, г. Навои, Республика Узбекистан,
Б. М. НЕМЕНЕНОК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65. E-mail: nemenenok@tut.by*

В статье рассматриваются методы исследования извлечения палладия из сбросовых электролитных растворов с применением царско-водочного растворения. Приведены методы исследования по очистке вредных примесей селективными осаждениями для получения аффинированного палладиевого порошка, определены параметры технологического процесса, обосновано применение новых технологий и оборудования.

Ключевые слова. Палладий, огарок, хлорид аммония, сбросовый электролитный раствор, палладиевый порошок, селективное осаждение, царско-водочное растворение, фильтрация, промывка, прокатка.

Для цитирования. Хасанов, А. С. Исследование повышения степени извлечения аффинированного палладиевого порошка из сбросовых растворов / А. С. Хасанов, Б. Р. Вохидов, А. Р. Арипов, А. А. Асроров, Ф. Г. Пирназаров, С. Ш. Шарипов, Б. М. Немененок // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 78–86. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-78-86>.

INVESTIGATION OF INCREASING THE RECOVERY RATE OF REFINED PALLADIUM POWDER FROM WASTE SOLUTIONS

*A. S. KHASANOV, Almalyk MMC, Almalyk, Republic of Uzbekistan,
B. R. VOKHIDOV, A. R. ARIPOV, A. A. ASROROV, F. G. PIRNAZAROV, S. Sh. SHARIPOV, Navoi State
Mining Institute, Navoi, Republic of Uzbekistan,
B. M. NEMENENOK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: nemenenok@tut.by*

The research methods for extraction of palladium from waste electrolyte solutions with the use of chloronitric extraction are described. The methods of investigation of the purification from harmful impurities by selective precipitation to obtain a refined palladium powder are given, the parameters on the technological processes are defined, use of the new technologies and equipment used are justified.

Keywords. Palladium, cinder, ammonium chloride, waste electrolyte solution, palladium powder, selective precipitation, chloronitric dissolution, filtration, washing, baking.

For citation. Khasanov A. S., Vohidov B. R., Aripov A. R., Asrorov A. A., Pirnazarov F. G., Sharipov S. Sh., Nemenenok B. M. Investigation of increasing the recovery rate of refined palladium powder from waste solutions, 2020, no. 1, pp. 78–86. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-78-86>.

В Узбекистане уровень потребления редких металлов, характеризующий степень промышленного развития страны, невысок. Но по количеству запасов ряда редких металлов (рений, селена, теллура, индия и др.) Узбекистан входит в первые десять ведущих стран мира и первую тройку стран СНГ. Эти запасы обусловлены крупными медно-порфировыми и полиметаллическими месторождениями, в которых редкие металлы, особенно платиноиды, являются попутными. Для многих попутных компонентов (In, Se, Te, Re, V и платиноидов) сырьевая обеспеченность достаточна, и основные проблемы связаны с совершенствованием технологий их получения с высокой экономической эффективностью. Эксплуатируе-

мые запасы редких и рассеянных элементов сосредоточены в крупных и средних сульфидных месторождениях цветных, благородных и редкоземельных элементов. Минерально-сырьевая база редких элементов Узбекистана по качеству имеющихся месторождений не уступает объектам, разрабатываемым за рубежом [1].

В Республике Узбекистан палладий получает АО «Навоийский ГМК» в виде аффинированного порошка. С 1991 г. в АО «Алмалыкский ГМК» также начали частично извлекать палладий в порошке с массовой долей 70–80%.

Исходный сбросовый раствор ЦАЗиС (цеха аффинажа золота и серебра) содержит от 40 до 200 мг/л палладия, 150 мг/л азотной кислоты, менее 50 мг/л Au и Ag. В результате исследований была разработана совершенно новая технологическая схема (рис. 1), у которой нет аналогов в странах СНГ, включающая 17 операций с продолжительностью цикла 24–26 ч. При этом рентабельное извлечение получается из растворов с содержанием палладия 50 мг/л и достигает более 84% (против 55–65% по прежней схеме).

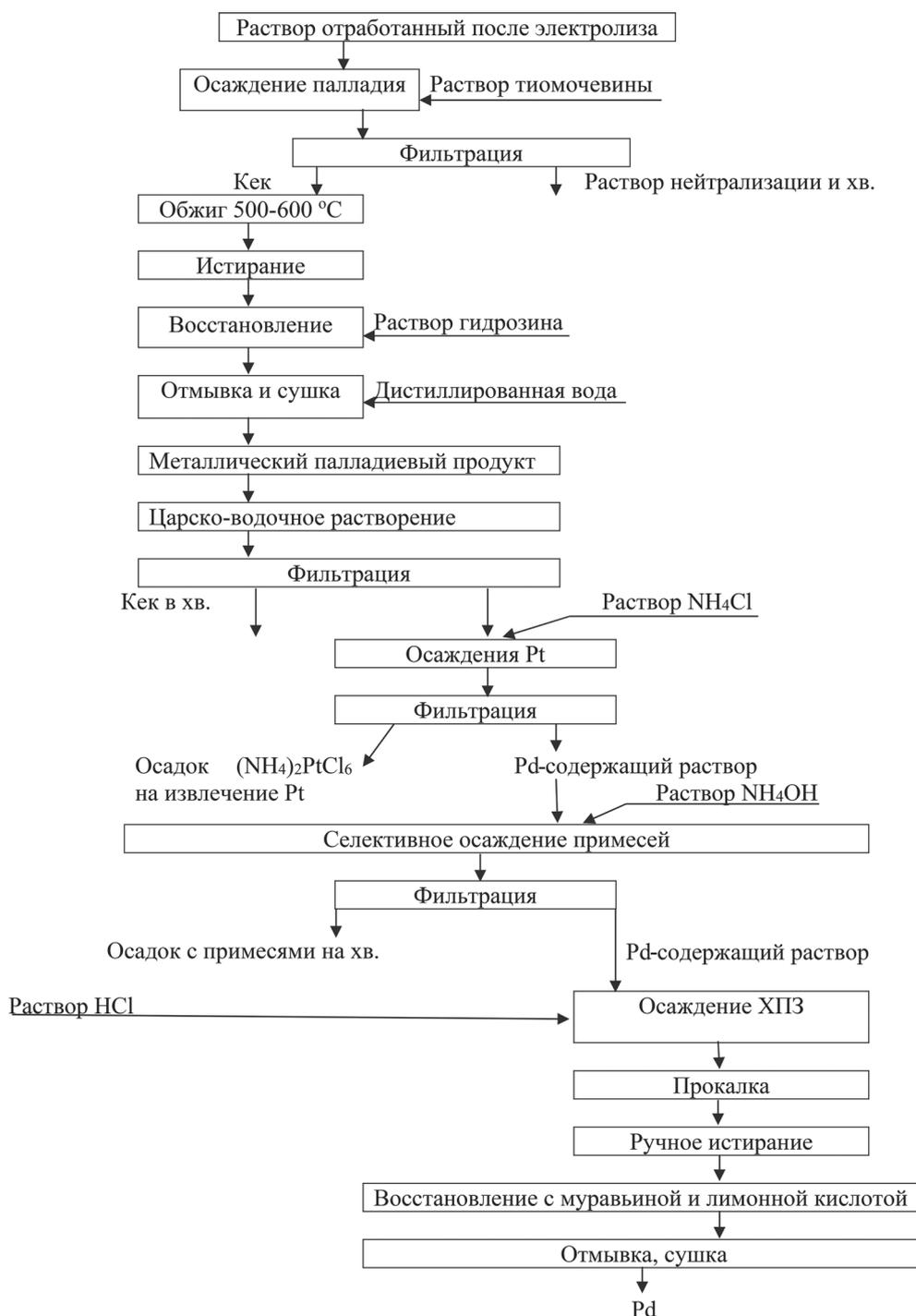


Рис. 1. Технологическая схема извлечения аффинированного палладиевого порошка из отработанных электролитов

ме). В результате получается аффинированный палладий в порошке с массовой долей палладия более 99,5%. При этом важно учитывать выбор осадителя палладия из сбросовых растворов. Известно несколько способов выделения палладия из растворов, в том числе с использованием процесса осаждения, однако, как правило, при этом используются хлоридные, фторидные, тиомочевинные или роданидовые растворы. Металлический палладий хорошо растворяется в растворах азотной кислоты, поэтому его выделение из таких растворов путем осаждения в виде металла встречает серьезные трудности.

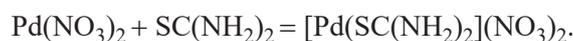
Лабораторные опыты проводили с несколькими реагентами при разных концентрациях палладия в растворах (50–150 мг/л) с изучением расхода реагентов на осаждение. В результате проведенных лабораторных опытов определили степень извлечения палладия в осадок. Данные опытов приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Результаты опытов по осаждению палладия тиомочевинным реагентом при разных концентрациях Pd в растворе

Номер опыта	Pd в растворе, мг/л	Расход тиомочевины, г	Pd в остаточном растворе, мг/л	Pd в остатке, %	Извлечение в осадок, %
1	50	2,0	3–7	8	78
2	50	3,0	4–8	8,4	81
3	75	4,0	11–12	12	82
4	75	4,3	10	13	83
5	87	5,0	13	18	86
6	87	5,3	11	19	88
7	105	6,0	17	19	91
8	105	6,2	15	19,5	92
9	127	7,0	20	21	94
10	127	7,5	18	22,2	96

По результатам исследований определяли оптимальный тиомочевинный реагент для осаждения палладия и других металлов платиновой группы (МПГ). Процесс осаждения палладий-мочевинного комплекса проводили в титановом реакторе при включенной мешалке в течение 15–30 мин.

Время отстоя тиомочевинного комплекса составляет до 24 ч [2]:



Из результатов лабораторных опытов следует, что с ростом концентрации палладия в отработанном электролите необходимо увеличение тиомочевины для осаждения палладия, что в итоге приводит к повышению его извлечения (табл. 2).

Т а б л и ц а 2. Результаты опытов осаждения палладия тиомочевинным раствором с разной продолжительностью процесса

Номер опыта	Время осаждения, мин	Концентрация тиомочевинного раствора, г/л						Максимальное извлечение в осадок, %
		40	50	60	70	80	90	
1	10	50	60	65	70	75	80	80
2	15	56	62	70	74	80	86	86
3	20	60	64	73	80	84	90	90
4	25	62	70	75	82	86	94	94
5	30	75	85	90	93	95	96	96
6	30	75	85	90	93	95	96	96

Установлено, что на эффективность осаждения палладия влияют концентрация тиомочевинного раствора и продолжительность процесса. Высокие концентрации тиомочевинного раствора 70–90 г/л обеспечивают 96–98% осаждения палладия и других ценных компонентов. Таким образом, процесс завершается за 25–30 мин [3].

В результате образовавшийся палладий-тиомочевинный комплекс (ПТМ) остается на дне реактора до следующего поступления раствора. После его накопления в количестве 1500–2000 г по палладию осадок фильтруется через нутч-фильтр, промывается дистиллированной водой до pH 5, подсушивается под вакуумом и осушенный кека направляется на стадию обжига.

В процессе обжига кека происходят различного рода физико-химические превращения, связанные с воздействием высокой температуры, газовой фазы и взаимным влиянием отдельных компонентов, что

приводит к изменению состава исходного материала. Чтобы это изменение происходило в желаемом направлении, в обжиговой печи поддерживаются необходимая температура и состав газовой фазы.

Поступая в обжиговой агрегат, материал нагревается, воспринимая тепло корпуса печи и горячих печных газов. Под температурой воспламенения подразумевается такая температура, при достижении которой разложение комплекса палладия идет настолько интенсивно, что выделяющегося при этом тепла становится достаточно для самопроизвольного распространения процесса во всей массе материала.

Опыты по окислительному обжигу проводили при температурах 300–600 °С. При высоких температурах удаляли органические соединения, углеродсодержащие газы, влагу, оксиды азота и серы. Печь нагревали до необходимой температуры, взвешивали исследуемую пробу, засыпали ее в тигель и помещали в рабочее пространство печи. После загрузки пробы контролировали время и температуру ее нагрева. По истечении фиксированного времени прокаливания тигель с огарком извлекали из печи, охлаждали, взвешивали и определяли выход огарка. Далее определяли переход палладия из огарка в царско-водочный раствор в зависимости от температуры обжига. Результаты исследований приведены в табл. 3.

Таблица 3. Результаты опытов по обжигу палладийсодержащих кеков при температуре 300–600 °С для определения оптимального режима

Номер опыта	$T_{\text{обжига}}, ^\circ\text{C}$	Масса огарка, г (исходная масса пробы 50 г)	Степень растворимости Pd при царско-водочном растворении
1	300	43	70
2	300	42	71
3	350	41	73
4	350	40	72,5
5	400	40	80,1
6	400	39	81,5
7	450	37	84
8	450	35	85
9	500	27	88
10	525	26	89
11	550	25	94
12	550	24	96
13	600	25	95
14	600	25	95

Лабораторным экспериментом определено, что высокотемпературный обжиг способствует разложению палладия до металлического состояния и вскрывает поверхность металлов, в результате чего повышается степень растворения палладия в царско-водочном растворе. Палладий-тиомочевинный комплекс поступает в обжиговую печь на сушку с последующим обжигом в течение 3–4 ч при температуре 300–500–600 °С. При обжиге осадок палладия разлагается по следующей реакции:



Опыты окислительного обжига ПТМ комплекса проводили в лабораторной печи обжига. Задачей эксперимента являлось полное разложение полупродукта с вскрытием поверхности частиц, изучение влияния температуры и состава газовой фазы на характер обжига без снижения производительности агрегата. Конец обжига определяли по прекращению газовой выделению. После обжига черновой палладиевый продукт подвергали измельчению.

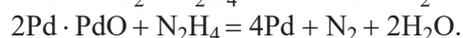
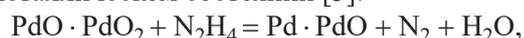
В ходе проведения исследований установлено, что в процессе восстановления палладия наиболее эффективными восстановителями являются гидрозин и сульфаминовая кислота. Необходимое количество указанных добавок зависит не от концентрации азотной кислоты (до 4 моль/л), а от количества палладия. Оптимальное соотношение между количеством добавки и содержанием палладия в растворе составило: для перманганата калия – 0,5–1,5 г/г; для пероксида водорода – 0,8–2,0; для гидрозина – 0,1–0,3; для сульфаминовой кислоты – 0,5–2,0 г/г. Определено, что минимальный расход реагента и высокая степень восстановления оксида палладия обеспечиваются при использовании раствора гидрозина (табл. 4). Процесс осуществляли следующим образом. В герметичный сосуд, содержащий палладий, предварительно добавляли реагенты, способствующие более полному восстановлению палладия, а затем в палладиевый продукт вводили раствор гидрозина [4].

Таблица 4. Результаты опытов по осаждению палладия гидрозинном

Номер опыта	Время осаждения, мин	Расход гидрозина, г	Pd в остаточном растворе, мг/л	Pd в остатке, %	Степень извлечения, %
1	20	100	20–22	16	70
2	30	140	20–21	20	74
3	60	160	18–20	26	76
4	90	180	16–18	28	80
5	120	200	14–16	30	84
6	150	250	10–14	32	88
7	180	300	11–12	34	92
8	210	350	8–10	36	94
9	240	400	4–6	40	96
10	240	400	4–6	40	96

После этого раствор перемешивали при подогреве до температуры 60–80 °С в течение 2–4 ч, отделяли выделившийся осадок металлического палладия и проводили анализ концентрации палладия, оставшегося в растворе. По результатам анализа исходного и конечного растворов рассчитывали полноту восстановления палладия (рис. 4).

Экспериментально установлено, что при повышении продолжительности процесса больше расходуется раствора солянокислого гидрозина, но при этом увеличивается степень восстановления палладия в металлическом состоянии [5]:



После окончания процесса восстановления палладиевый полупродукт отмывали дистиллированной водой от остатков гидрозина и ставили на подсушивание при температуре 100–110 °С. Благодаря отмывке палладия дистиллированной водой он очищался от лишних веществ, которые при сушке полностью удалялись с влагой.

По старой схеме палладий несколько раз растворяли азотными кислотами, но это не дало ожидаемого результата, поэтому провели несколько опытов по растворению металлического палладия в царской водке (табл. 5).

Таблица 5. Результаты опытов по царско-водочному растворению

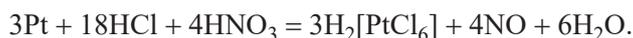
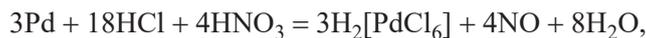
Номер опыта	Время, мин	Расход царской водки на 100 г Pd	Концентрация Pd в растворе, г/л	Степень растворения металлов	
				$E_{\text{Pd}}, \%$	$E_{\text{Pt}}, \%$
1	30	0,5	60	62,56	54,56
2	45	0,75	80	71,84	61,28
3	60	1	100	76,89	64,66
4	75	1,25	120	81,86	67,69
5	90	1,5	140	92,96	72,81
6	105	1,75	160	96,35	76,47
7	120	2	200	99,00	80,12
8	150	2,20	200	99,00	80,12

С увеличением продолжительности степень растворения металлов повышается, так как царско-водочное выщелачивание Pd и Pt связано с кинетикой растворения. Из таблицы видно, что степень растворения Pd выше, чем у Pt. Это объясняет факт более высокого извлечения Pd по сравнению с Pt. Основными параметрами, влияющими на царско-водочное растворение, являются концентрация раствора и расход царской водки. Экспериментально установлено, что при увеличении времени царско-водочного растворения до 120 мин концентрация Pd в растворе составляет 200 г/л при расходе царской водки 2 л на 100 г Pd.

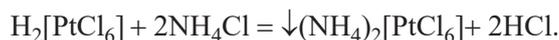
По полученным результатам определен оптимальный режим царско-водочного растворения палладиевого продукта (табл. 5).

В дальнейшем подсушенный палладиевый продукт маленькими порциями засыпали в подогретую емкость объемом 0,05 м³ со смесью концентрированной азотной и соляной кислот. Расход царской водки составил 2 л на 100 г Pd порошка. Растворение проводили при постоянном подогреве в течение 1–2 ч.

В процессе царско-водочного растворения платиновых металлов протекают следующие реакции:



После перевода драгоценного металла в состав раствора нерастворенную часть продукта отфильтровывали и кек удаляли, а ценные компоненты оставались в растворе. Попутно из раствора возможно извлечение Pt. С этой целью выбран селективный осадитель – хлорид аммония, который осаждает из раствора только платину, при этом палладий остается в растворе. Раствор обрабатывали малым количеством хлорида аммония и процесс проводили в реакторе при механическом перемешивании, что обеспечивало протекание реакции:



Экспериментально установлено, что при повышении продолжительности процесса больше расходуется раствора хлорида аммония, но при этом увеличивается степень селективного осаждения платины (табл. 6).

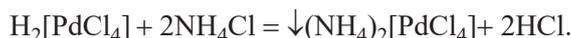
Т а б л и ц а 6. Результаты опытов по осаждению платины

Время осаждения, мин	Расход хлорида аммония, л	Pt в осадке, %	Извлечение Pt из осадка, %
30	5	16	68
60	10	20	72
90	15	26	76
120	20	28	80
150	25	30	86
150	30	30	86

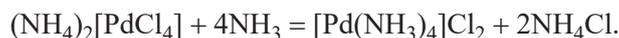
После этого платину отправляли на дальнейшую переработку с целью ее полного очищения. Раствор перемешивали в течение 1–2 ч, отделяли выделившийся осадок металлической платины и проводили анализ концентрации оставшегося в растворе палладия. По результатам анализа исходного и конечного растворов рассчитывали полноту восстановления платины.

Осажденную платину отделяли от раствора фильтрацией, а осадок отправляли на дальнейшую переработку для получения аффинированной платины. Раствор, содержащий палладий, направляли на очистку от примесей (Fe, Cu, Ni и др.) дальнейшими осаждениями ХПЗ.

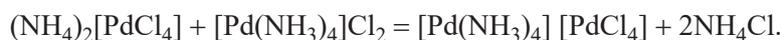
Результаты опытов показали, что тетрахлорпалладиевая кислота при взаимодействии с хлористым аммонием приводит к образованию гексахлороплатината аммония в виде осадка, что позволяет без особого усилия точно разделять палладий от платины:



После чего раствор подвергали селективной очистке палладия с применением в качестве осадителя гидроксида аммония. Для определения целесообразного метода очистки было проведено несколько опытов. Палладиевый раствор упаривали в котлах при температуре 110–120 °С. В раствор постепенно вводили аммиак. Перед введением аммиака палладий в растворе находился в виде тетрахлоропалладата (II) аммония $(\text{NH}_4)_2[\text{PdCl}_4]$. В том случае, если аммиак вводится в избытке, должна протекать конечная реакция:



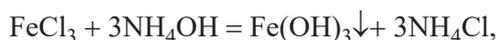
В действительности аммиак прибавляли постепенно и поэтому первоначально одна часть палладия переходила в тетраамминпалладий (II), а другая – оставалась в форме тетрахлоропалладат (II)-иона. Эти комплексы взаимодействовали друг с другом с образованием нерастворимой соли Вокелена состава $[\text{Pd}(\text{NH}_3)_4][\text{PdCl}_4]$ по реакции:

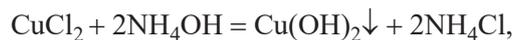


При дальнейшем добавлении аммиака соль Вокелена растворялась с образованием тетраамминпалладий (II) дихлорида:



Соль малорастворима в воде и в отличие от *цис*-изомера имеет более светлый цвет:

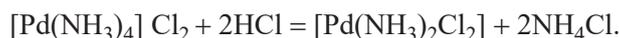




Из раствора полезную примесь платины извлекали с применением 25%-ного хлорида аммония, остальные примеси удаляли аммиачной водой.

В результате лабораторных исследований установлено, что аммиачная вода действует на палладий как растворитель, поэтому Pd не осаждается и переходит в состав раствора, а с примесями образует гидроксиды Fe(OH)₃, Cu(OH)₂, Ni(OH)₂. С целью удаления из раствора ненужных остатков гидроксидов проводили процесс фильтрации, который удалял кек, а ценный компонент палладий при этом находился в составе раствора.

К полученному раствору постепенно добавляли соляную кислоту, при этом выпадал светло-желтый кристаллический осадок *транс*-дихлородиамминопалладия (II), или палладозоамин:



Обработку аммиаком реализовывали в котлах при температуре 75–85 °С, осаждение палладозоамина проводили на холоде. Далее были выполнены лабораторные исследования по изучению осаждения дихлородиамминопалладия (II) (ХПЗ-палладозоамин) и влиянию кислой среды на осаждение ХПЗ. Для этого была разработана специальная технология селективного осаждения. Лабораторные опыты проводили с разными концентрациями и объемами соляной кислоты (табл. 7). Экспериментально определили, что количество соляной кислоты не должно быть очень большим, так как палладозоамин может снова перейти в раствор:



Т а б л и ц а 7. Результаты опытов по осаждению палладия для определения оптимального режима

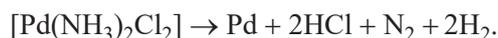
Время осаждения, мин	Расход соляной кислоты на 100 г Pd, л	Концентрация HCl, %	Pd в остатке, %	Извлечение Pd в осадке (ХПЗ), %
10	0,20	30	40	51,8
15	0,25	40	50	62,9
20	0,50	45	60	71,4
25	0,75	50	70	86,7
30	1,0	65	80	96,8
40	1,25	65	65	80

При проведении опытов определен оптимальный режим осаждения палладия в солянокислом растворе: расход HCl составил 1 л на 100 г порошка палладия со средой осаждения pH 1–2.

Если продолжительность процесса увеличивалась до 40 мин, тогда расход соляной кислоты составлял 1,25 л, а осажденный палладий постепенно начинал снова растворяться в соляной кислоте. Поэтому необходимо следить, чтобы процесс восстановления и осаждения ХПЗ составлял 30 мин с расходом 1 л соляной кислоты на 100 г палладиевого продукта при концентрации HCl 65%.

В процессе осаждения палладозоамина соляной кислотой гидраты отделялись при фильтрации, а оставшиеся комплексы разрушались и не мешали осаждению вещества, содержащего аффинируемый металл. После осаждения ХПЗ раствор фильтровали, осадок после фильтрации и сушки палладозоамина направляли на прокаливание, а жидкие стоки подлежали нейтрализации.

После фильтрации и сушки хлорпалладозоамин поступал на прокаливание:



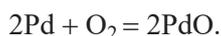
Хлорпалладозоамин прокаливали при температурах 600–700–800–900 °С с разложением до металлического палладия [1].

Лабораторные опыты проводили в обжиговой печи при различных температурах с целью определения оптимального режима прокаливания (табл. 8). Прокаливание вещества проводили, постепенно повышая температуру, и во избежание потерь тигли закрывали крышкой. Если прокаливаемое вещество содержало органические компоненты, сначала при слабом нагревании сжигали органическую часть так, чтобы не образовалось пламя. Эту операцию осуществляли в открытом тигле, а после обугливания вещества закрывали тигель крышкой.

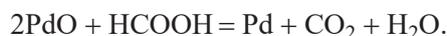
Т а б л и ц а 8. Результаты опытов по прокаливанию осадка Pd (XПЗ)

$T_{\text{прокал.}}, ^\circ\text{C}$	Масса порошка, г (исходная масса пробы 100 г)	Продолжительность прокаливания, мин	Степень чистоты Pd порошка, %
400	98	10	88,81
450	97,5	15	90,14
500	97	20	95,51
550	96	25	98,53
600	95	30	98,83
650	94,5	35	98,93
700	94	40	98,94
750	93	45	99,38
800	92	50	99,53
850	91	55	99,85
900	90	60	99,94
900	90	60	99,90
950	91	65	99,88
950	91	70	99,83

Лабораторные опыты показали, что высокотемпературный обжиг дает возможность полностью разложить палладий до металлического состояния с образованием чистейшего порошка, но в результате увеличения времени обжига и температуры при охлаждении возможно окисление металлического палладия, приводящего к ухудшению качества порошка:



Для восстановления оксида палладия применяли муравьиную кислоту с расходом реагента 200 мл на 100 г Pd порошка:



Полученный состав порошка в очень малом количестве содержал Pb, Sn и другие примеси металлов. Для очистки от примесей его обрабатывали лимонной кислотой (расход лимонной кислоты 200 мл на 100 г Pd порошка), а после их удаления порошок отмывали дистиллированной водой и сушили с получением чистейшего порошка Pd.

Самую результативную пробу № 11 (табл. 8) подвергали атомно-эмиссионному спектральному анализу. Чистота аффинированного порошка составила 99,94% (табл. 9). Извлечение Pd достигло 82,72–84%.

Т а б л и ц а 9. Результаты химического анализа палладиевого порошка

Номер пробы	Наименование материала	Содержание элементов, %										
		Pd	Pt	Rh	Ir	Ru	Au	Pb	Fe	Si	Sn	Al
11	Pd порошок	99,94	0,0022	0,0310	0,0003	0,0039	0,0032	<0,0001	0,0055	<0,0001	<0,0001	0,0003
		Sb	Ag	Mg	Zn	Cu	Ni	Mn	Cr	Co	Ca	
		0,0022	<0,0001	0,0001	<0,0001	0,0050	0,0012	0,0001	0,0006	0,0005	0,0004	

По разработанной технологии было проведено опытно-промышленное испытание в цехе аффинажа золота и серебра МПЗ АО «АГМК», в результате чистота получаемого палладиевого порошка составила 99,90% (табл. 10).

Т а б л и ц а 10. Результаты химического анализа палладиевого порошка

Номер пробы	Наименование материала	Содержание элементов, %										
		Pd	Pt	Rh	Ir	Ru	Au	Pb	Fe	Si	Sn	Al
10	Pd порошок	99,90	0,0036	0,0312	0,0003	0,0038	0,0068	0,0026	0,00119	<0,0001	<0,0001	0,0002
		Sb	Ag	Mg	Zn	Cu	Ni	Mn	Cr	Co	Ca	
		0,0025	0,0244	0,0003	<0,0001	0,0055	0,0012	0,0001	0,0004	0,0005	0,0006	

Выводы

- Исследована и предложена упрощенная технология извлечения аффинированного палладиевого порошка.
- Определены оптимальные реагентные режимы растворения платиновых металлов царско-водочным способом.
- Предложена технология селективного осаждения платины хлоридом аммония с попутным извлечением платины и последующим селективным осаждением примесей Fe, Cu, Ni и другие с применением гидроксида аммония.
- Разработана глубокая гидрометаллургическая очистка полученного порошкообразного палладия с обработкой муравьиной и лимонной кислотами.
- Разработана технология получения очищенного палладиевого порошка с массовой долей палладия не менее 99,50–99,90%.
- Предложена новая технологическая схема переработки отработанных электролитов с получением готового продукта.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хурсанов А. Х. Разработка технологии получения аффинированного палладиевого порошка из отработанных электролитов / А. Х. Хурсанов, А. С. Хасанов, Б. Р. Вохидов // Горный вестник Узбекистана. 2019. № 1 (76). С. 58–61.
2. Котляр Ю. А. Metallurgija blagorodnyh metallov / Ю. А. Котляр, М. А. Меретуков, Л. С. Стрижко // Руда и металлы. 2005. Т. 1. С. 253–263.
3. Научное обоснование технологии получения чистого порошка палладия из техногенных электролитов / В. R. Vokhidov [et al.] XI International correspondence scientific specialized conference «International scientific review of the technical sciences, mathematics and computer science» BOSTON. (USA). JUNE 10–11, 2019.
4. Исследование технологии извлечения палладия из отработанных электролитов / А. С. Хасанов [и др.] // Достижения науки и образования. 2019. № 7 (48) С. 5–7.
5. Khasanov A. S. The scientific explanation of the technologies to get pure palladium powder from recycled electrolytes / A. S. Khasanov, B. R. Vohidov // The 3rd Binational Workshop between Korea (KIRAM) – Uzbekistan (AMMC) on Rare Metals. Program book (Chirchik 20th Apr., 2019).

REFERENCES

1. Hursanov A. H., Hasanov A. S., Vohidov B. R. Razrabotka tehnologii poluchenija affinirovannogo palladievogo poroshka iz otrabotannyh jelektrolitov [Development of a technology for the production of refined palladium powder from spent electrolytes]. *Gornyj vestnik Uzbekistana = Mountain Herald of Uzbekistan*, 2019, no. 1 (76), pp. 58–61.
2. Kotljarskiy Yu. A., Meretukov M. A., Strizhko L. S. Metallurgija blagorodnyh metallov [Metallurgy of precious metals]. *Ruda i metally = Ore and Metals*, 2005, vol. 1, pp. 253–263.
3. Vokhidov B. R. Nauchnoe obosnovanie tehnologii poluchenija chistogo poroshka palladija iz tehnogennyh jelektrolitov [Scientific substantiation of the technology for producing pure palladium powder from technogenic electrolytes]. XI International correspondence scientific specialized conference «International scientific review of the technical sciences, mathematics and computer science» BOSTON. (USA). JUNE 10–11, 2019.
4. Hasanov A. S. Issledovanie tehnologii izvlechenija palladija iz otrabotannyh jelektrolitov [Study of the technology for the extraction of palladium from spent electrolytes]. *Dostizhenija nauki i obrazovanija = Achievements of science and education*, 2019, no. 7 (48), pp. 5–7.
5. Khasanov A. S. The scientific explanation of the technologies to get pure palladium powder from recycled electrolytes / A. S. Khasanov, B. R. Vohidov. The 3rd Binational Workshop between Korea (KIRAM) – Uzbekistan (AMMC) on Rare Metals. Program book (Chirchik 20th Apr., 2019).



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-87-92>
УДК 539.2

Поступила 25.07.2019
Received 25.07.2019

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ, МАГНИТОРЕЗОНАНСНЫЕ И АНТИСТАТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТКАНИ 07С11–КВ С ПОКРЫТИЕМ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

А. Г. АНИСОВИЧ, И. П. АКУЛА, В. Г. ЗАЛЕССКИЙ, М. И. МАРКЕВИЧ, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru,
В. Ф. СТЕЛЬМАХ, УО «Белорусский государственный университет», г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 4,
Н. М. ЧЕКАН, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10

Проведено исследование смесовой ткани 07С11-КВ (производитель – ОАО «Моготекс») с покрытием из стали 12Х18Н10Т, полученным методом импульсного катодно-дугового осаждения в вакууме ($3,5 \cdot 10^{-3}$ Па). Показано, что оптическая микроскопия имеет ряд преимуществ при исследовании морфологии поверхности таких объектов по сравнению с растровой электронной микроскопией. Наиболее контрастное изображение формируется при использовании освещения по методу темного поля. Обнаружено, что при нанесении покрытия формируется капельная фаза, размеры капель варьируются от 2 до 10 мкм. Установлено, что спектр электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) ткани с покрытием имеет асимметричную спектральную линию шириной 101 мТл, что свидетельствует о высокой концентрации магниторезонансных центров и значительном резонансном поглощении энергии СВЧ-поля. Резонансное поглощение при низких значениях магнитных полей определяется кластерами железа, никеля, хрома, титана и другими при слабом нерезонансном поглощении. Удельное поверхностное сопротивление ткани (сторона 1/сторона 2) составляет $3,3 \cdot 10^5$ и $5,6 \cdot 10^5$ Ом соответственно.

Ключевые слова. Смесовая ткань, антистатическое покрытие, микроскопия, резонансное поглощение СВЧ, поверхностное сопротивление.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Морфология поверхности, магниторезонансные и антистатические свойства ткани 07С11-КВ с покрытием из нержавеющей стали / А. Г. Анисович, И. П. Акула, В. Г. Залесский, М. И. Маркевич, В. Ф. Стельмах, Н. М. Чекан // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 87–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-87-92>.

SURFACE MORPHOLOGY, MAGNETIC RESONANT AND ANTISTATIC PROPERTIES OF 07C11–KB FABRIC COATED WITH STAINLESS STEEL

A. G. ANISOVICH, I. P. AKULA, V. G. ZALESSKIY, M. I. MARKEVICH, State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru,
V. F. STELMAKH, Belarusian State University, Minsk, Belarus, 4, Nezavisimosty ave.,
N. M. CHEKAN, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str.

A study of the mixed 07C11-KB fabric (produced by Mogotex) with a coating of steel 12X18H10T, obtained by the method of pulsed cathode arc deposition in a vacuum of $3.5 \cdot 10^{-3}$ Pa, was conducted. It is shown that optical microscopy has a number of advantages in studying the surface morphology of such objects as compared to scanning electron microscopy. The most contrast image is formed using dark-field illumination. When coating is applied, a droplet phase is formed, the droplet sizes vary from 2 to 10 microns. By the method of electron paramagnetic resonance, it has been established that the spectrum of coated fabric has an asymmetrical spectral line with a width of 101 μ T, which indicates a high concentration of magnetic resonance centers and a significant resonant absorption of microwave energy. Resonant absorption at low magnetic fields is determined by clusters of iron, nickel, chromium, titanium, etc., with weak nonresonant absorption. The specific surface resistance of the fabric (side 1 / side 2) is $3.3 \cdot 10^5$ ohm and $5.6 \cdot 10^5$ ohm, respectively.

Keywords. Mixed fabric, antistatic coating, microscopy, resonant absorption of microwave, surface resistance.

For citation. Anisovich A. G., Akula I. P., Zalesskiy V. G., Markevich M. I., Stelmakh V. F., Chekan N. M. Surface morphology, magnetic resonant and antistatic properties of 07S11-KV-fabric coated with stainless steel. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 87–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-87-92>.

Введение

Проблема обеспечения электрической безопасности на любом предприятии является актуальной. Значительные по величине заряды могут возникать непосредственно на поверхности приборов. Такие заряды бывают подвижными, если они накапливаются на проводящих элементах конструкции, или неподвижными, когда они образуются на изолированных деталях. Собственно наличие и накопление заряда на любом изделии, как правило, не ведет к его повреждению или изменению характеристик до тех пор, пока через это изделие не пройдет электростатический разряд, возникающий при соединении тел с различными электростатическими потенциалами. В момент, когда тот или иной вывод прибора касается проводящего тела, происходит импульсный разряд, который может полностью или частично повредить прибор [1]. Характер воздействия разряда на полупроводниковые изделия в производственных условиях зависит от ряда случайных факторов: емкости, величины накопленного заряда, сопротивления человека, величины переходных сопротивлений в цепи разряда и др.

В связи с миниатюризацией элементов микросхем требования к контролю электростатики ужесточаются. В стандартах ESD защиты указывается, что при работе современных электронных устройств недопустимой является даже напряженность менее 100 В/см. Такие же требования выдвигают при производстве лекарственных средств и точной медицинской техники [1].

Тканые материалы в настоящее время получают все большее применение в различных отраслях промышленности. Производство и потребление текстиля, и в частности химических волокон, в мире с каждым годом растет. Перспективными являются технологии производства волокон нового поколения со специальными функциями; высокопродуктивные технологии получения волокнистых материалов; технологии изготовления полимерных нановолокон. Склонность химических волокон к электростатическому загрязнению ухудшает их эксплуатационные свойства [2–4]. В настоящее время на рынке появилось много самых разнообразных текстильных изделий, реагирующих на изменения окружающей среды и сводящих к минимуму ее вредные воздействия. Ткань, обладающая электропроводностью и антистатическими свойствами, предназначена для изготовления как пыленепроницаемой одежды, так и для защиты от электромагнитного излучения некоторых диапазонов. Работы по разработке и использованию таких тканей и материалов для военных целей и космоса активно развиваются. По уровню разработок впереди идут США и Япония. Интенсивные исследования проводятся в Китае, Южной Корее, Тайване. По производству синтетических волокон первое место в мире занимает Китай [5].

Назначение текстиля определяет, какие модифицирующие компоненты используются для придания текстилю тех или иных свойств. В настоящее время используют текстиль с защитным покрытием толщиной до 15 мкм, полученным способом вакуумного напыления.

В связи с этим создание и производство волокнистых материалов и покрытий с заданными свойствами, которые необходимы в конкретной сфере применения, являются актуальными.

Цель работы – исследование морфологии поверхности, определение магниторезонансных и антистатических свойств ткани 07С11-КВ (производитель ОАО «Моготекс») с покрытием из стали 12Х18Н10Т.

Материалы и методики эксперимента. Покрытия наносили на ткань методом импульсного катодно-дугового осаждения в вакууме $3,5 \cdot 10^{-3}$ Па. Предварительно перед формированием покрытий поверхность тканей обрабатывали высокоэнергетическими ионами аргона для удаления органических загрязнений в течение 30 мин при следующих параметрах: давление аргона в вакуумной камере порядка $3,2 \cdot 10^{-2}$ Па, ускоряющее напряжение – 2000 В, ионный ток – 20–40 мА, частота следования импульсов – 2,5 Гц. Покрытие осаждали в вакууме с использованием источника стационарной металлической плазмы, работающего в режиме сепарации. Процесс проводили путем чередования периодов работы источника плазмы (1 мин) и паузы для охлаждения ткани (1 мин).

Исследование морфологии поверхности волокна проводили с использованием металлографического комплекса на основе инвертированного микроскопа МИ-1 в отраженном свете при увеличениях от 2 до 1000 крат с освещением по методу светлого и темного поля [8]. Выбор оптического микроскопа для изучения волокна связан с тем, что в растровом электронном микроскопе образец за 2–3 с накапливает статический электрический заряд, что делает невозможным визуализацию поверхности.

Исследование морфологии поверхности ткани после нанесения покрытия было проведено на сканирующем электронном микроскопе MIRA 3 LMH, оснащенный катодом Шоттки высокой яркости в качестве источника электронов (разрешение (In-Beam SE) – 1 нм при 30 кВ, 2 нм при 3 кВ, разрешение (SE типа ET) – 1,2 нм при 30 кВ, 2,5 нм при 3 кВ, разрешение в режиме низкого вакуума (LVSTD) – 1,5 нм при 30 кВ и 3 нм при 3 кВ, увеличение – от 4 до 1 000 000, ускоряющее напряжение – от 200 до 30 кВ). Элементный состав определяли с помощью системы энергодисперсионного микроанализа AZtec для сканирующей электронной микроскопии и представляет собой программно-аппаратный комплекс с модульным программным обеспечением.

Исследования магнитного резонанса проводили на специализированном малогабаритном анализаторе ЭМР «Минск 22» при комнатной температуре. Рабочая длина волны – 3 см. Максимальное значение индукции магнитного поля – 450 мТл, частота модуляции – 30 кГц. Для калибровки интенсивности сигналов объектов исследования использовали образец из монокристалла рубина ($\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Cr}^{3+}$). В процессе измерений дополнительный контроль стабильности работы спектрометра осуществляли путем измерения калибровочного материала двухвалентного марганца ($\text{MgO}:\text{Mn}^{2+}$) [6, 7].

Измерение удельного поверхностного сопротивления проводили в текстильной лаборатории отдела технического контроля предприятия «Моготекс» по стандарту СТБ ИСО/МЭК 17025-2007 (ISO/IEC 17025:2005).

Обсуждение результатов. Поверхность ткани в исходном состоянии показана на рис. 1. Светлопольное освещение не дает полностью контрастного изображения как поверхности, так и отдельных филаментов волокна (рис. 1, *а–в*). Использование темнопольного освещения (рис. 1, *г–е*) позволяет визуализировать

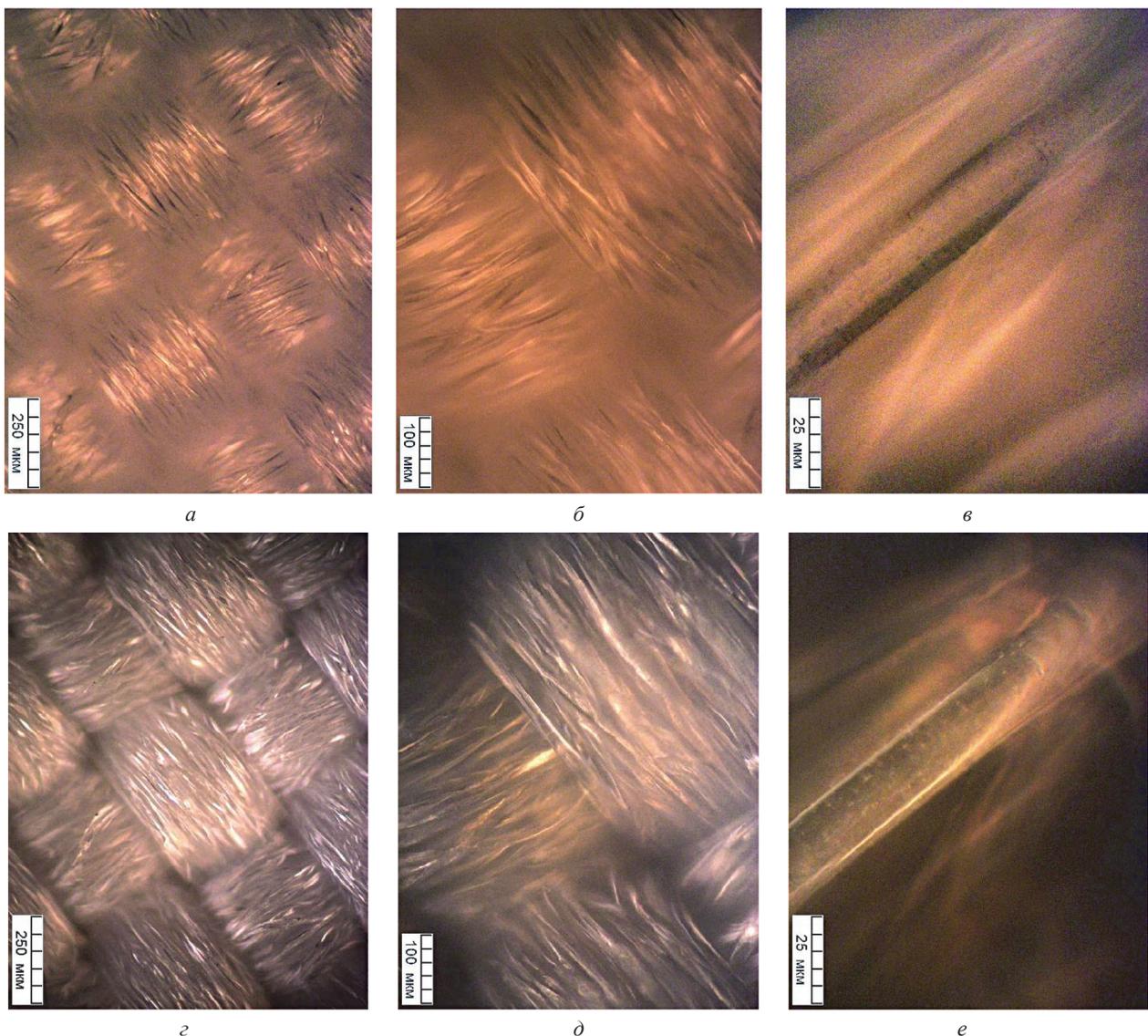


Рис. 1. Структура тканого материала в исходном состоянии: *а–в* – светлопольное освещение; *г–е* – темнопольное освещение

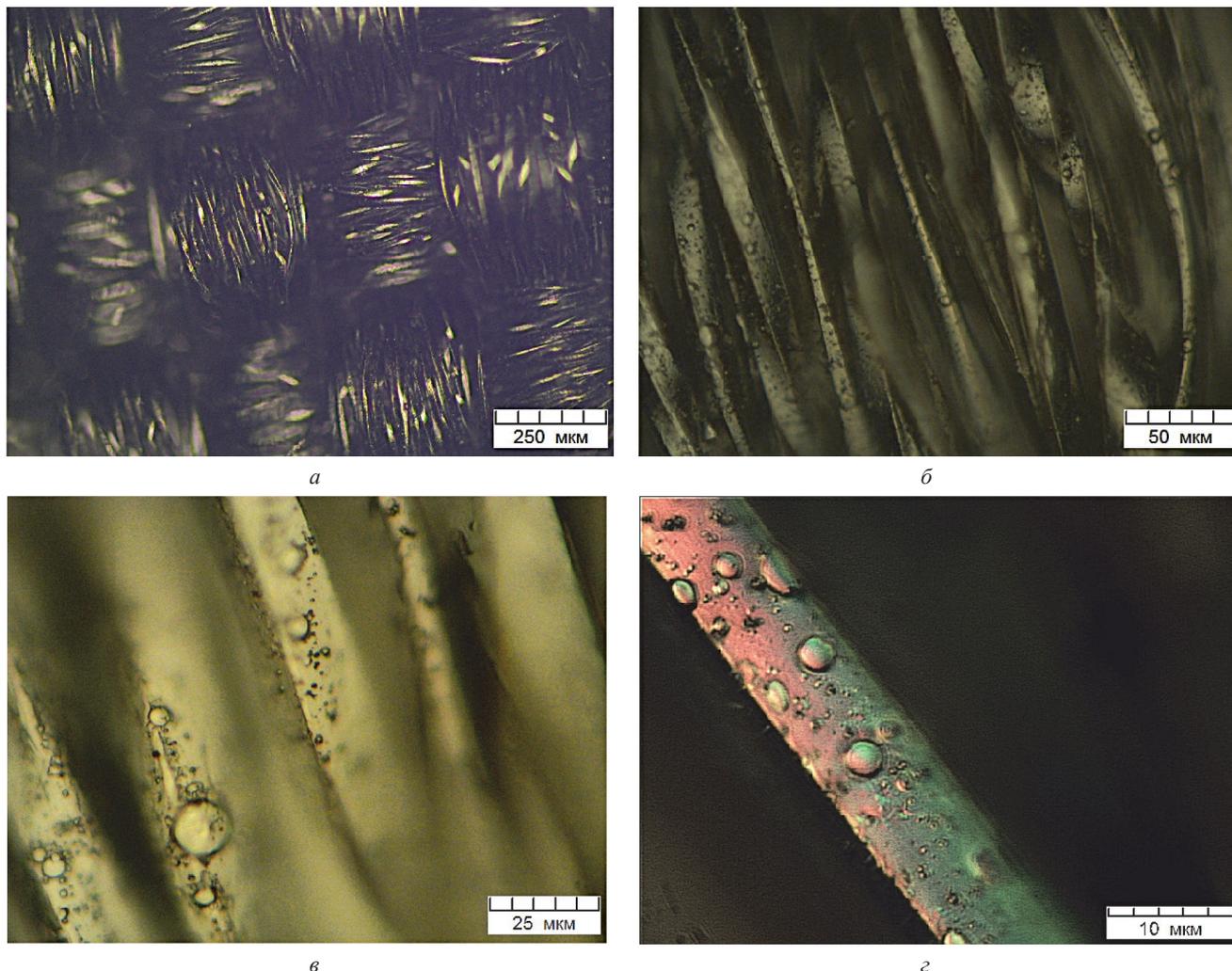


Рис. 2. Структура тканого материала после нанесения покрытия: *а–в* – светлопольное освещение; *г* – дифференциально-интерференционный контраст

как общую морфологию поверхности, так и отдельное волокно. Принцип формирования изображения при использовании темного поля предполагает освещение объекта полым конусом света; при этом только наклонные участки объекта являются освещенными. Поверхность объекта в данном случае практически не имеет горизонтальных участков, поэтому в темном поле «светится» каждое волокно (рис. 1, *г, д*). На рис. 1, *г, д* показано полотняное переплетение ткани, которое придает ей прочность и повышенную жесткость. При использовании увеличения 1000 можно выделить отдельную плоскость нити (рис. 1, *е*), поверхность которой лежит в плоскости изображения и является неосвещенной.

Поверхность ткани с покрытием из нержавеющей стали представлена на рис. 2, *а*. Сформированное покрытие позволяет наблюдать морфологию волокон уже при увеличении 500 крат (рис. 2, *б*); отдельные филаменты ткани имеют видимую толщину 5–20 мкм. Из рис. 2, *в* следует, что при нанесении покрытия формируется капельная фаза. Капли различаются по размерам, которые варьируются от 2 до 10 мкм. Толщина капель невелика; использование метода ДИК позволяет оценить ее величиной менее 100 нм (рис. 2, *г*). Цветовой контраст на рисунке связан с тем, что волокно расположено наклонно относительно плоскости изображения.

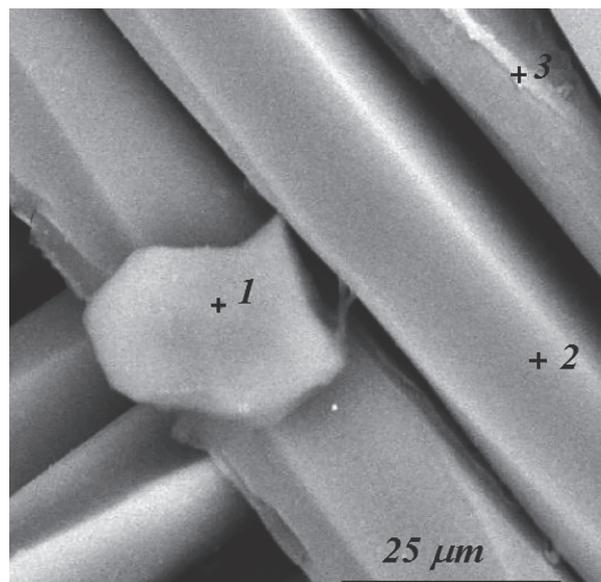


Рис. 3. Волокна ткани после нанесения покрытия; РЭМ-изображение

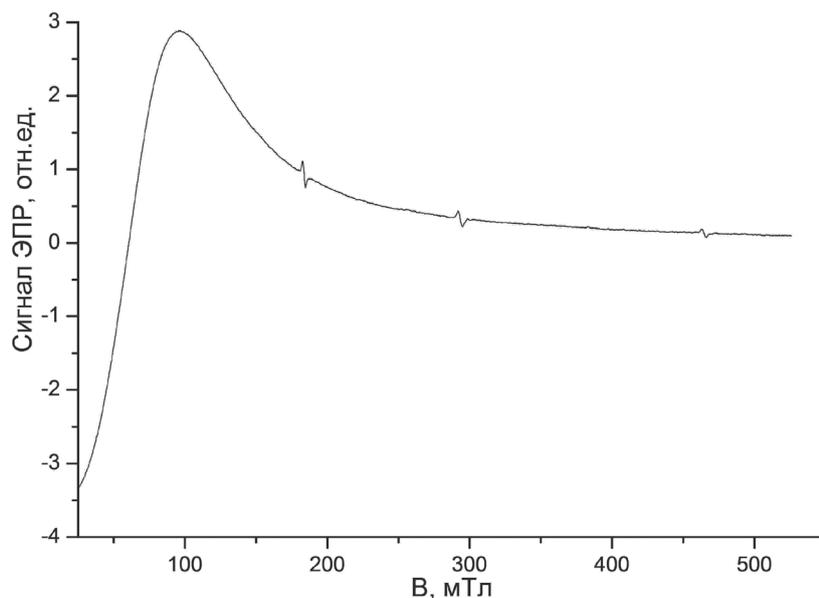


Рис. 4. Спектр ЭПР ткани с покрытием

После нанесения покрытия поверхность является проводящей, поэтому возможно получить изображение ткани с использованием растровой электронной микроскопии (рис. 3). Волокна ткани не являются круглыми в сечении, поперечный размер составляет порядка 20 мкм.

Элементный состав материала определен в трех точках (рис. 3). В таблице приведен элементный состав волокна с покрытием (точки 2 и 3), а также посторонней примеси (точка 1). В покрытии присутствуют все элементы, входящие в состав стали.

Химический состав в точках на поверхности ткани (рис. 3) после нанесения покрытия

Элемент	Состав, мас.%		
	спектр 1	спектр 2	спектр 3
C	27,41	25,58	33,73
O	41,17	30,43	34,43
Na	0,42		
Mg	1,12		
Al	5,29		
Si	18,89		0,17
K	1,38		
Ca	1,56		
Ti	0,25	0,51	0,25
Cr	0,48	7,84	5,91
Mn	0,14	0,85	0,66
Fe	1,74	30,06	21,65
Ni	0,15	4,20	2,92
Cu		0,53	0,29

На рис. 4 показан спектр ЭПР ткани 07С11-КВ с нанесенным покрытием. На спектре фиксируется широкая, ассиметричная спектральная линия шириной 101 мТл, что свидетельствует о высокой концентрации магниторезонансных центров и значительном резонансном поглощении энергии СВЧ-поля. Резонансное поглощение при низких значениях магнитных полей определяется кластерами железа, никеля, хрома, титана и другими при слабом нерезонансном поглощении.

Результат измерения удельного поверхностного сопротивления на ткани (сторона 1/сторона 2) составляет $3,3 \cdot 10^5$ и $5,6 \cdot 10^5$ Ом соответственно.

Выводы

Исследована морфология поверхности ткани 07С11-КВ (ОАО «Моготекс») с нанесенными покрытиями из стали 12Х18Н10Т. Показано, что при нанесении покрытий на данный материал присутствует ка-

пельная фаза (максимальный размер капель достигает 10 мкм). Методом ЭПР установлено, что спектр ткани с покрытием из стали имеет широкую, ассиметричную спектральную линию шириной 101 мТл, что свидетельствует о высокой концентрации магниторезонансных центров и значительном резонансном поглощении энергии СВЧ-поля, что определяется в основном кластерами железа, никеля при слабом нерезонансном поглощении. Удельное поверхностное сопротивление на ткани (сторона 1/сторона 2) составляет $3,3 \cdot 10^5$ и $5,6 \cdot 10^5$ Ом соответственно, что удовлетворяет большинству потребительских требований.

ЛИТЕРАТУРА

1. Горлов М. И., Емельянов А. В., Плебанович В. И. Электростатические заряды в электронике. Минск: Беларуская навука, 2006, 295 с.
2. Бондарчук М. М. Подходы к классификации технического текстиля // Проблемы современной науки и образования. 2015. № 11 (41). С. 95–99.
3. Борзунов И. Г., Бадалов К. И., Гончаров В. Г., Дугинова Т. А., Шилова Н. И. Прядение хлопка и химических волокон (изготовление ровницы, суровой меланжевой пряжи, крученных нитей и ниточных изделий): учебн. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Легпромбытиздат, 1986. 392 с.
4. Кондратенко А. Н., Голубкова Т. А. Полимерные композиционные материалы в изделиях зарубежной ракетно-космической техники (обзор) // Конструкции из композиционных материалов. 2009. № 2. С. 24–34.
5. Гришанова И. А., Мигачева О. С. Состояние мирового и отечественного рынков синтетических волокон, нитей, нетканых материалов и его перспективы // Вестн. технолог. ун-та. 2015. Т. 18. № 9. С. 10–15.
6. Адашкевич С. В., Стельмах В. Ф., Бакаев А. Г., Гордиенко А. И. и др. Магниторезонансная диагностика радиопоглощающих композиционных материалов // Полимерные материалы и технологии. 2015. Т. 1. № 1. С. 71–75.
7. Пат. № U19325 РБ. Способ измерения поглощения излучения СВЧ / С. В. Адашкевич, В. Ф. Стельмах, М. И. Маркевич, А. М. Чапланов, 2015.
8. Анисович А. Г. Искусство металлографии: использование методов оптического контрастирования // Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2016. № 1. С. 36–42.

REFERENCES

1. Gorlov M. I., Emel'janov A. V., Plebanovich V. I. *Elektrostaticheskie zarjady v jelektronike* [Electrostatic charges in electronics]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2006, 295 p.
2. Bondarchuk M. M. Podhody k klassifikacii tehničeskogo tekstilja [Approaches to the classification of technical textiles]. *Problemy sovremennoj nauki i obrazovanija = Problems of modern science and education*, 2015, no. 11 (41), pp. 95–99.
3. Borzunov I. G., Badalov K. I., Goncharov V. G., Duginova T. A., Shilova N. I. Moscow, Legprombytizdat Publ., 1986. 392 p.
4. Kondratenko A. N., Golubkova T. A. Polimernye kompozicionnye materialy v izdelijah zarubeznoj raketno-kosmicheskoj tehniki (obzor) [Polymer composite materials in products of foreign rocket and space technology (review)]. *Konstrukcii iz kompozicionnyh materialov = Composite Materials*, 2009, no. 2, pp. 24–34.
5. Grishanova I. A., Migacheva O. S. Sostojanie mirovogo i otechestvennogo rynkov sinteticheskikh volokon, nitej, netkanyh materialov i ego perspektivy [State of the world and domestic markets of synthetic fibers, yarns, nonwoven materials and its prospects]. *Vestnik tehnologičeskogo universiteta = Bulletin of the University of Technology*, 2015, vol. 18, no. 9, pp. 10–15.
6. Adashkevich S. V., Stel'mah V. F., Bakaev A. G., Gordienko A. I. et al. Magnitorezonansnaja diagnostika radiopogloshhajushih kompozicionnyh materialov [Magnetic resonance diagnostics of radar absorbing composite materials.]. *Polimernye materialy i tehnologii = Polymer materials and technologies*, 2015, vol. 1, no. 1, pp. 71–75.
7. Adashkevich S. V., Stel'mah V. F., Markevich M. I., Chaplanov A. M. *Sposob izmerenija pogloshhenija izluchenija SVCh* [The method of measuring the absorption of microwave radiation]. Patent RB, no. U 19325, 2015.
8. Anisovich A. G. Iskusstvo metallografii: ispol'zovanie metodov optičeskogo kontrastirovanija [The art of metallography: the use of optical contrast methods.]. *Vesci NAN Belarusi. Ser. fiz.-tehn. navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2016, no. 1, pp. 36–42.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-93-98>
УДК 658.567

Поступила 30.01.2020
Received 30.01.2020

КОМПЛЕКСНАЯ ПЕРЕРАБОТКА ОЛОВЯННО–СВИНЦОВОЙ ИЗГАРИ В ПРИПОИ И ЛИГАТУРЫ

Б. М. НЕМЕНЕНОК, Г. В. ДОВНАР, А. Г. СЛУЦКИЙ, В. А. ШЕЙНЕРТ, Д. О. КАПУСТА,
И. И. ЛОГОНИЮК, А. Д. РУЛЕНКОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск,
Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: nemenenok@tut.by

Использование отходов производства – одна из главных проблем современной экономики. В Беларуси отсутствует первичная металлургическая переработка природного сырья, поэтому использование вторичных материалов и отходов производства является для промышленности весьма актуальной и важной задачей, учитывая, что стоимость металлов, извлеченных из вторичного сырья в несколько раз меньше первичных.

Одним из видов такого сырья является оловянно-свинцовая изгарь, которая состоит из оксидов олова и свинца с включениями корольков металлической составляющей. Наиболее ценным элементом в изгари служит олово, цена которого значительно превышает стоимость многих цветных металлов.

Цель работы – исследование влияния различных технологических факторов на металлургический выход при переработке оловянно-свинцовой изгари в припои и лигатуры.

Обобщены результаты ранее проведенных исследований, связанных с извлечением олова и свинца при переработке вторичного сырья. Представлены новые данные по технологическим способам более глубокой металлургической переработки изгари. Это позволило на их основе разработать варианты получения качественного припоя ПОС 61 и лигатур.

Ключевые слова. Оловянно-свинцовая изгарь, металлургическая переработка, избирательный размол, припой ПОС 61, лигатура.

Для цитирования. Немененок, Б. М. Комплексная переработка оловянно-свинцовой изгари в припои и лигатуры / Б. М. Немененок, Г. В. Довнар, А. Г. Слуцкий, В. А. Шейнерт, Д. О. Капуста, И. И. Логонюк, А. Д. Руленков // Литие и металлургия. 2020. № 1. С. 93–98. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-93-98>.

COMPLEX PROCESSING OF TIN–LEAD DROSS INTO SOLDERS AND LIGATURES

B. M. NEMENENOK, G. V. DOWNAR, A. G. SLUTSKY, V. A. SHEINERT, D. O. KAPUSTA,
I. I. LOGANIYK, A. D. RULENKOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus,
65, Nezavisimosti ave. E-mail: nemenenok@tut.by

The use of industrial waste is one of the main problems of the modern economy. In Belarus, there is no primary metallurgical processing of natural raw materials, so the use of secondary materials and production waste is a very relevant and important task for the industry, given into account that the cost of metals extracted from secondary raw materials is several times less than the primary ones.

One of the types of such raw materials is tin-lead dross (ash), which consists of tin and lead oxides with inclusions of the metal component beads. The most valuable element in dross is tin, the price of which is much higher than the cost of many non-ferrous metals.

The aim of the work was to study the influence of various technological factors on the metallurgical output during the processing of tin-lead ash into solders and ligatures.

In this regard the results of previous studies related to the extraction of tin and lead in the processing of secondary raw materials were summarized, and new data on technological methods for deeper metallurgical processing of dross (ash) were presented. This allowed them to develop options for obtaining high-quality solder type POS 61 and ligatures.

Keywords. Tin-lead dross(ash), metallurgical processing, selective grinding, solder type POS 61, ligature.

For citation. Nemenenok B. M., Downar G. V., Slutsky A. G., Sheinert V. A., Kapusta D. O., Loganiyk I. I., Rulenkov A. D. Complex processing of tin-lead dross into solders and ligatures. Foundry production and metallurgy, 2020, no.1, pp. 93–98. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-93-98>.

В настоящее время в Республике Беларусь актуальным является создание собственной металлургической базы по переработке лома и отходов, так как стоимость цветных металлов, извлеченных из вто-

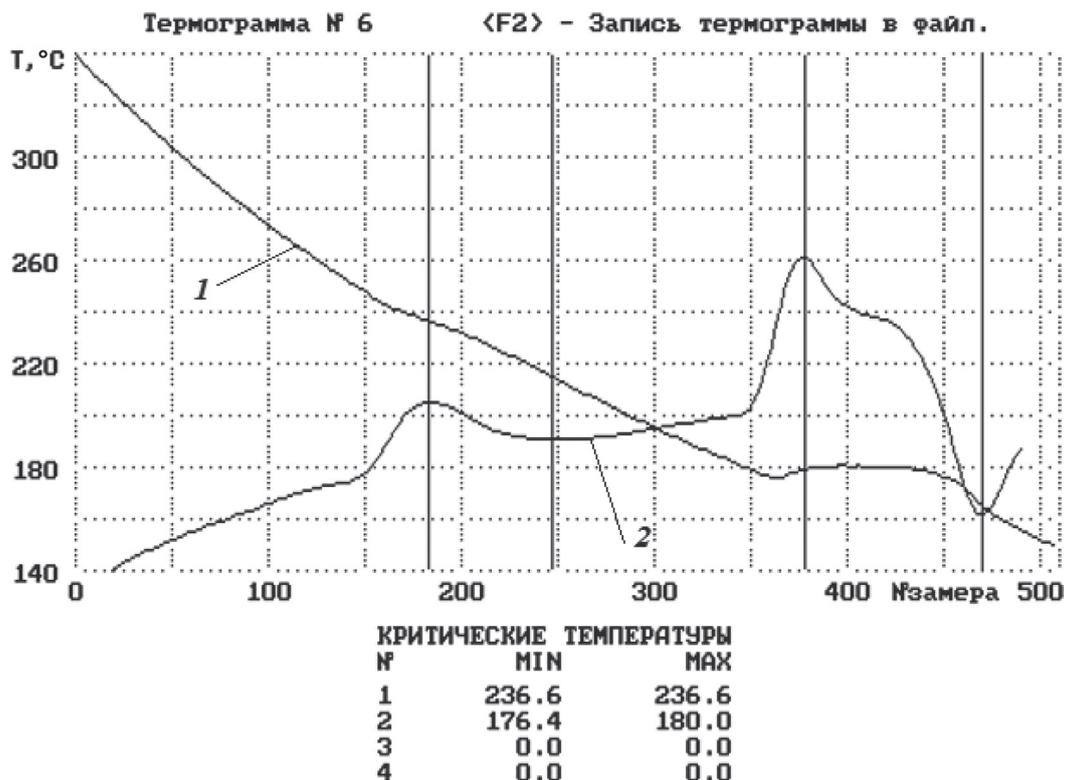


Рис. 1. Термограмма охлаждения сплава из партии изгари № 3 (ПОС 40): 1 – кривая изменения температуры; 2 – кривая изменения первой производной dT/dt

ричного сырья, может быть в несколько раз ниже стоимости первичных из-за низкой себестоимости переработки отходов, сокращения дополнительных расходов на его транспортировку, импорта получаемых полуфабрикатов или изделий.

К одному из видов такого сырья относится оловянно-свинцовая изгарь, которая по усредненному составу содержит 55% металлической составляющей, а также оксиды олова и свинца. Наиболее ценным элементом в изгари является олово, стоимость которого значительно превышает стоимость многих цветных металлов.

В настоящей работе исследовали влияние различных технологических факторов на металлургический выход при глубокой переработке оловянно-свинцовой изгари в припой и лигатуры. В табл. 1 приведен усредненный химический состав оловянно-свинцовой изгари от нескольких партий.

Таблица 1. Усредненный химический состав изгари

Наименование отходов	Содержание элементов, %					
	Sn	Pb	Cu	оксиды		прочие (Ni, Ca, Bi, Si)
				олова	свинца	
Оловянно-свинцовая изгарь	42,0	24,0	1,5	18,0	11,0	Остальное

Из таблицы видно, что данный материал содержит в своем составе олово и свинец как в чистом виде, так и в виде оксидов, а также 1,5% меди. При этом на оксид олова приходится около 18%. Ситовый анализ показал, что основная часть изгари имеет размер частиц свыше 3 мм (около 90%).

В табл. 2 приведены составы некоторых припоев на основе олова и свинца, регламентируемые согласно ГОСТ 21930-76.

Таблица 2. Химический состав оловянно-свинцовых припоев по ГОСТ 21930-76

Марка припоя	Основные компоненты, %			Примеси, не более, %				
	Sn	Cu	Pb	Sb	Cu	Fe	Ni	Bi
ПОС 61	59–61	–	ост.	0,05	0,05	0,02	0,02	0,1
ПОС 61М	59–61	1,2–2,0	ост.	0,20	–	0,02	0,02	0,1

Анализ показывает, что содержание меди в припое ПОС61 не должно превышать 0,05%, в то время как в припое ПОС 61М допускается до 2,0% меди, что не позволяет его использовать для пайки «волной».

Ранее выполненные исследования [1] показали возможность получения в результате первичной плавки изгари до 50% сплава олово-свинец, который наряду с основными элементами содержит нежелательную примесь в виде меди.

Была проведена серия экспериментов и получены сплавы, извлеченные из оловянно-свинцовой изгари, которые подвергали термическому анализу при охлаждении их от жидкого состояния до затвердевания.

В качестве примера на рис. 1 показана термограмма охлаждения сплава олово-свинец (партия № 3), полученного из изгари.

Из рисунка видно, что температура начала кристаллизации сплава (кривая 1) составляет ~236 °С, а $t_{\text{сол}}$ – 180 °С. По данным [2], наиболее близко указанным параметрам соответствует сплав ПОС 40 (табл. 3), что было подтверждено данными спектрального анализа (табл. 4, партия изгари № 3).

Таблица 3. Температура фазовых переходов оловянно-свинцовых припоев [2]

Марка припоя	Температура, °С	
	солидус	ликвидус
ПОС 61	180	186
ПОС 40		236
ПОС 61М		192

Таблица 4. Химический состав сплавов из различных партий оловосодержащих отходов (изгари)

Номер пробы (партии)	Химический состав, %										
	Sn	Pb	Cu	Fe	Sb	Ni	Ag	Bi	As	Ca	Si
1	59,0	40,68	0,05	0,1	0,03	0,1	0,02	0,01	0,01	–	–
2	62,0	39,0	0,4	0,2	0,05	–	–	–	–	–	–
3	40,03	59,26	0,2	0,31	0,11	–	0,04	0,05	–	–	–
4	52,44	46,2	0,87	0,25	0,07	–	–	–	–	0,05	0,12

Из таблицы видно, что содержание Sn в извлекаемых из отходов сплавах может изменяться от 40 до 62%, Sb – от 0,03 до 0,15, Cu – от 0,05 до 0,87%. Это означает, что в оловосодержащие отходы попадают изгари от различных производств (припой, типографские и антифрикционные сплавы). Учитывая, что в настоящее время отдельная заготовка оловосодержащих отходов затруднительна, необходим анализ химического состава каждой партии изгари.

Одним из сдерживающих факторов более широкой по объему переработки изгари в качественные припои типа ПОС 61 является загрязнение получаемого сплава медью (до 2%), железом, никелем, сурьмой, что не позволяет применять такой припой для качественной пайки «волной». Для его получения был апробирован способ очистки ПОС 61М от примесей методом фильтрации. Технологические особенности процесса описаны в работе [3], который включает следующие этапы:

1. Плавление исходной изгари в печи сопротивления, в результате получают слиток припоя типа ПОС 61М и вторичную изгарь.

2. Последующее расплавление полученного припоя в специальной рафинировочной установке, позволяющей термостатировать расплав с высокой точностью ($\pm 1,5$ °С) во всем температурном интервале жидкого состояния сплавов олово-свинец (до 350 °С), продолжительная выдержка его при пониженных температурах, близких к ликвидусу, вплоть до эвтектической (180 °С). Это в свою очередь позволяет в достаточно полной мере выделиться кристаллам интерметаллических соединений, укрупниться и частично коагулироваться в агрегаты, так как температуры их образования значительно превышают температуру начала кристаллизации сплава олово-свинец.

3. Очистка расплава от кристаллов, образовавшихся интерметаллидов, путем фильтрации его через керамический термостойкий фильтр с размером открытых пор 15–20 мкм, на поверхности которого они и оседают вместе с частью основного припоя.

4. На завершающей стадии с поверхности фильтра продукты осаждения удаляются механическим путем.

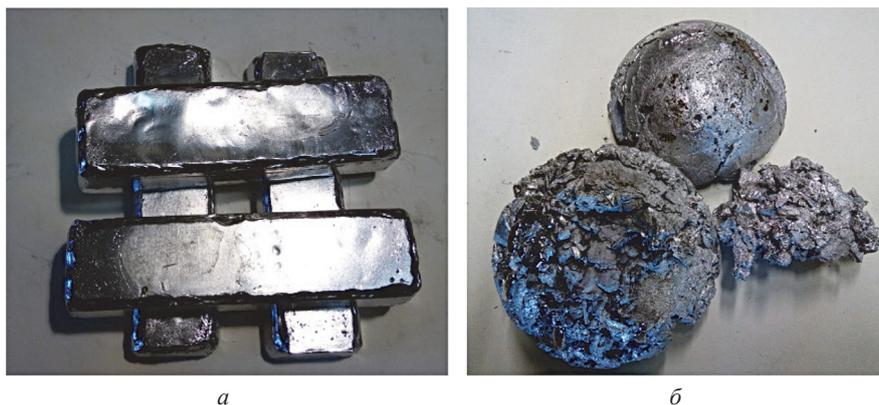


Рис 2. Продукты фильтрации припоя ПОС 61М: *а* – очищенный припой ПОС 61; *б* – фильтроостаток на основе олова, свинца и меди (до 10%)

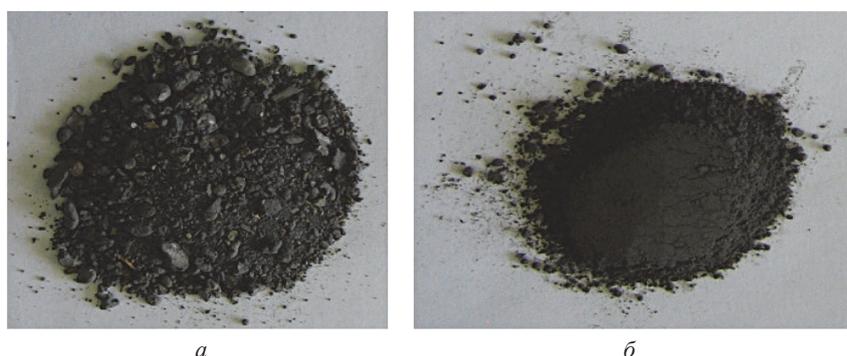


Рис. 3. Продукты избирательного размола изгари: *а*– тяжелая металлическая фракция; *б* – легкая дисперсная фракция

Следует отметить, что процесс фильтрации достаточно продолжительный, а продуктами такой переработки являются очищенный слиток припоя ПОС 61 и фильтроостаток, содержащий олово, свинец и до 10% меди (рис. 2, *а*, *б*).

В результате переплава изгари было установлено, что самый высокий выход годного металла (до 50%) получается также в крупных фракциях. Для облегчения отделения металлической составляющей изгари от оксидов при плавке используются флюсы. На основании анализа литературных данных [4] было отобрано десять наиболее часто используемых компонентов флюсов, применяемых при переплаве вторичных материалов на основе олова, построена матрица экспериментов и проведены опытные плавки.

Установлено, что из всех исследуемых компонентов флюсов наибольшее влияние на металлургический выход оказывают $\text{Na}_2\text{CO}_3 + \text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$. Оптимизация состава выбранного двухкомпонентного флюса и параметров плавки позволила определить соотношение между указанными веществами, температуру и время плавки, обеспечившие извлечение металлической составляющей изгари в количестве более 70%.

Исследования изгари при температурах 200–1000 °С и времени выдержки от 10 мин до 8 ч показали сложный характер изменения массы от температурно-временной обработки. Наиболее интенсивно окисляется изгарь при температурах свыше 400 °С. При длительных выдержках от 600 °С и выше образуется пригар. При этом изменение массы образцов колеблется от –0,01 до +3,2%. Угар связан с наличием в изгари легкоплавких летучих составляющих (компоненты паяльного флюса), а пригар свидетельствует о присутствии в каждой фракции низших оксидов олова и свинца, окисляющихся при высоких температурах до высших, а также металлической составляющей, окисляющейся при нагреве.

Одним из путей утилизации шлака, образующегося в результате металлургической переработки оловянно-свинцовой изгари, является его механическая обработка. Были выполнены комплексные исследования по переработке такого шлака с использованием избирательного размола [5].

На рис. 3 показаны продукты размола шлака от первичной плавки изгари. Из рисунка видно, что в результате размола образуются тяжелая металлическая (*а*) и легкая дисперсная (*б*) фракции.

Были подобраны режимы размола, позволяющие получать максимальное количество металлической фракции от массы загружаемой изгари (до 62%). При этом насыпная плотность полученных фракций отличалась в 2 раза [5].

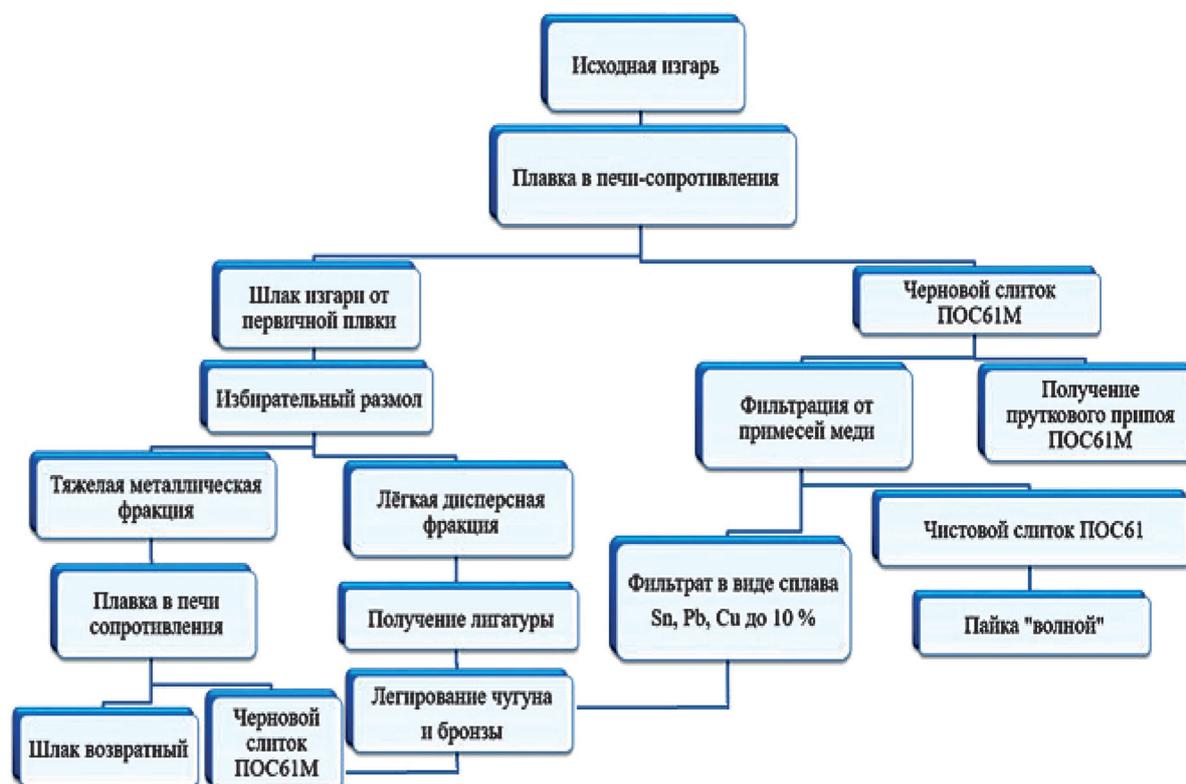


Рис. 4. Технологическая схема глубокой переработки оловянно-свинцовой изгари

Результаты химического анализа на установке SpectroscanMAX-GV показали, что металлическая и дисперсная составляющие изгари отличаются по составу (табл. 5).

Таблица 5. Результаты анализа химического состава

Наименование изгари	Содержание элементов, %							
	Sn	Pb	Cu	Fe	Sb	Zn	Si	прочие (Ni, Ca, Вi и др.)
Металлическая фракция размером, мм	43,9	55,1	0,9	0,15	0,01	–	–	Остальное
Дисперсная фракция, менее 0,1 мм	57,3	7,7	–	9,3	–	2,3	1,4	Остальное

Из таблицы следует, что дисперсная часть изгари по сравнению с тяжелой фракцией существенно отличается, в первую очередь, по содержанию свинца (7,7% против 56,1%). В ней имеется большое количество железа (9,3% против 0,15%), немного цинка и кремния (2,3 и 1,4% соответственно). Концентрация олова несколько выше, чем в металлической части изгари. При этом установлено, что дисперсная часть содержит олово и свинец как в чистом виде, так и в виде оксидов.

В дальнейшем металлическую часть изгари от избирательного размола проплавили в лабораторной печи и получили слиток с металлургическим выходом 45%. Учитывая, что исследуемая изгарь прошла металлургическую переработку и из нее уже было получено порядка 50% припоя типа ПОС 61М, переплав металлической части позволяет существенно повысить глубину ее переработки. При этом одним из вариантов применения дисперсной фракции изгари от избирательного размола является использование ее в составе восстановительных смесей, например, при металлотермическом способе получения олово-содержащей лигатуры.

На основании выполненных экспериментальных исследований предложена технологическая схема глубокой переработки оловянно-свинцовой изгари (рис. 4).

Выводы

1. Проанализированы образцы оловянно-свинцовой изгари и установлено, что данный материал содержит в своем составе олово и свинец как в чистом виде, так и в виде оксидов, а также до 1,5% меди. Определены направления ее переработки в припой и лигатуры.

2. Проведены экспериментальные исследования по переплаву изгари и установлено, что самый высокий выход годного металла (до 70%) получается при использовании комплексного флюса $\text{Na}_2\text{CO}_3 + \text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$.

3. Апробирован технологический процесс очистки черного сплава на основе олова и свинца от примесей меди, никеля и железа. Установлено, что выдержка такого расплава при температуре 190 °С в течение определенного времени позволяет отфильтровывать медьсодержащие интерметаллиды и получать качественный припой ПОС 61.

4. Исследован способ переработки шлака от первичной плавки изгари, включающий его избирательный размол на тяжелую металлическую и легкую дисперсную фракции. Экспериментально показана возможность извлечения из тяжелой металлической фракции до 45% припоя типа ПОС 61М с последующим его использованием в качестве лигатуры.

5. В результате выполненных исследований предложена технологическая схема глубокой переработки оловянно-свинцовой изгари в качественные припои и лигатуры.

ЛИТЕРАТУРА

1. Довнар Г. В. Извлечение тяжелых цветных металлов из оловянно-свинцовой изгари / Г. В. Довнар, Н. А. Горбаба, А. А. Андриц // Материалы Междунар. науч.-техн. конф. «Вклад вузовской науки в развитие приоритетных направлений производственно-хозяйственной деятельности, разработку экономичных экологически чистых технологий и прогрессивных методов обучения», посвященной 80-летию БГПА. Минск, БГПА 2000. Ч. 6. С. 158.

2. Худяков М. Ф., Дорошкевич А. П., Карелов С. В. Комплексное использование сырья при переработке лома и отходов тяжелых металлов. М.: Metallurgia, 1985. 157 с.

3. Слуцкий А. Г. Исследование процессов получения лигатур на основе олова с использованием вторичных материалов / А. Г. Слуцкий, В. А. Шейнерт, И. Л. Кулинич и др. // Metallurgia: Респ. межвед. сб. науч. тр. Минск: БНТУ, 2017. Вып. 38. С. 79–83.

4. Немененок Б. М. Повышение экологической безопасности процессов плавки и рафинирования алюминиевых сплавов / Б. М. Немененок и др. Минск: БНТУ, 2012. 231 с.

5. Слуцкий А. Г. Переработка медьсодержащих шлаков / А. Г. Слуцкий, В. Н. Яглов, В. А. Сметкин, С. В. Григорьев // Литье и металлургия. 2007. № 3. С. 99–101.

REFERENCES

1. Dovnar G. V., Gorbaba N. A., Andric A. A. Izvlechenie tjazhelyh cvetnyh metallov iz olovjanno-svincovoj izgari [Extraction of heavy non-ferrous metals from tin-lead izgari]. *Materialy mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Vklad vuzovskoj nauki v razvitie prioritnyh napravlenij proizvodstvenno-hozjajstvennoj dejatel'nosti, razrabotku jekonomichnyh jekologicheski chistyh tehnologij i progressivnyh metodov obuchenija», posvjashhennoj 80-letiju BGPA* [Materials of the international scientific and technical conference «The contribution of university science to the development of priority areas of production and economic activity, the development of economical environmentally friendly technologies and progressive teaching methods» dedicated to the 80th anniversary of the BGPA]. Minsk, BGPA Publ., 2000, vol. 6, 158 p.

2. Hudjakov M. F., Doroshkevich A. P., Karelov S. V. *Kompleksnoe ispol'zovanie syr'ja pri pererabotke loma i othodov tjazhelyh metallov* [Integrated use of raw materials in the processing of scrap and waste of heavy metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1985, 157 p.

3. Sluckij A. G., Shejnert V. A., Kulnich I. L. Issledovanie processov poluchenija ligatur na osnove olova s ispol'zovaniem vtorichnyh materialov [The study of the processes of obtaining ligatures based on tin using recycled materials]. *Metallurgija: Respublikanskij mezhdostvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific papers*. Minsk, BNTU Publ., 2017, vyp. 38, pp. 79–83.

4. Nemenjonok B. M. *Povyshenie jekologicheskoj bezopasnosti processov plavki i rafinirovanija aljuminievyh splavov* [Improving the environmental safety of the processes of smelting and refining of aluminum alloys], Minsk, BNTU Publ., 2012, 231 p.

5. Sluckij A. G., Jaglov V. N., Smetkin V. A., Grigorjev S. V. *Pererabotka med'soderzhashhih shlakov* [Copper-containing slag processing]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2007, no. 3, pp. 99–101.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-99-109>
УДК 621.7.014

Поступила 27.01.2020
Received 27.01.2020

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ

*М. Н. ВЕРЕЩАГИН, С. Н. ЦЕЛУЕВА, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: tselueva@gmail.com,
М. Ю. ЦЕЛУЕВ, Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель, Беларусь, ул. Кирова, 32а*

Одной из распространенных технологических схем процесса лазерной обработки металлических деталей является лазерное «глазурирование» нанесенного тонкого слоя порошка на подложку, что обеспечивает возможность получения микрокристаллических и аморфных структур в тонких поверхностных слоях деталей. Импульсное плавление малых объемов металла на поверхности обеспечивает получение однородных жидкостей (расплавов), которые после кристаллизации могут фиксировать структуру жидкости с уникальными свойствами.

Установлено наличие трех диапазонов энергозклада при импульсной лазерной поверхностной обработке (ИЛПО). На среднем уровне энергозклада происходит процесс лазерной наплавки материала, при этом фиксируется высокая адгезионная связь между покрытием и заготовкой. Наплавка покрытия из аморфизируемого сплава на основе железа на металлическую основу из сталей Ст3, 45 20X13 начинается при плотности лазерного излучения на поверхности обработки 1800–2000 Вт/мм², а легирование – при 3500–4000 Вт/мм². При ИЛПО зона лазерного воздействия (ЗЛВ) имеет слоистое строение: зона оплавления (ЗО), зона термического влияния (ЗТВ), зона исходного материала. Для получения аморфно-кристаллической структуры покрытия частота импульсов лазерного излучения не должна превышать 3–8 Гц.

Ключевые слова. Лазерное излучение (ЛИ), импульсная лазерная поверхностная обработка, модифицирование поверхности, плотность мощности, энергозклад, частота следования импульсов, микроструктура, микротвердость.

Для цитирования. Верещагин, М. Н. Модифицирование поверхностных слоев металлических деталей импульсной лазерной обработкой / М. Н. Верещагин, С. Н. Целуева, М. Ю. Целуев // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 99–109. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-99-109>.

MODIFICATION OF SURFACE LAYERS OF METAL PARTS BY PULSE LASER PROCESSING

*M. N. VERESCHAGIN, S. N. TSELUEVA, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, October ave. E-mail: tselueva@gmail.com,
M. YU. TSELUEV, V. A. Belyi Metal-polymer Research Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Gomel, Belarus, 32a, Kirov str.*

One of the common technological schemes for the laser processing of metal parts is laser «glazing» of the deposited thin layer of powder on the substrate, which makes it possible to obtain microcrystalline and amorphous structures in thin surface layers of parts. Pulse melting of small volumes of metal on the surface provides homogeneous liquids (melts), which, after crystallization, can fix the structure of a liquid with unique properties.

The presence of three energy input ranges for pulsed laser surface treatment (ILPO) has been established. At an average level of energy input, a process of laser surfacing of the material occurs, while a high adhesive bond between the coating and the workpiece is fixed. The deposition of an amorphized iron-based alloy coating on a metal base of St3, 45 20X13 steels begins at a laser radiation density on the treatment surface of 1800–2000 W/mm², and alloying at 3500–4000 W/mm². With ILPO, the laser exposure zone (ZLV) has a layered structure – the fusion zone (ZO), the heat-affected zone (HAZ), and the source material zone. To obtain an amorphous-crystalline structure of the coating, the laser pulse frequency should not exceed 3–8 Hz.

Keywords. Laser radiation (LI), pulsed laser surface treatment, surface modification, power density, energy input, pulse repetition rate, microstructure, microhardness.

For citation. Vereschagin M. N., Tselueva S. N., Tseluev M. Yu. Modification of surface layers of metal parts by pulse laser processing. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 99–109. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-99-109>.

Одним из основных результатов воздействия лазерного излучения является изменение температурного поля обрабатываемого вещества. Характер нагрева, определяющийся скоростями изменения температуры, температурных градиентов, временем достижения температур структурных и фазовых переходов и другими параметрами процесса, оказывается различным в зависимости от свойств обрабатываемого материала и условий обработки.

Одна из распространенных технологических схем процесса лазерной обработки металлических деталей – лазерное «глазурирование» нанесенного тонкого слоя порошка на подложку [1, 2].

Взаимодействие лазерного излучения с твердым телом обеспечивает возможность получения микрокристаллических и аморфных структур в тонких поверхностных слоях деталей [3]. Неравновесная структура образуется вследствие воздействия лазерного луча с высокой плотностью энергии на металл за короткий промежуток времени. При этом основная часть лазерного излучения идет на локальное расплавление малых объемов металла вблизи поверхности, тогда как основная масса детали остается «холодной». Наличие такого взаимодействия пары расплав-деталь позволяет фиксировать высокие скорости охлаждения порядка 10^5 – 10^7 К/с. Импульсное плавление малых объемов металла на поверхности обеспечивает получение гомогенных жидкостей (расплавов), которые после кристаллизации могут фиксировать структуру жидкости с уникальными свойствами.

Основными физическими параметрами процесса ИЛПО твердых тел являются удельная плотность мощности поглощенного лазерного потока (10^3 – 10^6 Вт/см²) и время взаимодействия металла с лучом (10^{-3} – 10^{-5} с).

Цель данной работы – исследование процесса модифицирования поверхностных слоев металлических деталей импульсной лазерной обработкой.

Аппаратура и методика исследований

Для экспериментального изучения влияния технологических факторов на свойства изделий, получаемых методом модифицирования поверхностных слоев лазерной обработкой, разработана экспериментальная установка, включающая лазерную установку для импульсной сварки, резки и термообработки Квант-15 и координатный стол. Общий вид экспериментальной установки показан на рис. 1, структурная схема – на рис. 2.

Лазерная установка Квант-15 состоит из системы управления модуляторами 1 СУМ-10А, блока накопительных конденсаторов 2, источника тока 3 ИТ-ЗА-1 и индикатора энергии 4 ИЭ-ЗА, смонтирован-

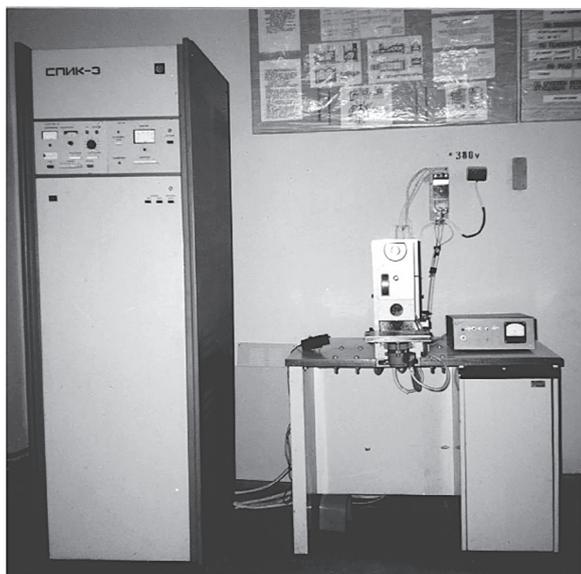


Рис. 1. Общий вид экспериментального оборудования для модифицирования поверхности металлической детали лазерной обработкой

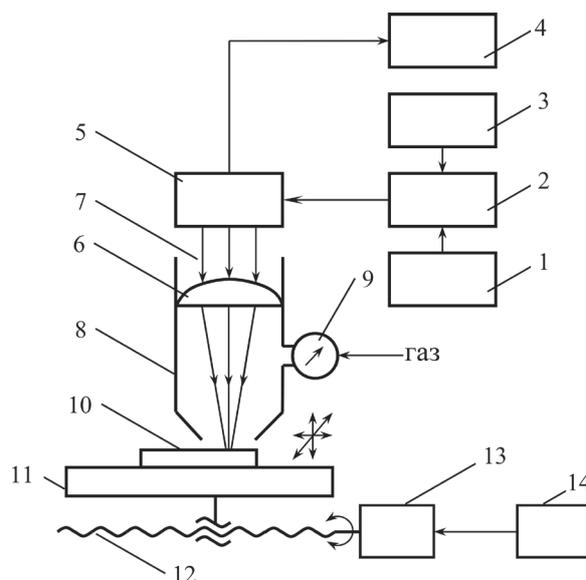


Рис. 2. Структурная схема экспериментального оборудования для модифицирования поверхности металлической детали лазерной обработкой: 1 – система управления модуляторами; 2 – блок накопительных конденсаторов; 3 – источник тока; 4 – индикатор энергии; 5 – оптический квантовый генератор; 6 – оптико-механический блок; 7 – излучение лазера; 8 – сопло; 9 – ротаметр; 10 – заготовка; 11 – координатный стол; 12 – ходовой винт; 13 – электродвигатель; 14 – электропривод

ных в стойке шкафного типа, а также стола с оптическим квантовым генератором 5 и оптико-механическим блоком 6. Основные технические характеристики лазерной установки Квант-15 приведены в таблице.

Основные технические характеристики лазерной установки Квант-15

Наименование параметра	Характеристика
Активный элемент	Алюмоиттриевый гранат ГП-6,3·100–20
Длина волны излучения, мкм	1,06
Частота следования импульсов, Гц	0,1–10
Диаметр пятна излучения в фокальной плоскости, мм	0,3 ^{+0,2} –1,3 ^{+0,2}
Энергия импульса, Дж	0–10
Длительность импульса, мс	2; 2,5; 4; 5

В основу работы лазерной установки Квант-15 положен принцип зарядки накопительных конденсаторов от источника ИТ-ЗА-1 до заданного напряжения и их разрядки по сигналу от системы СУМ-10А на нагрузку – оптический квантовый генератор. Далее квантовый генератор генерирует импульс лазерного излучения в виде параллельного пучка электромагнитных лучей 7, которые фокусируются оптико-механической системой в пятно требуемого размера.

Напряжение разрядки конденсаторов (энергия импульса), длительность и частоту следования импульсов лазерного излучения задавали на приборной панели системы СУМ-10А. Индикацию энергии импульсов лазерного излучения осуществляли по предварительно откалиброванному стрелочному микроамперметру индикатора энергии ИЭ-ЗА, в основе работы которого лежит принцип преобразования световой энергии импульса в электроэнергию с помощью фотодиода. Точность показаний индикатора ИЭ-ЗА составляет 5%. Требуемый диаметр светового пятна лазерного излучения в фокальной плоскости устанавливали путем регулировки градуированного верньера оптико-механической системы.

При необходимости проведения технологического процесса в среде защитного газа последний подавали через штуцер сопла 8. Давление газа определяли по показаниям ротаметра 9.

Координатный стол 11 обеспечивает установку заготовки 10 в рабочей зоне лазерной установки Квант-15 и ее непрерывное перемещение в горизонтальной плоскости в режиме сканирования лазерного излучения по поверхности. Требуемое положение заготовки обеспечивается путем перемещения координатного стола в трех взаимно перпендикулярных направлениях. Точность позиционирования заготовки составляет 10 мкм. Привод координатного стола в режиме сканирования лазерного излучения осуществляли через ходовой винт 12 от электродвигателя 13 СД-09, управляемого тиристорным электроприводом 14. Скорость сканирования составляет 0–10 мм/с с точностью 10%.

Перед модифицирующей обработкой на очищенную от оксидов и загрязнений поверхность заготовки наносили предварительный слой из легирующего сплава. Легирующий слой толщиной 100 мкм наносили путем приклеивания на металлическую основу быстрозакаленных лент из аморфизируемого сплава Fe₆₃Ni₅Co₃Cr₇Mo₄B₁₈, которые получали на описанном выше экспериментальном оборудовании для спиннингования металлического расплава. При склеивании применяли клей на нитроцеллюлозной основе Суперцемент с малым содержанием сухого остатка. В качестве металлической основы использовали шлифованные образцы толщиной 6–10 мм из исходных деформированных сталей Ст3 (ГОСТ 380-2005), 45 (ГОСТ 1050-2013), 20Х13 (ГОСТ 5632-2014) и меди М2 (ГОСТ 859-2014). С целью исключения окисления в процессе высокоэнергетической обработки перед нанесением легирующего слоя стальную основу подвергали бурированию в водном растворе буры (концентрация 200 г/дм³) при 92±6 °С в течение 5–7 мин и последующей сушке при 135–140 °С в течение 5–7 мин.

Процесс модифицирования поверхностных слоев металлических деталей лазерной обработкой осуществляли на описанном выше экспериментальном оборудовании.

Исходную заготовку устанавливали на координатный стол и путем его регулировки добивались расположения обрабатываемой поверхности в точке фокуса оптико-механической системы лазерной установки. Длительность импульса излучения лазера устанавливали равной $t_{и} = 5$ мс.

После подготовки экспериментального оборудования к работе задавали требуемые технологические параметры процесса: диаметр светового пятна лазерного излучения в фокальной плоскости, частоту следования импульсов и энергию импульса излучения лазера, а также скорость перемещения заготовки в режиме сканирования лазерного излучения по обрабатываемой поверхности. С целью воспроизводимости экспериментальных результатов скорость перемещения заготовки определяли из соотношения:

$$U_3 = (1 - x)vD_{\text{л}}, \quad (1)$$

где x – коэффициент перекрытия световых пятен лазерного излучения, $x = 0-1$; v – частота следования импульсов излучения лазера; $D_{\text{л}}$ – диаметр светового пятна лазерного излучения в фокальной плоскости.

Коэффициент перекрытия световых пятен лазерного излучения в соответствии с известными рекомендациями [4] принимали равным 0,25. Затем генерировали импульсное лазерное излучение, а в фокальную зону его действия непрерывно подавали исходную заготовку. Для предотвращения окисления исходного материала в зону обработки подавали от баллона защитный газ (аргон) давлением 0,15 МПа с расходом 0,6 м³/ч.

Воздействие импульса лазерного излучения с высокой плотностью мощности приводит к быстрому локальному разогреву и плавлению поверхности заготовки, в результате чего происходит сплавление легирующего слоя с материалом основы. После прекращения действия лазерного излучения происходит быстрое охлаждение расплавленной зоны (за счет отвода тепла в глубь холодного материала основы), что приводит к фиксации метастабильных структур на поверхности заготовки, которые недостижимы или труднодостижимы при традиционных условиях обработки. При данном способе лазерной обработки улучшение эксплуатационных свойств металлических материалов связано с изменением структуры, фазового и химического состава поверхностного слоя изделия.

После однократного сканирования поверхности заготовки лазерным излучением подачу заготовки и генерацию излучения лазера прекращали, а заготовку регулированием координатного стола перемещали в горизонтальной плоскости в направлении, перпендикулярном подаче заготовки на величину:

$$h = (1 - x)D_{\text{л}}. \quad (2)$$

Затем многократно повторяли цикл лазерной обработки заготовки до получения модифицированной поверхности требуемой площади. После чего работу экспериментального оборудования останавливали, обработанное изделие удаляли из зоны обработки, а оборудование готовили к следующему опыту.

После реализации процесса высокоэнергетического модифицирования поверхности металлических изделий определяли геометрические параметры, структуру и физико-механические свойства полученных изделий.

Микротвердость определяли при вдавливании в образец алмазной пирамиды Виккерса на приборе ПМТ-3 в соответствии с методикой, изложенной в ГОСТ 9450-76. Усилие вдавливания пирамиды составляло 0,98 Н, а продолжительность выдержки под нагрузкой – 10 с. Выбор усилия вдавливания обусловлен стремлением уменьшить влияние многофазной структуры на характеристику микротвердости.

Структуру и фазовый состав материала образцов определяли методом рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа [5] на дифрактометре Дрон-3 в монохроматизированном CoK_{α} излучении при следующих режимах: напряжение – 30 кВ, ток – 20 мА, скорость счетчика – 2°/мин, скорость диаграммной ленты – 720 мм/ч. В качестве монохроматизатора использовали пластину пиролитического графита. За эталон принимали образец исследуемого состава, отожженный в вакууме при 850 °С. Степень аморфизации материала образца оценивали по уширению линий дифракционных максимумов дифрактограмм методами аппроксимации. Идентификацию фаз, присутствующих в материале, проводили расчетом межплоскостных расстояний по интерференционным линиям с последующим сравнением полученных значений с таблицами картотеки ASTM.

Изучение микроструктуры образцов выполняли на металлографическом микроскопе Метам-Р1. При подготовке шлифов для микроанализа в качестве травителей использовали Нитал (состав смеси: 5 мл азотной кислоты и 95 мл этилового спирта) и Царскую водку (состав смеси: 1 часть азотной кислоты и 3 части соляной кислоты).

Триботехнические характеристики образцов определяли при торцовом трении в соответствии с ГОСТ 23.211-80. Амплитуда виброперемещений составляла 100 мкм, удельная нагрузка – 40 МПа, частота вибраций – 30 Гц, число циклов – $1,5 \cdot 10^5$, температура – 20 °С. Износ определяли как разность размеров до и после испытаний. Эталоном служил закаленный образец из стали 45.

Результаты и их обсуждение

Выполненные экспериментальные исследования показали, что результаты ИЛПО с изменением химического состава, определяемые конечными свойствами и структурой обработанных материалов, в значительной степени зависят от уровня технологических факторов процесса.

Одним из наиболее значимых факторов процесса ИЛПО является плотность мощности (величина энерговклада) ЛИ на обрабатываемой поверхности. Полученные экспериментальные данные о результатах ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки позволяют сделать вывод о наличии трех диапазонов энерговклада. При малом энерговкладе (отсутствует проплавление материала основы или присутствуют только локальные очаги оплавления) процессы легирования и наплавки не осуществляются в связи с отсутствием адгезионной связи между металлом основы и легирующим слоем. При среднем энерговкладе (однородное по длине лазерной дорожки проплавление материала основы на небольшую глубину) происходит процесс лазерной наплавки материала с незначительным изменением химического состава наплавляемого слоя, при этом за счет сплавления материала основы с наплавляемым металлом формируется высокая адгезионная связь между покрытием и заготовкой. Сплавление разнородных участков изделия осуществляется за счет конвективного массопереноса в жидкой фазе, инициированного в поле высоких температурных градиентов. При высоком энерговкладе (значительное проплавление материала основы) происходит процесс легирования поверхности изделия со значительным перераспределением легирующего слоя в глубь основы. При этом температура поверхности обработки значительно превышает температуру кипения материала, что приводит к удалению жидкой фазы из зоны обработки механизмами плавления-вымывания и взрывного объемного кипения [6] с образованием кратеров и наплывов на поверхности изделия. В общем случае увеличение энерговклада вызывает ухудшение характеристик качества поверхности изделия.

Конкретные диапазоны энергетических воздействий зависят от теплофизических и оптических характеристик обрабатываемых материалов, а также от качества теплового контакта основы образца и предварительно нанесенного покрытия. Диаграммы результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности образцов из сталей Ст3, 45, 20X13 и меди М2 с предварительно нанесенным слоем толщиной 100 мкм из аморфизируемого сплава $Fe_{63}Ni_5Co_3Cr_7Mo_4V_{18}$ приведены на рис. 3–6. Для определения границ интервалов энерговклада, определяющих соответствующие результаты ИЛПО, использовали обработку экспериментальных данных (точки на графиках) методом наименьших квадратов [7].

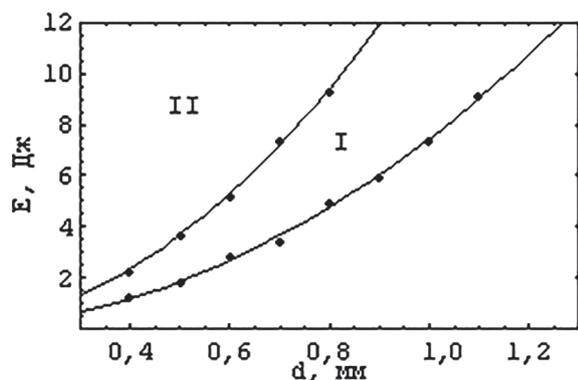


Рис. 3. Диаграмма результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки (материал заготовки – Ст3; I – область наплавки; II – область легирования)

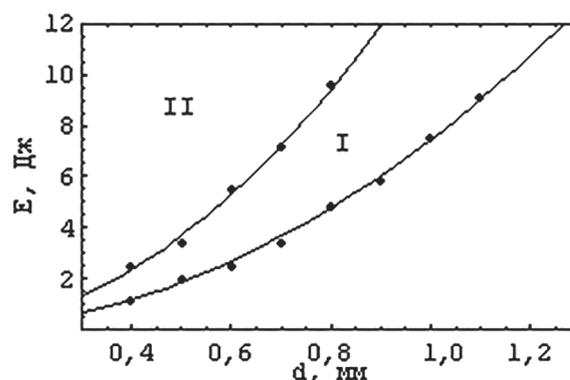


Рис. 4. Диаграмма результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки (материал заготовки – сталь 45; I – область наплавки; II – область легирования)

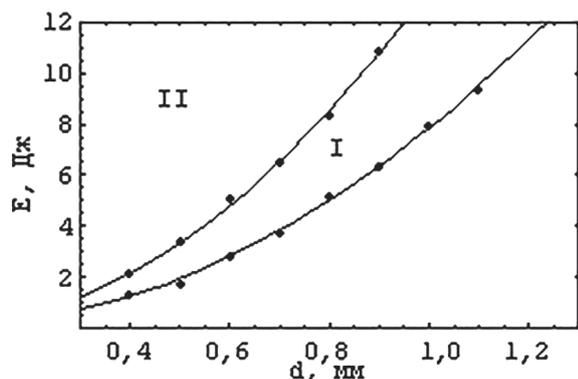


Рис. 5. Диаграмма результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки (материал заготовки – 20X13; I – область наплавки; II – область легирования)

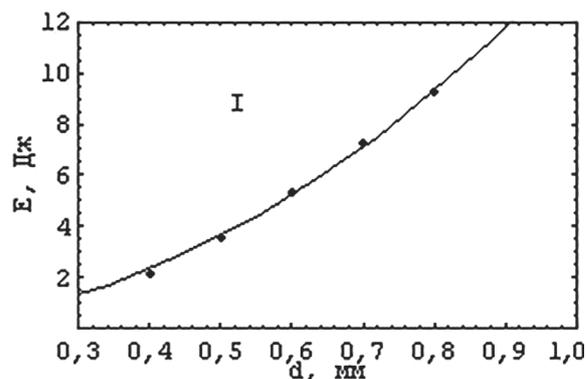


Рис. 6. Диаграмма результатов ИЛПО с изменением химического состава поверхности заготовки (материал заготовки – медь М2; I – область наплавки)

Моменты начала наплавки и легирования фиксировали металлографически (начало наплавки – по моменту формирования непрерывного адгезионного контакта между покрытием и основой; начало легирования – по моменту проплавления материала основы на глубину более 30 мкм).

Данные, приведенные на рис. 3–5, свидетельствуют о том, что наплавка покрытия на металлическую основу из сталей Ст3, 45, 20Х13 начинается при средней плотности мощности ЛИ на поверхности обработки около 1800–2000 Вт/мм², а легирование – при 3500–4000 Вт/мм². При обработке образца с основой из меди М2 момент начала формирования адгезионной связи между покрытием и основой соответствует плотности мощности ЛИ на поверхности обработки около 3600–3900 Вт/мм². Практически одинаковые границы диапазонов энерговыклада при обработке образцов с основой из сталей Ст3, 45 и 20Х13 объясняются их незначительно различающимися теплофизическими характеристиками. Значительное увеличение граничных значений энерговыклада при обработке образцов с основой из меди М2 связано с ее высокой теплопроводностью, что не позволяет создать высокую концентрацию тепловой энергии на поверхности образца.

Другим важным фактором ИЛПО является частота следования импульсов ЛИ. С увеличением этого технологического параметра процесса происходит снижение времени остывания металла в паузах между импульсами, что ведет к повышению энергонакопления, а значит, и средней температуры в материале образца. В процессах высокоскоростной закалки металлических расплавов, направленных на аморфизацию материала, это негативно сказывается на структуре в связи с уменьшением скорости охлаждения затвердевающего расплава на нагретой подложке. В ходе экспериментов установлено, что для получения аморфно-кристаллического слоя на поверхности изделия частота следования импульсов ЛИ не должна превышать 3–8 Гц. При увеличении частоты следования импульсов ЛИ более 10 Гц аморфизация поверхности не происходит.

Поскольку при ИЛПО различные слои материала нагревались до разных температур, зона лазерного воздействия имеет слоистое строение. По результатам измерения микротвердости и исследования микроструктуры по глубине ЗЛВ в общем случае зафиксированы три принципиально различных по природе фазовых превращений слоя.

Первый слой от поверхности образца – зона оплавления, получен при закалке из расплавленного состояния. В случае среднего энерговыклада при частоте следования импульсов излучения до 3–8 Гц, вне зависимости от материала основы, все образцы имели аморфно-кристаллическую структуру данного слоя, о чем свидетельствовало размытие и/или исчезновение на дифрактограммах, снятых с поверхности, соответствующих дифракционных максимумов от кристаллических фаз, а также отсутствие травимости поверхностного слоя в Царской водке. Количество аморфной фазы в поверхностном слое изделия, определенное по уширению линий дифракционных максимумов дифрактограмм методами аппроксимации, составляло 70–80%. Кристаллическая составляющая была представлена α -фазой, интерметаллическими соединениями FeCr и FeCrMo и металлическим соединением Fe₂V. По-видимому, кристаллическая фаза была образована при отпуске аморфной фазы в зоне термического влияния очередного лазерного импульса. Микротвердость ЗО составляла 800–910 НВ, причем большие значения наблюдались в нижней части зоны. Кроме того, зафиксировано небольшое повышение микротвердости ЗО с ростом теплопроводности материала основы образца. Повышение микротвердости ЗО в данных случаях связано с увеличением скорости охлаждения материала и, как следствие, фиксированием более совершенной аморфной структуры (имеющей меньшее количество зародышей кристаллической фазы), обладающей повышенными механическими характеристиками.

Характерной особенностью микроструктуры ЗО образцов, обработанных излучением лазера с высоким энерговыкладом при частоте следования импульсов более 10 Гц, является ее тонкое столбчатодендритное строение (рис. 7, 8) с преимущественной ориентировкой главных осей дендритов в направлении теплоотвода (перпендикулярно к границе раздела оплавленной зоны и основы металла). Фазовый состав ЗО по данным качественного рентгенофазового анализа состоял из α -фазы, металлических Fe₂V, Co₂V, Ni₂V и интерметаллических FeCr и FeCrMo соединений. Отсутствие аморфной фазы в поверхностном слое образцов в данном случае связано с увеличением средней температуры материала основы (за счет увеличения количества подводимой энергии) и, как следствие, снижением достигаемой скорости охлаждения металлического расплава, а также со снижением стеклообразующей способности расплавленного материала, связанным со значительным изменением химического состава наплавляемого аморфизирующегося сплава при конвективном перемешивании с расплавом материала основы.

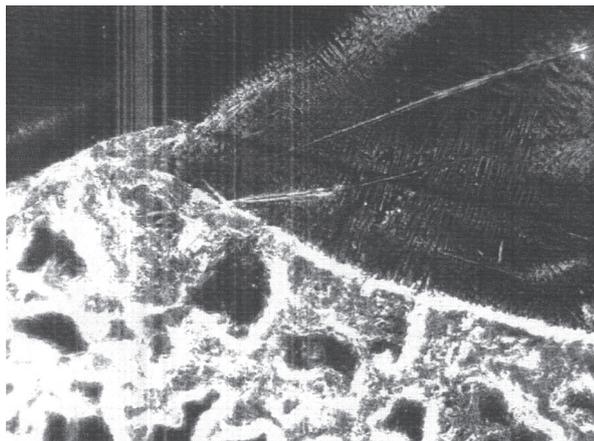


Рис. 7. Микроструктура ($\times 1000$) образца после ИЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – Ст3; $v = 10$ Гц; $E = 8$ Дж; $d = 0,6$ мм)

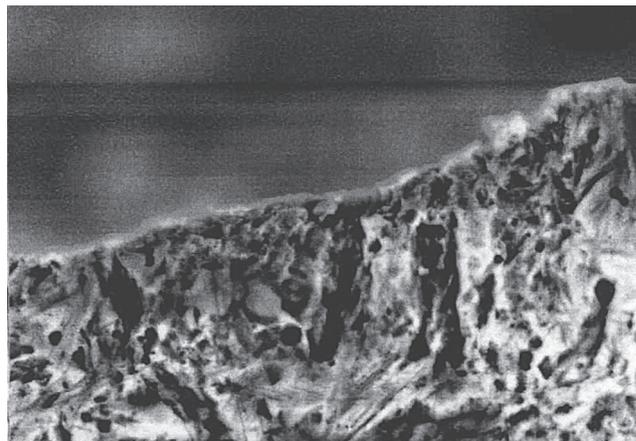


Рис. 8. Микроструктура ($\times 4000$) образца после ИЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – Ст3; $v = 3$ Гц; $E = 7$ Дж; $d = 1$ мм)

Второй слой ЗЛВ – зона термического влияния, получен при закалке из твердого состояния. Особенности структуры данного слоя для сталей обусловлены неполной и негомогенной (по углероду) аустенизацией материала основы образцов в условиях высокоскоростного лазерного нагрева и, как следствие, закалкой из двухфазной ($\alpha + \gamma$ -фаза) области. Различия структуры и микротвердости в ЗТВ исследованных сплавов обусловлены отличиями в химическом составе, исходной структуре, температуре полиморфных и фазовых превращений, а также разными температурными условиями обработки.

Третий слой имеет структуру и микротвердость исходного состояния материала основы образцов.

Наибольший интерес представляют структура и микротвердость соответствующих слоев ЗЛВ в случаях, когда в процессе ИЛПО с изменением химического состава в поверхности зафиксирована аморфно-кристаллическая структура.

При обработке образцов с основой из стали Ст3 ЗО представляет собой нетравящийся в Царской водке аморфно-кристаллический (до 20% кристаллической фазы) слой толщиной 70–100 мкм, имеющий микротвердость 820–870 HV. ЗТВ имеет толщину 10–25 мкм со структурой, состоящей из небольших участков мартенсита, образованного на месте бывшего перлита, и большого количества феррита. Микротвердость ЗТВ – 230–300 HV. Такая структура обусловлена закалкой из двухфазной ($\alpha + \gamma$ -фазы) области, образующейся вследствие неполного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в условиях высоких скоростей нагрева и существования широкого температурного интервала равновесия между α - и γ -фазами. ЗТВ переходит в исходную феррито-перлитную структуру с микротвердостью 130–160 HV.

При наплавке аморфизируемого сплава $Fe_{63}Ni_5Co_3Cr_7Mo_4V_{18}$ на металлическую основу из стали 45 (рис. 9) нетравящийся аморфно-кристаллический (до 25% кристаллической фазы) слой имеет толщину 75–100 мкм и микротвердость 800–870 HV. ЗТВ характеризуется структурной неоднородностью: вблизи границы оплавления вокруг мартенсита, сформированного на месте бывших перлитных колоний, образуется троостито-ферритная сетка, переходящая в ферритную вблизи к границе с зоной, имеющей исходную структуру основы металла. Микротвердость ЗТВ – 290–350 HV. Особенности структуры ЗТВ в данном случае обусловлены неполной и негомогенной (по углероду) аустенизацией при нагреве и, как следствие, закалкой из двухфазной ($\alpha + \gamma$ -фазы) области, а также в отличие от стали Ст3 увеличением содержания углерода в химическом составе сплава. ЗТВ имеет толщину 15–25 мкм и переходит в исходную феррито-перлитную структуру с микротвердостью 120–140 HV.

В случае обработки образцов с основой из стали 20Х13 (рис. 10) ЗО представляет собой нетравящийся аморфно-кристаллический слой (до 20% кристаллической фазы) толщиной 70–90 мкм с микротвердостью 800–850 HV. ЗТВ толщиной 15–30 мкм имеет микротвердость 430–470 HV и состоит из мартенсита и большого количества остаточного аустенита. Исходная структура основы образцов – феррито-перлитная с микротвердостью 210–280 HV.

Для образцов с основой из меди М2 (рис. 11) нетравящийся аморфно-кристаллический (до 25% кристаллической фазы) слой имеет толщину 100–120 мкм и микротвердость 870–910 HV. ЗТВ имеет толщину 10–25 мкм и двухфазную структуру: большое количество α -Cu (твердый раствор примесей в меди на основе ГЦК решетки) и серый эвтектид (α -Fe и α -Cu). Микротвердость ЗТВ – 150–170 HV. Металлическая основа имеет исходную структуру α -Cu с микротвердостью 45–60 HV.

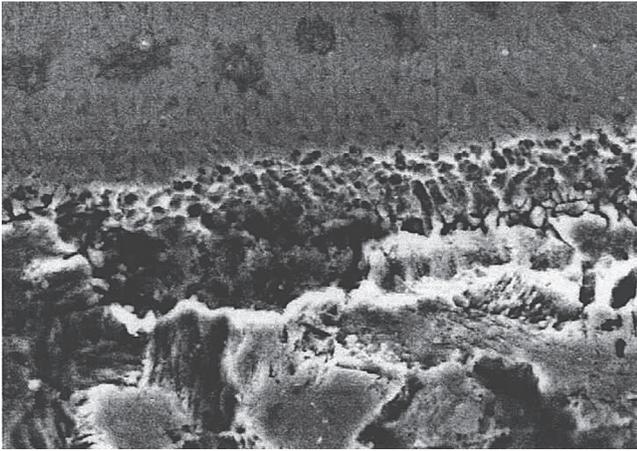


Рис. 9. Микроструктура ($\times 4000$) образца после ИЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – сталь 45; $v = 5$ Гц; $E = 7$ Дж; $d = 1$ мм)

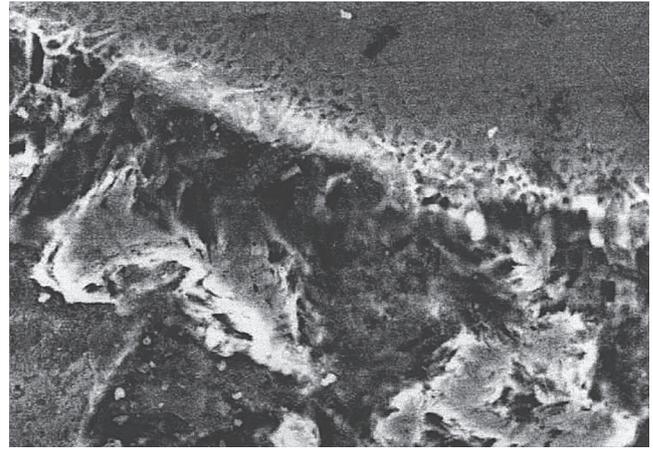


Рис. 10. Микроструктура ($\times 1000$) образца после ИЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – сталь 20X13; $v = 3$ Гц; $E = 8$ Дж; $d = 1$ мм)

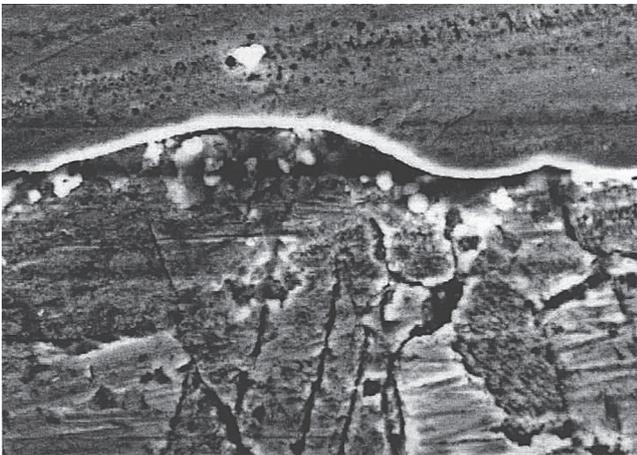


Рис. 11. Микроструктура ($\times 4000$) образца после ИЛПО с изменением химического состава поверхности (материал основы – медь М2; $v = 4$ Гц; $E = 9$ Дж; $d = 0,8$ мм)

Типичные распределения микротвердости по глубине для образцов с основой из исследованных материалов представлены на рис. 12–15. Во всех случаях повышение микротвердости в ЗТВ по сравнению с основой образца связано с закалкой и/или наклепом (в том числе и фазовым) вследствие пластического деформирования материала в поле высоких термических напряжений. Разрыв и скачкообразное увеличение показаний на кривой микротвердости обусловлено резким изменением химического состава образцов на границе оплавления.

Наблюдаемое выше увеличение ЗТВ связано со снижением температуры полиморфных и фазовых превращений. У стали это проявляется с ростом концентрации углерода до 0,8% и расширением в связи с этим температурного интервала аустенизации. Одновременно с этим у сталей снижается критическая скорость закалки и уменьшается теплопроводность, что создает условия для концентрации тепла в околосurface зоне и увеличения глубины ЗТВ.

Для всех образцов, обработанных в режиме наплавления покрытия, анализ микроструктуры материала в месте контакта ЗО и ЗТВ показывает хорошую адгезию наплавленного слоя к металлической основе. На всем протяжении границы оплавления наличия пор, трещин или каких-либо других дефектов не обнаружено. Испытания на изгиб приводили к появлению сетки трещин на поверхности образцов, однако отделение наплавленного покрытия от основы образца не наблюдалось.

Для всех образцов, обработанных в режиме наплавления покрытия, анализ микроструктуры материала в месте контакта ЗО и ЗТВ показывает хорошую адгезию наплавленного слоя к металлической основе. На всем протяжении границы оплавления наличия пор, трещин или каких-либо других дефектов не обнаружено. Испытания на изгиб приводили к появлению сетки трещин на поверхности образцов, однако отделение наплавленного покрытия от основы образца не наблюдалось.

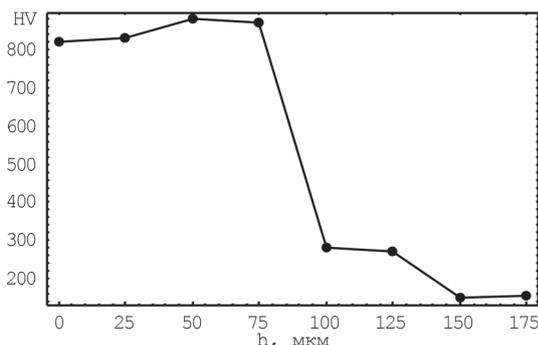


Рис. 12. Типичное распределение микротвердости в образце с основой из стали Ст3 после лазерной наплавки покрытия

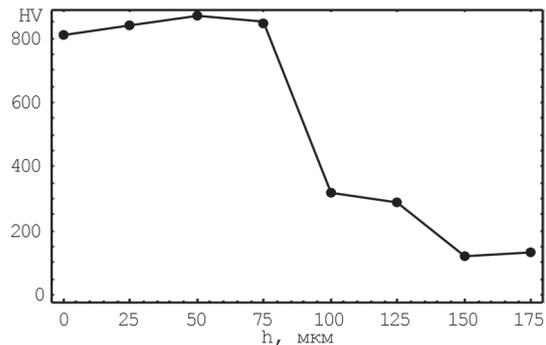


Рис. 13. Типичное распределение микротвердости в образце с основой из стали 45 после лазерной наплавки покрытия

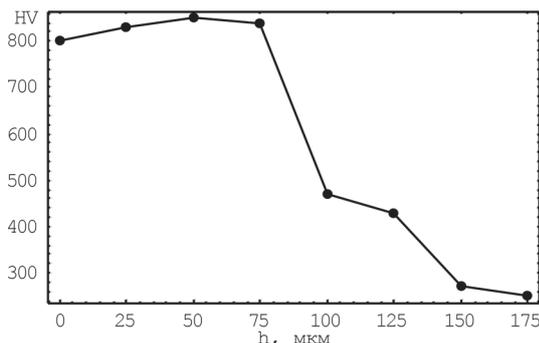


Рис. 14. Типичное распределение микротвердости в образце с основой из стали 20X13 после лазерной наплавки покрытия

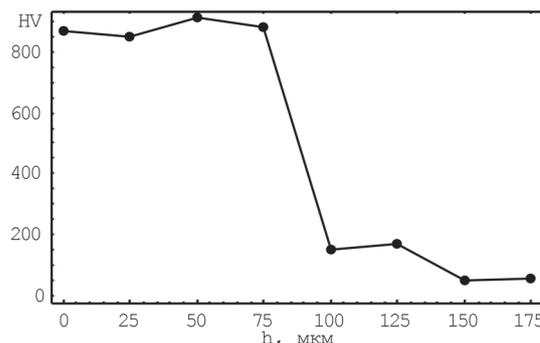


Рис. 15. Типичное распределение микротвердости в образце с основой из меди М2 после лазерной наплавки покрытия

Результаты исследований триботехнических характеристик полученных образцов показывают, что ИЛПО с изменением химического состава поверхности в режиме наплавки позволяет получать износостойкие (рис. 16) покрытия без пор и дефектов. У аморфно-кристаллического покрытия фактически отсутствует период приработки и снижается склонность к схватыванию, при этом коэффициент трения составляет 0,17–0,2, что свидетельствует о наличии на поверхности диссипативных пленок, которые и обеспечивают снижение интенсивности изнашивания покрытия.

В общем случае ИЛПО с оплавлением поверхности вызывает ухудшение качества рельефа поверхности, поскольку высокие градиенты температуры, имеющиеся в зоне оплавления, приводят к значительным градиентам поверхностного натяжения жидкой фазы и образованию циркуляционного движения в жидкости [6]. Изменение давления внутри расплава требует компенсации, что приводит к искривлению поверхности жидкой ванны. Наибольшее влияние на рельеф поверхности оказывает плотность мощности ЛИ на поверхности обработки. Обработка поверхности в режиме наплавки при средних величинах энерговыклада приводит к формированию зоны оплавления, имеющей небольшую глубину и относительно большую ширину. В этом случае циркуляционные вихри распадаются на целый ряд завихрений, что вызывает умеренное искривление поверхности. При среднем энерговыкладе дорожка наплавленного материала представляет собой «валик» с выпуклостью, направленной вверх.

В случае увеличения энерговыклада резко ухудшается качество поверхностного слоя, определяемое волнистостью (максимальной высотой напылов) и микрогеометрией (шероховатостью). Более всего ухудшается волнистость поверхности. С увеличением энерговыклада температура обрабатываемой поверхности начинает превышать температуру кипения материала, что приводит к развитию процессов испарения материала с поверхности обработки. Возникающая при испарении реактивная сила отдачи паров искривляет поверхность расплава и вызывает образование в застывшем поверхностном слое металла напылов и каверн (неглубоких кратеров). Кроме того, высокие температуры перегрева жидкости могут привести к объемному вскипанию материала и его удалению из зоны обработки в виде жидкой фазы. Движение расплава, частично выбрасываемого на поверхность изделия, приводит к образованию напылов и кратеров.

На основании экспериментального материала при получении износостойких покрытий с аморфной и аморфно-кристаллической структурой на поверхности металлических изделий методом ИЛПО с изменением химического состава поверхности рекомендуется использовать средний диапазон энерговыклада (определяемый для различных материалов экспериментально или с помощью соответствующих математических моделей) и частоту следования импульсов излучения до 3–8 Гц.

Дальнейшим совершенствованием процесса ИЛПО с изменением химического состава поверхности, по-видимому, будут являться улучшение теплового контакта наплавленного слоя с материалом основы за счет его предварительного нанесения ме-

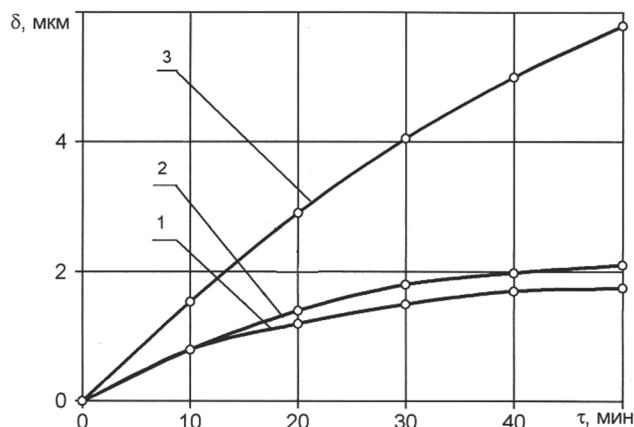


Рис. 16. Зависимость износа покрытий от времени испытаний: 1 – лазерная наплавка (аморфно-кристаллическая структура); 2 – лазерная наплавка (кристаллическая структура); 3 – сталь 45 после закалки (эталон)

тодами газотермического и электроискрового напыления, а также обработка поверхности ЛИ с непрерывной генерацией.

Выводы

Одной из распространенных технологических схем процесса лазерной обработки металлических деталей является лазерное «глазурирование» нанесенного тонкого слоя порошка на подложку. Это обеспечивает возможность получения микрокристаллических и аморфных структур в тонких поверхностных слоях деталей. Наличие взаимодействия пары расплав-деталь под воздействием лазерного луча позволяет фиксировать высокие скорости охлаждения порядка 10^5 – 10^7 К/с. Импульсное плавление малых объемов металла на поверхности обеспечивает получение гомогенных жидкостей (расплавов), которые после кристаллизации могут фиксировать структуру жидкости с уникальными свойствами.

Наиболее значимым фактором импульсной лазерной поверхностной обработки с изменением химического состава является плотность мощности лазерного излучения на обрабатываемой поверхности.

Экспериментально установлено наличие трех диапазонов энергозаклада при импульсном лазерном воздействии с изменением химического состава поверхности заготовки. При малом энергозакладе (отсутствует плавление материала основы) процессы лазерного легирования и наплавки не осуществляются в связи с отсутствием адгезионной связи между металлом основы и легирующим слоем. При среднем энергозакладе (незначительное плавление материала основы) происходит процесс лазерной наплавки материала с незначительным изменением химического состава наплавляемого слоя, при этом формируется высокая адгезионная связь между покрытием и заготовкой. Наплавка покрытия из сплава системы Fe-Ni-Co-Cr-Mo-V на металлическую основу из сталей Ст3, 45, 20Х13 начинается при плотности ЛИ на поверхности обработки 1800–2000 Вт/мм², а легирование – при 3500–4000 Вт/мм². При высоком энергозакладе (значительное проплавление материала основы) происходит процесс лазерного легирования поверхности изделия со значительным перераспределением легирующего слоя в глубину заготовки.

При ИЛПО зона лазерного воздействия имеет слоистое строение: зона оплавления – количество аморфной фазы составляет 70–80%, кристаллическая составляющая представлена α -фазой, интерметаллическими соединениями FeCr и FeCrMo и металлическим соединением Fe₂B, микротвердость зоны оплавления – 800–900 HV; зона термического влияния – структура слоя обусловлена неполной и негетогенной (по углероду) аустенизацией материала основы образцов в условиях высокоскоростного лазерного нагрева; третий слой имеет структуру и микротвердость исходного состояния материала основы образцов.

При наплавке аморфизируемого сплава на основе железа на металлическую основу из стали 45 аморфно-кристаллический (до 25% кристаллической фазы) слой имеет толщину 75–100 мкм и микротвердость 800–870 HV. ЗТВ характеризуется структурной неоднородностью – вблизи границы оплавления вокруг мартенсита образуется троостито-ферритная сетка, переходящая в ферритную. Микротвердость ЗТВ – 290–350 HV. ЗТВ имеет толщину 15–25 мкм и переходит в исходную феррито-перлитную структуру с микротвердостью 12–140 HV.

Увеличение частоты следования импульсов излучения лазера в процессе поверхностной обработки негативно сказывается на возможности получения аморфной структуры в наплавленном слое из-за повышения средней температуры материала основы и снижения скорости охлаждения наплавляемого материала. Для получения аморфной или аморфно-кристаллической структуры необходима обработка с частотой следования импульсов лазера до 3–8 Гц. При большей чем 10 Гц частоте имеет место образование мелкокристаллической структуры и снижение уровня физико-механических свойств.

ИЛПО с изменением химического состава поверхности в режиме наплавки позволяет получать износостойкие покрытия, причем для аморфно-кристаллического покрытия фактически отсутствует период приработки и снижается склонность к схватыванию при коэффициенте трения 0,17–0,2.

ЛИТЕРАТУРА

1. Григорьянц А. Г. Основы лазерной обработки материалов / А. Г. Григорьянц. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
2. Леонтьев П. А. Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов / П. А. Леонтьев, Н. Г. Чеканова, М. Г. Хан. М.: Металлургия, 1986. 142 с.
3. Криштал М. Л. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера / М. Л. Криштал, А. А. Жуков, А. Н. Кокора. М.: Металлургия, 1973. 192 с.
4. Коваленко В. С. Обработка материалов импульсным излучением лазеров / В. С. Коваленко. Киев: Выща шк., 1977. 144 с.
5. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: справ. М.: Машиностроение, 1979. 134 с.
6. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справ. / Н. Н. Рыкалин [и др.]. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.
7. Красовский Г. И. Планирование эксперимента / Г. И. Красовский, Г. Ф. Филаретов. Мн.: Изд-во БГУ, 1982. 302 с.

REFERENCES

1. **Grigor'janc A. G.** *Osnovy lazernoj obrabotki materialov* [Basics of laser material processing]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989, 304 p.
2. **Leont'ev P. A., Chekanova N. G., Han M. G.** *Lazernaja poverhnostnaja obrabotka metallov i splavov* [Laser surface treatment of metals and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 142 p.
3. **Krishtal M. L., Zhukov A. A., Kokora A. N.** *Struktura i svojstva splavov, obrabotannyh izlucheniem lazera* [The structure and properties of alloys treated with laser radiation]. Moscow, Metallurgija Publ., 1973, 192 p.
4. **Kovalenko V. S.** *Obrabotka materialov impul'snym izlucheniem lazerov* [Laser material processing]. Kiev, Vyshha shkola Publ., 1977, 144 p.
5. **Rentgenostrukturnyj kontrol' mashinostroitel'nyh materialov** [X-ray control of engineering materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979, 134 p.
6. **Rykalin N. N.** *Lazernaja i jelektronno-luchevaja obrabotka materialov* [Laser and electron beam processing of materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985, 496 p.
7. **Krasovskij G. I., Filaretov G. F.** *Planirovanie jeksperimenta* [Experiment planning]. Minsk, Izdatel'stvovo BGU Publ., 1982, 302 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-110-115>
УДК 621.74.043.2

Поступила 20.01.2020
Received 20.01.2020

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ПРИ РАЗРАБОТКЕ СОСТАВОВ СМАЗОК ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ПОЛИМЕРНЫХ ИЗДЕЛИЙ

А. М. МИХАЛЬЦОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: michaltsov@tut.by,

А. А. СКАСКЕВИЧ, Я. И. ТИШКОВА, Гродненский государственный университет имени Янки Купалы, г. Гродно, Беларусь, ул. Ожешко, 22. E-mail: askas@grsu.by

Приведены требования, предъявляемые к смазкам (разделительным покрытиям), используемым при литье под давлением алюминиевых сплавов и полимерных материалов. Представлена методика проведения исследований по определению триботехнических характеристик материалов, используемых при разработке состава смазки для литья под давлением алюминиевых сплавов и полимерных изделий, а также приведены результаты исследования триботехнических характеристик (коэффициент трения). Установлено, что в качестве материалов, используемых при разработке многофункционального состава смазки для литья алюминиевых сплавов и полимерных изделий, целесообразно использовать фракцию соапстока и фуса после их предварительного отстаивания (не менее 3 мес). Показано, что наименьшее значение коэффициента трения в момент страгивания индентора на поверхности стального диска получено при использовании фуса. При этом значение коэффициента трения на 14–33% ниже, чем аналогичный показатель у других исследуемых смазочных материалов (вазелин, ПМС-100 и соапсток). Установлено, что в режиме возвратно-поступательного движения индентора по поверхности стального диска значение коэффициента трения при использовании фуса в 1,7–3,3 раза ниже, чем при использовании в качестве смазывающего материала вазелина, ПМС-100 и соапстока.

Ключевые слова. Смазка, литье под давлением, алюминиевые сплавы, соапсток, фус, полиметилсилоксановая жидкость, вазелин, трибометр, коэффициент трения.

Для цитирования. Михальцов, А. М. Исследование триботехнических характеристик материалов, используемых при разработке составов смазок для литья под давлением алюминиевых сплавов и полимерных изделий / А. М. Михальцов, А. А. Скаскевич, Я. И. Тишкова // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 110–115. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-110-115>.

RESEARCH OF TRIBOTECHNICAL CHARACTERISTICS OF MATERIALS USED IN THE DEVELOPMENT OF COMPOSITIONS OF LUBRICANTS FOR CASTING UNDER PRESSURE OF ALUMINUM ALLOYS AND POLYMERIC PRODUCTS

A. M. MIKHALTSOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: michaltsov@tut.by,

A. A. SKASKEVICH, Ya. I. TSISHKOVA, Yanka Kupala State University of Grodno, Belarus, 22, Ozheshko str. E-mail: askas@grsu.by

The article describes the requirements for lubricants (release coatings) used in injection molding of aluminum alloys and polymeric materials. A methodology for conducting research to determine the tribotechnical characteristics of materials used in the development of the composition of a lubricant for injection molding aluminum alloys and polymer products, as well as the results of a study of tribotechnical characteristics (friction coefficient) are presented. It has been established that as materials used in the development of a multifunctional lubricant composition for casting aluminum alloys and polymer products, it is advisable to use a fraction of soap stock and fus after their preliminary sedimentation (at least 3 months). It is shown that the smallest value of the coefficient of friction at the time of indenter breaking on the surface of the steel disk was obtained using a fus. Moreover, the value of the coefficient of friction is 14–33% lower than the same indicator for other studied lubricants (petroleum jelly, PMS-100 and soap stock). It was found that in the mode of reciprocal movement of the indenter on the surface of the steel disk, the coefficient of friction when using a fus is 1,7–3,3 times lower than when using Vaseline, PMS-100 and soap stock as lubricant.

Keywords. *Lubricant, injection molding, aluminum alloys, soap stock, fus, polymethylsiloxane liquid, petroleum jelly, tribometer, coefficient of friction.*

For citation. *Mikhaltsov A. M., Skaskevich A. A., Tsishkova Ya. I. Research of tribotechnical characteristics of materials used in the development of compositions of lubricants for casting under pressure of aluminum alloys and polymeric products. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 110–115. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-110-115>.*

Введение

Постоянное совершенствование производственных процессов в области литья под давлением (ЛПД) предъявляет повышенные требования к эксплуатационным материалам, таким, как разделительные покрытия (смазки), используемым при изготовлении отливок из алюминиевых сплавов и полимерных изделий. Применение смазок, а именно нанесение их на рабочую поверхность пресс-формы, является непременным условием, необходимым для выполнения следующих задач: предотвращения образования задиrow на теле отливки, регулирования теплового режима работы пресс-формы, автоматизации технологического процесса ЛПД [1–8].

В свою очередь, использование смазки при ЛПД изделий из полимерных материалов позволяет уменьшить деструкцию полимерного материала в процессе литья, снижает расход полимерного сырья и обеспечивает его экономию, повысить производительность литья, увеличивает долговечность литьевых форм и продлевает срок службы рабочих узлов литьевого оборудования (шнека и материального цилиндра) [3].

Известно [1–10], что в качестве исходных смазывающих материалов, используемых при разработке составов смазок для ЛПД алюминиевых сплавов и полимерных изделий, в большинстве случаев выступают растительные и животные жиры и их производные, минеральные и синтетические масла, побочные продукты переработки нефти, горный воск, сложные эфиры жирных одноосновных кислот (C12–28) и спиртов (многоатомных или высокомолекулярных одноатомных), амиды жирных одноосновных кислот (C12–28), синтетические полиэтиленовые воски (низкомолекулярный PE), соли жирных кислот, кремнийорганические жидкости.

Следует отметить, что выбор основы разрабатываемого состава смазки с применением научно обоснованного подхода, базирующегося на проведении экспериментальных исследований по определению основного технологического свойства смазки – смазывающая способность, позволяющего уменьшить вероятность образования задиrow на теле отливок, является важной задачей.

Цель настоящей работы – исследование триботехнических характеристик материалов, используемых при разработке многофункционального состава смазки, который применяется при ЛПД алюминиевых сплавов, а также полимерных изделий.

Материалы и методика проведения экспериментов

Триботехнические характеристики материалов, традиционно используемых в составах смазок и вновь предлагаемых выбранных материалов, оценивали по величине коэффициента трения с помощью микротрибометра комбинированного модели FT-2 по схеме «палец–диск». Трибометр комбинированный модели FT-2 предназначен для исследования характеристик трения и изнашивания материалов, а также характеристик смазочных материалов. Трибометр комплектуется сменными головками, позволяющими проводить испытания по одной из двух схем контакта: вращением трех инденторов по неподвижному диску или возвратно-поступательным движением индентора по плоскому образцу. Отличительной особенностью прибора является реализация схемы с неподвижным нижним образцом (плоскостью), что позволяет испытывать смазочные материалы без ограничений. Также прибор дает возможность контролировать температуру неподвижного образца. Трибометр снабжен сервоприводом, допускающим регулировку скорости вращения исполнительного механизма в широких пределах. Нагруженные пары трения осуществляли с помощью автоматизированной системы, приводимой в действие шаговым электродвигателем. При проведении исследований индентор из стали марки ШХ15, имеющий сферическую поверхность, в режиме возвратно-поступательного движения скользил по плоскости диска, изготовленной из стали марки 09Г2С. Поверхность диска перед проведением испытания однократно смазывали испытуемыми материалами, формируя сплошной слой смазки толщиной не менее 100 мкм (режим гидродинамической смазки), с использованием шприца. Количество наносимой смазки во всех случаях составляло 1 мл. Оценку коэффициента трения в указанной паре проводили под нагрузкой, составляющей значение 20 ± 1 Н при скорости скольжения индентора 0,015 м/с. При проведении исследова-

ний регистрировали силу (момент) трения, нагрузку на пару трения, а также температуру стальной подложки.

Коэффициент трения при использовании в качестве смазки выбранных материалов определяли по формуле:

$$f = F_{\text{тр}}/N, \tag{1}$$

где $F_{\text{тр}}$ – сила трения, Н; N – нагрузка на пару трения, Н.

В качестве исследуемых материалов выступали вазелин, глицерин, полиметилсилоксановая жидкость, мылосодержащий фус как наиболее перспективные материалы ввиду их экологичности, высокой эрозионной стойкости, низкой газотворности, доступности и относительно невысокой стоимости [5–15].

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Результаты исследований триботехнических характеристик выбранных материалов приведены на рис. 1–4. Кривые изменения значения коэффициента трения в зависимости от материала исследуемого образца являются аппроксимированными логарифмическими зависимостями, построенными с использованием программного обеспечения Excel.

Как следует из рисунков, значение коэффициента трения существенно изменяется в течение первых 2 секунд с момента начала проведения исследований. В течение данного отрезка времени индентор проходит по поверхности стального диска расстояние, не превышающее 3,5 мм, при установленной скорости скольжения индентора, равной 0,015 м/с. В свою очередь, исследуемый смазочный материал, а именно образовавшийся слой смазочной пленки, работает в наиболее жестких условиях, так как на данном этапе происходит разрушение образовавшегося на поверхности стальной подложки слоя смазочной пленки, сопровождающееся «подрывом» индентора, т. е. его страгиванием и дальнейшим перемещением по поверхности стального диска. При этом слой смазочной пленки работает в режиме гидродинамической смазки. Таким образом, момент «подрыва» или страгивания индентора можно рассматривать как момент, при котором происходит сьем отливки со стержня и дальнейшее разделение контактирующих поверхностей. Следует отметить, что на практике для процесса ЛПД алюминиевых сплавов сьем отливки со стержней происходит также в достаточно короткий отрезок времени, как правило, до 2 с. Выполнен-

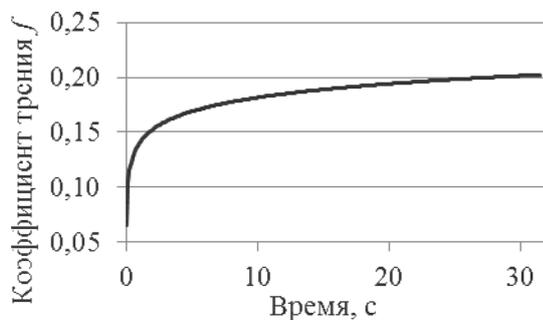


Рис. 1. Зависимость изменения коэффициента трения от пути скольжения индентора по плоскому образцу при его смазывании вазелином

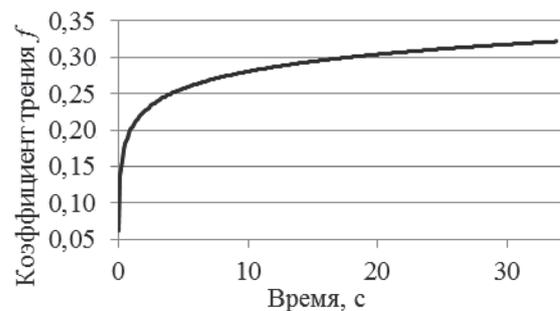


Рис. 2. Зависимость изменения коэффициента трения от пути скольжения индентора по плоскому образцу при его смазывании полиметилсилоксановой жидкостью марки ПМС-100

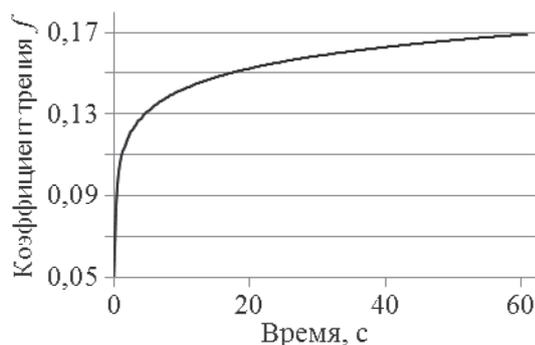


Рис. 3. Зависимость изменения коэффициента трения от пути скольжения индентора по плоскому образцу при его смазывании мылосодержащим фусом

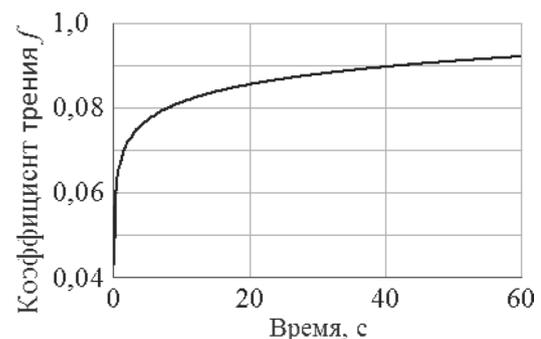


Рис. 4. Зависимость коэффициента трения от пути скольжения индентора по плоскому образцу при его смазывании глицерином

ные ранее исследования [17–19] показывают, что разделение контактирующих поверхностей отливки и стержня зависит от значения технологического уклона стержня и при угле стержня от 1 до 3° разделение контактирующих поверхностей происходит при перемещении стержня на длину не более 60–100 мкм. Таким образом, можно утверждать, что полученные значения коэффициента трения в начальный период времени (до 2 с) свидетельствуют о работе смазочного слоя исследуемого материала в условиях, максимально приближенных к реальному процессу работы смазочной пленки на границе раздела отливка-стержень, а также о фактической смазывающей способности исследуемых материалов. Значение коэффициента трения для исследуемых материалов составляет от 0,043 до 0,05.

При проведении исследований от 2 до 5 с значение коэффициента трения для всех исследуемых материалов находится в пределах 0,06–0,12.

Значение коэффициента трения при времени проведения исследований более 5 с практически не изменяется и для всех исследуемых материалов составляет 0,12–0,34, при этом слой смазочной пленки работает в граничном режиме.

Результаты исследований показали, что значение коэффициента трения в момент страгивания индентора по поверхности стального диска при использовании вазелина составило 0,065 (рис. 1), при использовании ПМС-100 – 0,06 (рис. 2). Полученные результаты триботехнических испытаний вазелина и ПМС-100 указывают на возможность их использования в качестве компонентов технологических смазок для разделения контактирующих поверхностей на границе раздела отливка-стержень. Об этом свидетельствует низкое значение коэффициента трения в начальный момент подрыва индентора трибометра. Однако вазелин и ПМС-100 не обладают достаточной несущей способностью смазочного слоя, что отражается в повышении значения коэффициента трения для данных материалов в режиме возвратно-поступательного движения индентора по поверхности стального диска (около 0,18 и 0,3).

Следует отметить, что в состоянии поставки перед проведением исследований триботехнических характеристик соапстока и фуса проводили предварительное отстаивание указанных материалов в течение 3 мес вследствие неоднородности состава этих материалов по объему. Экспериментально установлено, что при использовании отстоявшейся фракции соапстока и фуса значения коэффициента трения в момент страгивания индентора по поверхности стального диска составляют 0,05 и 0,043 ед. соответственно, что в среднем в 1,4–1,8 раза ниже, чем при использовании не отстоявшейся фракции данных материалов. Полученный результат можно объяснить тем, что в отстоявшейся фракции (20% от объема) присутствуют меньшее количество воды и более значительное количество предельных и непредельных жирных кислот (стеариновая и олеиновая), общий процент которых в объеме достигает 78%. В свою очередь ранее выполненные исследования [1–3, 16] показывают, что предельные и непредельные жирные кислоты обладают достаточно высокими смазывающими свойствами в сравнении с вазелином и ПМС-100.

Из рис. 3, 4 видно, что в режиме возвратно-поступательного движения индентора по поверхности стального диска значения коэффициентов трения при использовании соапстока и фуса составляют 0,16 и 0,09 ед. соответственно.

Выводы

1. Установлено, что в качестве материалов, используемых при разработке multifunctional состава смазки для литья алюминиевых сплавов и полимерных изделий, целесообразно использовать фракцию соапстока и фуса после их предварительного отстаивания (не менее 3 мес).

2. Результаты исследований показали, что наименьшее значение коэффициента трения в момент страгивания индентора на поверхности стального диска получено при использовании фуса. При этом значение коэффициента трения ниже на 14–33%, чем аналогичный показатель у других исследуемых смазочных материалов (вазелин, ПМС-100 и соапсток).

3. Установлено, что в режиме возвратно-поступательного движения индентора по поверхности стального диска значение коэффициента трения при использовании фуса в 1,7–3,3 раза ниже, чем при использовании в качестве смазывающего материала вазелина, ПМС-100 и соапстока.

ЛИТЕРАТУРА

1. Михальцов А. М., Розум В. А., Пивоварчик А. А. Водоэмульсионные смазки для пресс-форм литья под давлением // Литье и металлургия. 2005. № 4. С. 104–106.
2. Пивоварчик А. А., Михальцов А. М. Смываемость разделительных покрытий при изготовлении отливок из алюминиевых сплавов методом литья под давлением // Литье и металлургия. 2018. № 1. С. 78–83.

3. Калинин Э. Л., Саковцева М. Б. Эффективное литье под давлением полимерных материалов со смазками // Полимерные материалы. 2014. № 7. С. 14–26.
4. Пивоварчик Е. В., Михальцов А. М. Смазка для изготовления песчано-смоляных стержней по нагреваемой оснастке // Литье и металлургия. 2018. № 1. С. 69–74.
5. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Суббота А. А. Газотворность разделительных покрытий для пресс-форм литья алюминиевых сплавов под давлением // Литье и металлургия. 2010. № 4. С. 85–89.
6. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Розум В. А. Разработка водоэмульсионных смазок для пресс-форм литья под давлением // Литейное производство. 2006. № 3. С. 15–16.
7. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Слепнева Л. М. Разработка комплексного компонента на основе кремнийорганических полимеров для пресс-форм литья под давлением // Литье и металлургия. 2008. № 1. С. 129–133.
8. Пивоварчик А. А., Слепнева Л. М., Розум В. А. Разработка разделительных покрытий на основе кремнийорганических материалов для пресс-форм литья под давлением // Литейщик России. 2007. № 1. С. 36–40.
9. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Дятловский С. К. Материалы разделительных покрытий пресс-форм литья алюминиевых сплавов под давлением // Литейщик России. 2012. № 7. С. 38–40.
10. Пивоварчик А. А., Михальцов А. М. Формирование слоя разделительного покрытия на поверхности пресс-формы при литье под давлением // Литье и металлургия. 2015. № 1. С. 62–65.
11. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Исследование адгезионной способности смазок на основе кремнийорганических полимеров для литья под давлением алюминиевых сплавов // Литье и металлургия. 2007. № 1. С. 131–134.
12. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Эрозионная стойкость смазок при изготовлении отливок из алюминиевых сплавов методом литья под давлением // Литье и металлургия. 2008. № 2. С. 47–51.
13. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Исследование адгезионной способности смазок на основе кремнийорганических полимеров для литья под давлением алюминиевых сплавов // Литейщик России. 2007. № 7. С. 11–13.
14. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А. Накопление разделительных покрытий на рабочей поверхности технологической оснастки при литье под давлением алюминиевых сплавов // Металлургия: Республ. межвед. сб. науч. тр. Минск: БНТУ, 2007. № 31. С. 179–189.
15. Пивоварчик А. А. Эрозионная стойкость разделительных покрытий при литье под давлением Al-сплавов / А. А. Пивоварчик // Литейное производство. 2017. № 1. С. 23–26.
16. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Скаскевич А. А. Перспективные материалы, используемые при разработке составов смазок для литья под давлением // Литье и металлургия. 2019. № 3. С. 70–73.
17. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Киселев С. В. Анализ явлений, возникающих в зоне контакта отливка – стержень при литье под давлением алюминиевых сплавов // Металлургия: Республ. межвед. сб. науч. тр. Минск: БНТУ, 2011. № 33. С. 131–137.
18. Пивоварчик А. А., Михальцов А. М., Дашкевич В. Г. Образование задиров на поверхности отливок при литье алюминиевых сплавов под давлением // Литейщик России. 2013. № 2. С. 40–42.
19. Михальцов А. М., Пивоварчик А. А., Бежок А. П. Контактные процессы на границе раздела стержень – отливка при литье под давлением алюминиевых сплавов // Литье и металлургия. 2009. № 4. С. 48–54.

REFERENCES

1. Mikhaltsov A. M., Rozum V. A., Pivovarchyk A. A. Vodojemul'sionnye smazki dlja press-form lit'ja pod davleniem [Water emulsion lubricants for injection molding molds]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2005, no. 4, pp. 104–106.
2. Pivovarchyk A. A., Mikhaltsov A. M. Smyvaemost' razdelitel'nyh pokrytij pri izgotovlenii otlivok iz aljuminievych spлавov metodom lit'ja pod davleniem [Washing up of separate coatings in the manufacturing cases from aluminum alloys by pressure casting]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 1, pp. 78–83.
3. Kalinchev E. L., Sakovtseva M. B. Jefferktivnoe lit'e pod davleniem polimernyh materialov so smazkami [Effective injection moulding of polymer materials with lubricants]. *Polimernye materialy = Polymer materials*, 2014, no. 7, pp. 14–26.
4. Pivovarchyk E. V., Mikhaltsov M. A. Smazka dlja izgotovlenija peschano-smoljanyh sterzhnej po nagrevaemoj osnastke [Lubricants for the manufacture of sand-smoothed rods by hydraulic tooling]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 1, pp. 69–74.
5. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Subbota A. A. Gazotvornost' razdelitel'nyh pokrytij dlja press-form lit'ja aljuminievych spлавov pod davleniem [Gasification of separation coatings for die-casting molds of aluminum alloys under pressure]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2010, no. 4, pp. 85–89.
6. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Rozum V. A. Razrabotka vodojemul'sionnyh smazok dlja press-form lit'ja pod davleniem [Development of water-based lubricants for injection molds]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2006, no. 3, pp. 15–16.
7. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Slepneva L. M. Razrabotka kompleksnogo komponenta na osnove kremnijorganicheskikh polimerov dlja press-form lit'ja pod davleniem [Development of a complex component based on organosilicon polymers for injection molds]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 1, pp. 129–133.
8. Pivovarchyk A. A., Slepneva L. M., Rozum V. A. Razrabotka razdelitel'nyh pokrytij na osnove kremnijorganicheskikh materialov dlja press-form lit'ja pod davleniem [Development of separation coatings on the basis of organosilicon materials for die-casting molds]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundrymen*, 2007, no. 1, pp. 36–40.
9. Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Dyatlovsky S. K. Materialy razdelitel'nyh pokrytij press-form lit'ja aljuminievych spлавov pod davleniem [Materials of separation coatings of die-casting molds of aluminum alloys under pressure]. *Liteyschik Rossii = Russian Foundrymen*, 2012, no. 7, pp. 33–40.
10. Pivovarchyk A. A., Mikhaltsov A. M. Formirovanie sloja razdelitel'nogo pokrytija na poverhnosti press-formy pri lit'e pod davleniem [Forming a layer of the separation coating on the surface of the mold during injection molding]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 1, pp. 62–65.

11. **Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A.** Issledovanie adgezionnoj sposobnosti smazok na osnove kremnijorganicheskikh polimerov dlja lit'ja pod davleniem aljuminievyh splavov [Study adhesiveness greases based on silicone polymers for injection molding of aluminum alloys]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2007, no. 1, pp. 131–134.
12. **Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A.** Jerozionnaja stojkost' smazok pri izgotovlenii otlivok iz aljuminievyh splavov metodom lit'ja pod davleniem [Erosion resistance of lubricants in the manufacture of castings from aluminum alloys by injection molding]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 2, pp. 47–51.
13. **Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A.** Issledovanie adgezionnoj sposobnosti smazok na osnove kremnijorganicheskikh polimerov dlja lit'ja pod davleniem aljuminievyh splavov [Investigation of the adhesiveness of lubricants based on organosilicon polymers for die casting of aluminum alloys]. *Litejschik Rossii = Russian Foundrymen*, 2007, no. 7, pp. 11–13.
14. **Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A.** Nakoplenie razdelitel'nyh pokrytij na rabochej poverhnosti tehnologicheskoi osnastki pri lit'e pod davleniem aljuminievyh splavov [Accumulation of separation coatings on the working surface of the tooling when casting aluminum alloys under pressure]. *Metallurgija: Respublicanskij mezhvedomstvennyi sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific works*. Minsk, BNTU Publ., 2007, vyp. 31, pp. 179–189.
15. **Pivovarchyk A. A.** Jerozionnaja stojkost' razdelitel'nyh pokrytij pri lit'e pod davleniem Al-splavov [Erosion resistance of release coatings for injection molding of Al alloys]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2017, no. 1, pp. 23–26.
16. **Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Skaskevich A. A.** Perspektivnye materialy, ispol'zuemye pri razrabotke sostavov smazok dlja lit'ja pod davleniem [Promising materials used in the development of lubricant compositions for injection molding]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 3, pp. 70–73.
17. **Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Kiselev S. V.** Analiz javlenij, vznikajushchih v zone kontakta otlivka – sterzhen' pri lit'e pod davleniem aljuminievyh splavov [Analysis of the phenomena arising in the contact zone of the casting – core during injection molding of aluminum alloys]. *Metallurgija: Respublicanskij mezhvedomstvennyi sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific works*. Minsk, BNTU Publ., 2011, vyp. 33, pp. 131–137.
18. **Pivovarchyk A. A., Mikhaltsov A. M., Dashkevich V. G.** Obrazovanie zadirov na poverhnosti otlivok pri lit'e aljuminievyh splavov pod davleniem [Formation of scoring on the surface of castings in the casting of aluminum alloys under pressure]. *Litejschik Rossii = Foundry production*, 2013, no. 2, pp. 40–42.
19. **Mikhaltsov A. M., Pivovarchyk A. A., Bezok A. P.** Kontaktnye processy na granice razdela sterzhen' – otlivka pri lit'e pod davleniem aljuminievyh splavov [Contact processes at the interface of the rod – casting during injection molding of aluminum alloys]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 4, pp. 48–54.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-116-121>
УДК 621.79

Поступила 10.01.2020
Received 10.01.2020

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВО–МЕДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ЛИТЕЙНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ

В. А. КАЛИНИЧЕНКО, А. С. КАЛИНИЧЕНКО, С. В. ГРИГОРЬЕВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: kvlad@bntu.by

Для создания пар трения, работающих в сложных условиях эксплуатации, в настоящее время все шире применяются композиционные материалы. Свою нишу занимают и композиционные материалы, получаемые с применением литейных технологий. Несмотря на то что многие композиционные материалы были достаточно изучены, представляет интерес развитие новых областей их применения и придания им требуемых потребителем свойств. В настоящей работе были рассмотрены композиционные материалы на основе силуминов, армированные медными гранулами. Внимание было уделено взаимодействию между матричным сплавом и материалом упрочняющей фазы как определяющему свойству композиционного материала. Проанализировано распределение основных легирующих элементов в объеме композиционного материала, а также в зонах раздела фаз. Проведен анализ возможности получения прочной межграницной зоны контакта армирующей составляющей и материала матрицы без значительного растворения армирующего материала.

Ключевые слова. *Композиционные материалы, литейные технологии, алюминиевые сплавы, медные сплавы, антифрикционные материалы, износостойкие материалы.*

Для цитирования. *Калиниченко, В. А. Особенности структурообразования алюминиево-медных композиционных материалов, получаемых литейной технологией / В. А. Калиниченко, А. С. Калиниченко, С. В. Григорьев // Литье и металлургия. 2020. № 1. С. 116–121. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-116-121>.*

PARTICULARITIES OF STRUCTURE FORMATION OF ALUMINUM–COPPER COMPOSITE MATERIALS MANUFACTURED BY CASTING TECHNOLOGY

U. A. KALINICHENKO, A. S. KALINICHENKO, S. V. GRIGORIEV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: kvlad@bntu.by

To create friction pairs operating in severe working conditions, composite materials are now increasingly used. Composite materials obtained with the use of casting technologies are of interest due to the possibility to manufacture wide range of compositions at low price compared to powder metallurgy. Despite the fact that many composite materials have been sufficiently studied, it is of interest to develop new areas of application and give them the properties required by the consumer. In the present work the composite materials on the basis of silumin reinforced with copper granules were considered. Attention was paid to the interaction between the matrix alloy and the reinforcing phase material as determining the properties of the composite material. The analysis of distribution of the basic alloying elements in volume of composite material and also in zones of the interphases interaction is carried out. The analysis of the possibility of obtaining a strong interphase zone of contact between the reinforcing component and the matrix material without significant dissolution of the reinforcing material is carried out.

Keywords. *Composite materials, casting technologies, aluminum alloys, copper alloys, antifriction materials, wear-resistant materials.*

For citation. *Kalinichenko U. A., Kalinichenko A. S., Grigoriev S. V. Particularities of structure formation of aluminum-copper composite materials manufactured by casting technology. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 1, pp. 116–121. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-116-121>.*

В настоящее время весьма актуально создание композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, которые широко применяются в автомобилестроении, авиастроении, космической сфере в качестве конструкционных, антифрикционных и других материалов. Представляет практический интерес применение алюминиевых композиционных материалов в медицине, строительстве, электротехнике

и электронике [1]. Это обусловлено тем, что алюминиевые композиционные сплавы характеризуются легким удельным весом и благоприятным сочетанием целого комплекса механических и эксплуатационных свойств (повышенных нагрузок, скоростей, температур) [2].

Существует ряд технологий, применяемых для получения композиционных материалов в зависимости от вида упрочняющей фазы (длинные или короткие волокна, проволока, листы, частицы) [3].

Например, был получен композиционный материал на основе алюминия, упрочненный стальной проволокой, который в интервале температур $-196 - + 500$ °С по прочности превосходит значительно существующие высокопрочные алюминиевые сплавы. Кроме того, разработанные композиционные сплавы обладают длительной прочностью в температурном интервале $300-500$ °С в 5–7 раз выше, чем у жаропрочного алюминиевого сплава САП-1 [4].

Рассматривая существующие технологии производства композиционных материалов, их можно разделить на две большие группы: методы порошковой металлургии и литейные технологии (инфильтрация расплава в каркас, образованный упрочняющей фазой). Применение экономически выгодного процесса инфильтрации позволяет получить широкий спектр композиционных материалов и следующие преимущества:

- возможность получить изделие из композиционного материала точной формы с хорошим качеством поверхности;
- адаптация процесса к массовому производству;
- широкий выбор вида упрочняющей фазы и материала матрицы;
- высокая производительность процесса с относительно низкой себестоимостью;
- возможность местного упрочнения изделия.

Процесс инфильтрации был успешно применен для получения алюминиевого композиционного материала, упрочненного частицами Al_2O_3 [5].

Литейные технологии были успешно применены для получения композиционных материалов на основе медных сплавов, упрочненных стальными [6] или чугунными гранулами [7], которые характеризовались высокими физико-механическими и антифрикционными свойствами.

Ранее в работе [8] были рассмотрены аспекты получения литых композиционных материалов с алюминиевой матрицей, упрочненной чугунными армирующими гранулами. Однако у алюминиево-чугунных композиций не обеспечивалась высокая износостойкость и хорошие физико-механические свойства в результате недостаточно хорошего смачивания расплава упрочняющих гранул.

Необходимо отметить, что успех синтезирования композиционного материала с алюминиевой матрицей во многом определяется управлением взаимодействия матричного сплава и упрочняющей фазы (на границе раздела фаз). При этом основными требованиями для синтеза являются:

- хорошая смачиваемость необходима для синтеза, особенно если применяется литейная технология при низком давлении;
- реакции на границе раздела фаз должны быть ограничены для избежания деградации упрочняющей фазы и образования новых хрупких фаз;
- корректная связь должна иметь место для достижения желаемых свойств (например, высокой жесткости или хороших свойств в поперечном направлении) [3].

В результате была поставлена задача – разработать композиционный материал с высокими физико-механическими свойствами, обладающий более низкой массой по сравнению с медно-чугунными композициями. Для решения данной задачи необходимо более глубоко изучить взаимодействие матричного расплава и гранул упрочняющей фазы. Для этого было решено провести исследования композиционного материала на основе силуминов с армирующей составляющей из медных сплавов.

Известно, что широкую нишу в производстве занимают алюминиево-медные сплавы [9], имеющие повышенные физико-механические характеристики по сравнению со всеми стандартными силуминами (рис. 1).

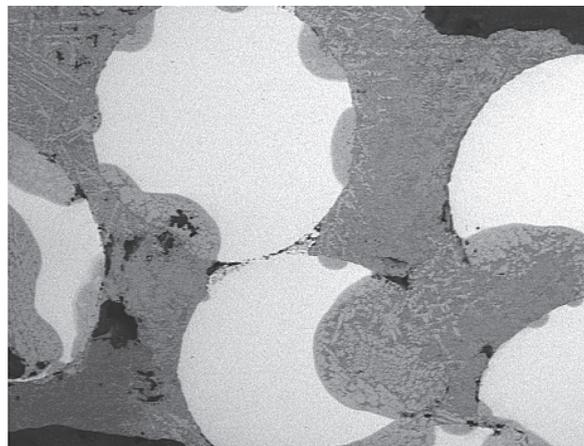


Рис. 1. Общий вид алюминиево-медного композиционного материала

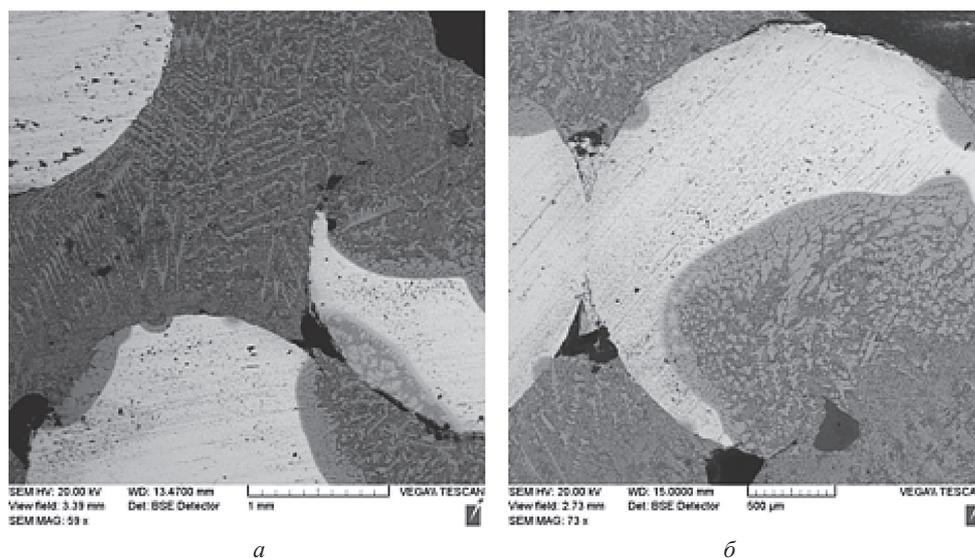


Рис. 2. Взаимодействие армирующей фазы с матричным расплавом алюминиево-медного композиционного материала

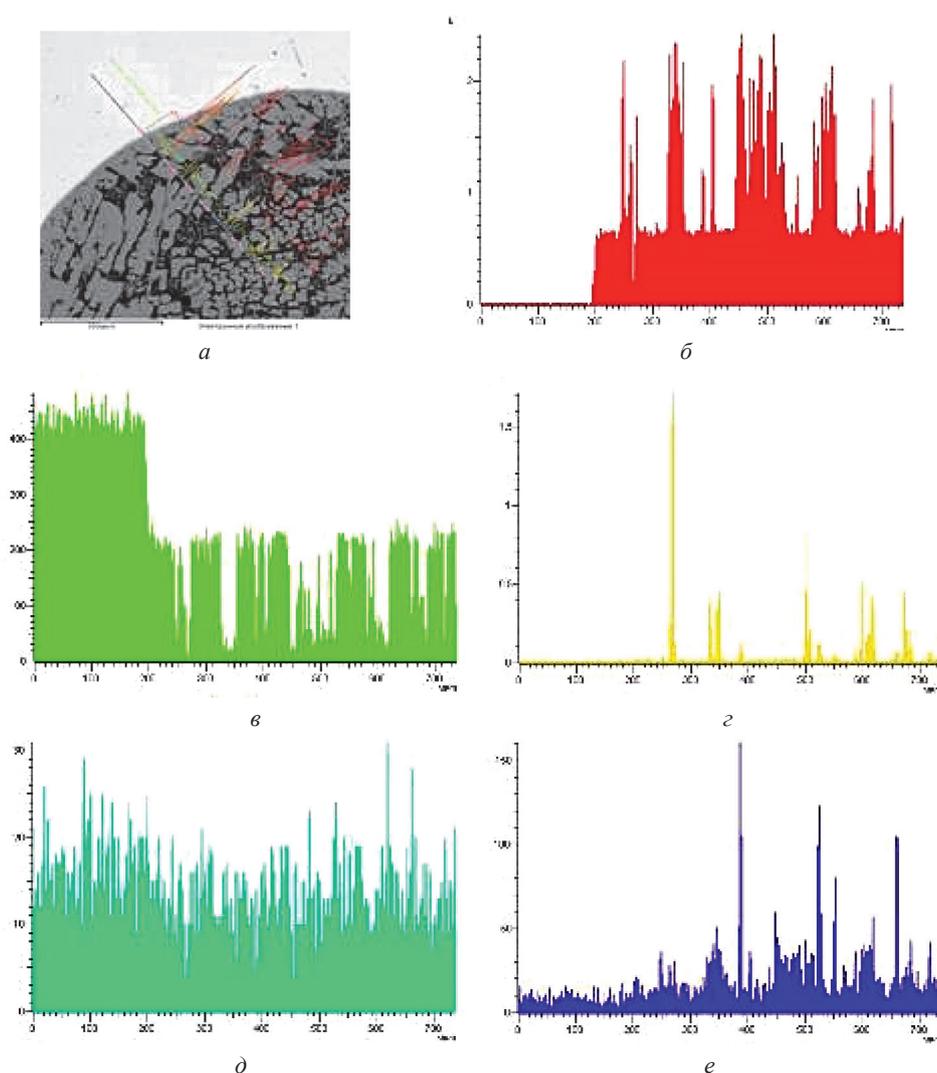


Рис. 3. Химический анализ в зоне контакта армирующих гранул с матрицей алюминиево-медного композиционного материала: *a* – исследуемая зона контакта; *б* – алюминий; *в* – медь; *г* – кремний; *д* – кислород; *е* – магний

Известна высокая растворимость меди в алюминиевых сплавах [10]. Как результат, возникают сложности для создания алюминиево-медных композиционных материалов из-за высокой потенциальной опасности растворения медных составляющих.

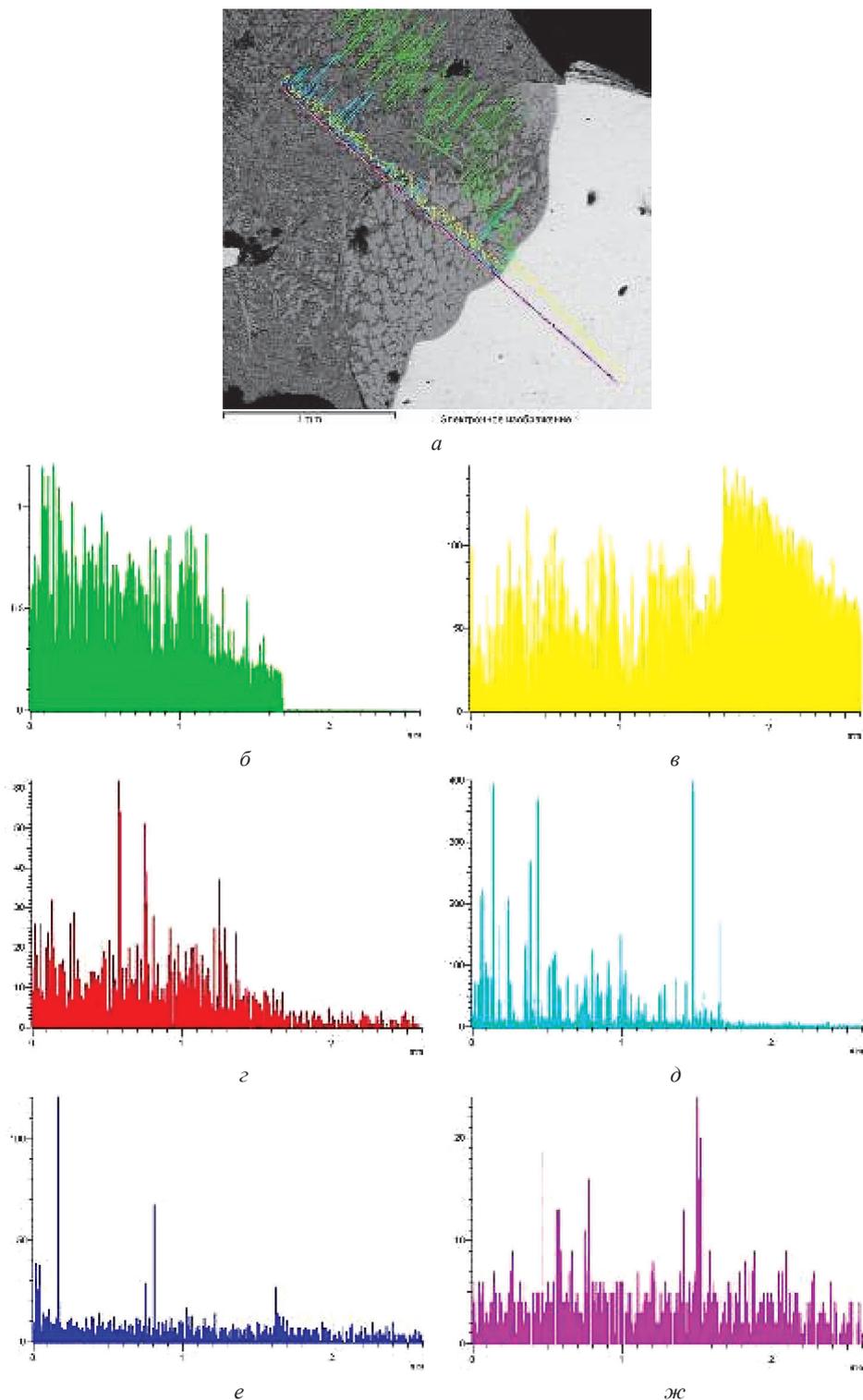


Рис. 4. Химический анализ в зоне подрастворения армирующих гранул с матричным расплавом алюминиево-медного композиционного материала: *a* – исследуемая контактная зона; *б* – алюминий; *в* – медь; *г* – магний; *д* – кремний; *е* – кислород; *жс* – железо

Было решено исследовать композицию силумин-медные гранулы для анализа адгезии меди к алюминию и влияния времени выдержки на формирование фаз в переходной зоне. Для этого медь прошла первичную обработку, включающую зачистку поверхности абразивными материалами, с целью избавления от окисленной поверхности и с дальнейшим покрытием из флюсующего материала. Покрытие флюсом должно было обеспечивать хорошую смачиваемость, с одной стороны, и предотвращать интенсивное взаимодействие меди и алюминия, с другой стороны. Далее в форму, изготовленную из электротехнического графита, была осуществлена загрузка обработанных медных гранул с последующим уплотнением на вибростенде и проведена сифонная заливка промышленного силумина АК7 ГОСТ 1583-93.

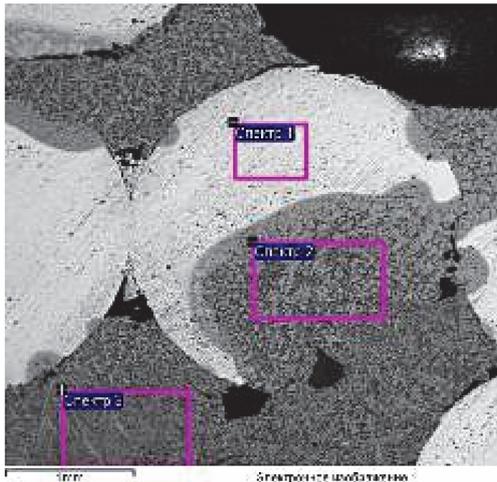


Рис. 5. Участки для исследования химического состава переходной зоны взаимодействия армирующей фазы с матричным расплавом алюминиево-медного композиционного материала

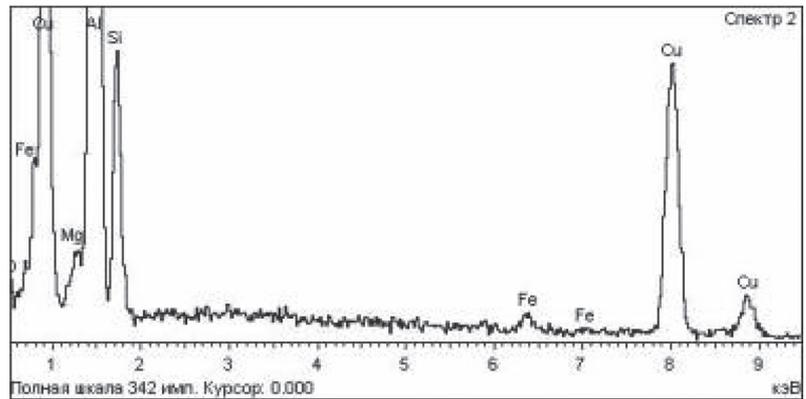


Рис. 6. Спектр по химическим элементам в переходной зоне взаимодействия армирующей фазы с матричным расплавом алюминиево-медного композиционного материала

Как видно из рис. 2, а, б, на некоторых участках происходит интенсивное взаимодействие армирующей фазы с матричным расплавом. Возможно, на этих участках не было защитного слоя из флюса. При этом наблюдается частичное растворение армирующей фазы и образование значительных межфазных зон контакта.

Ранее было установлено [8], что плохая смачиваемость расплавом гранул и полное отсутствие зоны взаимодействия матричного сплава и упрочняющей фазы вызывают выкрашивание армирующей составляющей из матрицы после приложения механических нагрузок. Это приводит к резкому снижению механических свойств композиционных материалов или полному отсутствию работоспособности материала как композиционного.

Для оценки взаимодействия матрицы и армирующей составляющей был проведен химический анализ в зоне контакта армирующих гранул с матрицей без взаимодействия (рис. 3) и в зоне подрастворения армирующей составляющей матрицы (рис. 4).

В зоне простого контакта (см. рис. 3, а) видны ярко выраженные границы по алюминию (рис. 3, б) и меди, которая содержится и в матричном сплаве (рис. 3, в). Видно присутствие оксидов, а также кремния и магния в матричном сплаве (рис. 3, г, д, е).

Картина распределения элементов на границе фаз при наличии растворения отличается от предыдущей (рис. 4).

Рисунок подтверждает образование интерметаллидов алюминий-медь. Для определения ориентировочных свойств переходной зоны было проведено исследование ее химического состава. Для этого были выбраны участок гранулы (спектр 1) и участки переходной зоны в гранулах и матрице (спектры 2, 3) (рис. 5).

Были получены спектры по химическим элементам. На рис. 6 показан спектр 2 для переходной зоны взаимодействия армирующей фазы с матричным расплавом алюминиево-медного композиционного материала.

Обобщенные данные исследования приведены в таблице.

Анализ химических элементов в гранулах и переходной зоне взаимодействия армирующей фазы с матричным расплавом (см. рис. 5), мас. %

Спектр	O	Mg	Al	Si	Fe	Cu	Итого
Спектр 1, армирующая гранула	4,19		0,63			95,18	100,00
Спектр 2, контактная зона в грануле	2,45	0,44	60,98	6,20	0,71	29,22	100,00
Спектр 3, контактная зона в области матрицы	2,31	0,33	65,64	6,19	0,33	25,21	100,00
Максимальные значения	4,19	0,44	65,64	6,20	0,71	95,18	
Минимальные значения	2,31	0,33	0,63	6,19	0,33	25,21	

Из таблицы видно, что составы переходной зоны в матрице и гранулах очень близки. Формируется эвтектика с высоким содержанием меди. Интерметаллиды алюминий-медь характеризуются хрупкостью

и их значительный объем нежелателен. Синтез композита силумин-медь требует очень точного контроля температуры инфильтрации и создания равномерного слоя флюса на гранулах армирующей фазы.

Выводы

Проведенные исследования получения алюминиево-медного композиционного материала подтверждают важность управления процессом взаимодействия матричного сплава и армирующих гранул на границе раздела фаз. Установлено, что при создании алюминиево-медных композиций возможно получение прочной межграницной зоны контакта без значительного растворения армирующей составляющей при соблюдении всех технологических параметров. Технологические параметры инфильтрации имеют очень узкий интервал оптимальных значений, при отклонении от которых наблюдается значительное растворение упрочняющей фазы матричным сплавом с образованием хрупких интерметаллидов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Фридляндер И. Н.** Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе. ВИАМ, 2002, вып. 203509. 19 с. Режим доступа <https://www.viam.ru/public/files/2002/2002-203509.pdf>. Дата 19.09.2019.
2. **Алюминиевые** композиционные сплавы – сплавы будущего: учеб. пособ. Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. 82 с.
3. **Froyen L.** Aluminium Matrix Composites Materials / L. Froyen, B. Verlinden // European Aluminium Association, 1994. 28 p.
4. **Расщупкин В. П.** Композиционные материалы системы алюминиевые сплавы–сталь / В. П. Расщупкин, Г. С. Гарибин, В. Н. Гурдин // Омский науч. вестн. 2009. № 1 (77). С. 15–16.
5. **Dobrzański L. A.** Aluminium matrix composites fabricated by infiltration method / L. A. Dobrzański, M. Kremzer, A. J. Nowak, A. Nagel // Archives in Material Science and Engineering. 2009. Vol. 36. Issue 1. P. 5–11.
6. **Затуловский С. С.** Литые композиционные материалы / С. С. Затуловский, В. Я. Кезик, Р. К. Иванова. Киев: Техника, 1990. 240 с.
7. **Кезик В. Я.** Формирование структуры поверхностного объема литых макрогетерогенных композиционных материалов в условиях низкоскоростного трения без смазки / В. Я. Кезик, А. С. Калининченко, Р. К. Иванова // Литье и металлургия. 2003. № 2. С. 118–123.
8. **Калининченко А. С.** Особенности получения макрогетерогенных композиционных материалов с алюминиевой матрицей литейными технологиями / А. С. Калининченко, В. А. Калининченко, А. Г. Слуцкий, В. А. Шейнерт // Тр. 23-й МНТК «Литейное производство и металлургия 2015. Беларусь». Жлобин, 2015. С. 41–44.
9. **Немененок Б. М.** Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б. М. Немененок. Минск: Технопринт, 1999. 272 с.
10. **Производство** отливок из сплавов цветных металлов / А. В. Курдюмов [и др.]. М.: Металлургия, 1981. 416 с.

REFERENCES

1. **Fridljander I. N.** *Sovremennye aljuminievyje, magnievyje splavy i kompozicionnyje materialy na ih osnove* [Modern aluminum, magnesium alloys and composite materials based on them]. VIAM, 2002, vyp. 203509, 19 p.
2. **Luc A. R., Galochkina I. A.** *Aljuminievyje kompozicionnyje splavy – splavy budushhego* [Aluminum Composite Alloys – Alloys of the Future]. Samara, Samarskij gosudarstvennyj tehničeskij universitet Publ., 2013, 82 p.
3. **Froyen L., Verlinden B.** *Aluminium Matrix Composites Materials. European Aluminium Association*, 1994. 28 p.
4. **Rasschupkin V. P., Garibin G. S., Gurdin V. N.** *Kompozicionnyje materialy sistemy aljuminievyje splavy – stal'* [Composite materials of the system aluminum alloys – steel]. *Omskij nauchnyj vestnik = Omsk Scientific Herald*, 2009, no. 1 (77), pp. 15–16.
5. **Dobrzański L. A., Kremzer M., Nowak A. J., Nagel A.** *Aluminium matrix composites fabricated by infiltration method. Archives in Material Science and Engineering*, 2009, vol. 36, pp. 5–11.
6. **Zatulovskij S. S., Kezik V. Ja., Ivanova R. K.** *Litye kompozicionnyje materialy* [Cast Composite Materials]. Kiev, Tehnika Publ., 1990. 240 p.
7. **Kezik V. Ja., Kalinichenko A. S., Ivanova R. K.** *Formirovanie struktury poverhnostnogo ob#ema lityh makroheterogennyh kompozicionnyh materialov v uslovijah nizkoskorostnogo trenija bez smazki* [The formation of the surface volume structure of cast macroheterogeneous composite materials under conditions of low-speed friction without lubrication]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2003, vol. 91, no. 2, pp. 118–123.
8. **Kalinichenko A. S., Kalinichenko V. A., Sluckij A. G., Shejnert V. A.** *Osobennosti poluchenija makroheterogennyh kompozicionnyh materialov s aljuminievoj matricej litejnymi tehnologijami* [Features of obtaining macroheterogeneous composite materials with an aluminum matrix by foundry technology]. *Trudy 23-j MNTK «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2015. Belarus'», Zhlobin*, 2015. [Transactions of the 23rd MNTK «Foundry and Metallurgy 2015. Belarus». Zhlobin]. Zhlobin, 2015, pp. 41–44.
9. **Nemenenok B. M.** *Teorija i praktika kompleksnogo modifitsirovanija siluminov* [Theory and practice of complex modification of silumins]. Minsk, Tehnoprnt Publ., 1999. 272 p.
10. **Kurdjumov A. V.** *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnyh metallov* [Production of castings from non-ferrous metal alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1981. 416 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-122-124>
УДК 628.517

Поступила 05.12.2019
Received 05.12.2019

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ТРУДА РАБОТАЮЩИХ В ЦЕХАХ ЦВЕТНОГО ЛИТЬЯ

*А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65. Тел. +375 29-669-30-98*

Приведены результаты исследования условий труда работающих в цехах цветного литья. Показано, что основными производственными факторами условий труда являются шум, вибрация, запыленность, загазованность, температура воздушной среды, интенсивность инфракрасного (теплого) излучения, тяжесть и напряженность трудового процесса. Результаты проведенных исследований показали, что на всех рабочих местах отмечаются превышения допустимых значений по шуму, содержанию пыли в воздухе рабочей среды, интенсивности инфракрасного (теплого) излучения и температуре воздуха.

Отмечено, что выполняемые работы по тяжести и напряженности трудового процесса могут негативно влиять на здоровье работающих.

Ключевые слова. Условия труда, шум, вибрация, пыль, вредные вещества, литейный цех.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Исследование условий труда работающих в цехах цветного литья / А. М. Лазаренков // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 122–124. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-122-124>.

A STUDY OF WORKING CONDITIONS IN THE SHOPS OF NON-FERROUS CASTING

*A. M. LAZARENKOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
Tel. +375 29-669-30-98*

The results of the study of working conditions of workers in non-ferrous casting shops are presented. It is shown that the main production factors of working conditions are noise, vibration, dust, gas, air temperature, the intensity of infrared (thermal) radiation, the severity and intensity of the labor process. The results of the research have shown that all workplaces have exceeded the permissible values for noise, dust content in the air of the working environment, the intensity of infrared (thermal) radiation and air temperature.

It is noted that the work performed due to the severity and intensity of the labor process can negatively affect the health of employees.

Keywords. Working conditions, noise, vibration, dust, harmful substances, foundry.

For citation. Lazarenkov A. M. A study of working conditions in the shops of non-ferrous casting. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 122–124. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-122-124>.

Условия труда работающих в цехах цветного литья определяются следующими факторами производственной среды: шумом, вибрацией, запыленностью, загазованностью, температурой воздушной среды, интенсивностью инфракрасного (теплого) излучения, тяжестью и напряженностью трудового процесса. Оценку факторов производственной среды, тяжести и напряженности трудового процесса проводили путем сопоставления полученных в результате измерений и исследований их фактических величин с гигиеническими нормативами.

Учитывая, что в литейном производстве используется значительное количество технологических процессов подготовки исходных материалов, приготовления стержневых смесей, изготовления стержней, подготовки кокилей, выплавки металла, заливки металла в кокили, выбивки отливок из кокилей, заливки металла в центробежные машины, изготовление отливок на машинах для литья под давлением, обработки отливок, в таблице приведены усредненные значения производственных факторов. Поэтому необходимо принимать во внимание применяемые технологические процессы и производственное оборудование, характер производства и другие факторы, определяющие каждый отдельно взятый литейный цех или участок.

Характеристика условий труда работающих в цехах цветного литья

Профессия работающего	Факторы условий труда на рабочих местах						тяжесть и напряженность трудового процесса
	производственные факторы (превышение допустимых значений)						
	шум, дБ	вибрация, дБ	пыль, раз	вредные вещества, раз	инфракрасные излучения, раз	температура воздуха, °С	
Стерженщик	1–5 (4–9)	1–3	1,4–2,7	1,3–1,9	1,2–1,6	3–6	Могут вызвать функциональные изменения в организме
Заливщик металла	2–6			1,2–1,6	1,6–3,4	4–9	Могут вызвать стойкие функциональные изменения в организме, приводящими в большинстве случаев к увеличению производственно-обусловленной заболеваемости
Плавильщик металла и сплавов	(4–9)						
Литейщик на машинах для литья под давлением	2–8		1,2–1,6		1,6–2,3	2–6	
Литейщик вакуумного, центробежно-вакуумного и центробежного литья	4–12		1,3–1,8		1,9–3,2	4–8	
Наждачник, чистильщик литья	6–11 (12–17)	2–5	2,4–5,3				Могут привести к развитию профессиональных заболеваний легкой и средней степени тяжести
Транспортировщик в литейном производстве, слесарь-ремонтник, слесарь-электрик по ремонту электрооборудования	2–7				1,2–1,5	2–4	Могут вызвать функциональные изменения в организме
Контролер в литейном производстве, мастер участка, инженер-технолог	2–6				1,1–1,4	2–4	

Если при производстве отливок применяются стержни, то стерженщик изготавливает их вручную или на стержневых машинах. В комплекс производственных факторов, определяющих условия труда стерженщика, входят уровень шума (81–85 дБ, ручное изготовление – 84–89 дБ при допустимом уровне 80 дБ), уровень вибрации (при использовании пневмотрамбовки – 77–79 дБ при допустимом уровне 76 дБ), запыленность воздуха рабочей зоны (превышение предельно допустимой концентрации в 1,4–2,7 раза), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (при изготовлении стержней на автоматах по нагреваемой оснастке – превышение ПДК в 1,3–1,9 раза, при изготовлении из холоднотвердеющих смесей – превышение ПДК в 1,1–1,7 раза), микроклимат (при изготовлении стержней на автоматах по нагреваемой оснастке: по интенсивности теплового излучения – превышение допустимого значения в 1,2–1,6 раза, по температуре воздушной среды – превышение допустимой температуры на 3–6 °С). По тяжести и напряженности трудового процесса профессия стерженщика оценивается 1-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать функциональные изменения в организме.

На плавно-заливочном участке литейных цехов основными профессиями работающих являются плавильщик металла и сплавов и заливщик металла. В комплекс производственных факторов, определяющих условия труда этих профессий, входят уровень шума (на рабочем месте плавильщика в зависимости от применяемого плавильного оборудования: индукционные печи – 82–86 дБ, пламенные печи – 84–89 дБ), запыленность воздуха рабочей зоны (в основном без превышения ПДК), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (в зависимости от применяемого технологического процесса литья – превышение в 1,2–1,6 раза), температуры воздуха (превышение допустимой на 4–9°С), интенсивность тепловых излучений (при выполнении операций дозагрузки шихты, по наполнению ковшей жидким металлом, снятия шлака с зеркала жидкого металла – превышение в 1,6–3,4 раза в зависимости от применяемого сплава). По тяжести и напряженности трудового процесса профессии плавильщика металла и сплавов и заливщика металла оцениваются 2-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать стойкие функциональные изменения в организме, приводящими в большинстве случаев к увеличению производственно-обусловленной заболеваемости.

На рабочем месте литейщика на машинах для литья под давлением в комплекс производственных факторов, определяющих условия труда этой профессии, входят уровень шума (82–88 дБ), запыленность воздуха рабочей зоны (в основном находится на уровне предельно допустимых значений, а при применении противопопригарных покрытий пресс-форм может превышать ПДК в 1,2–1,6 раза), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (как правило, в пределах допустимых величин), температура воздуха (превышение допустимой на 2–6 °С), интенсивность тепловых излучений (при выполнении операций по наполнению ручных ковшей жидким металлом, снятия шлака с зеркала жидкого металла – пре-

вышение в 1,6–2,3 раза). По тяжести и напряженности трудового процесса профессия литейщика на машинах для литья под давлением оценивается 2-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать стойкие функциональные изменения в организме, приводящими в большинстве случаев к увеличению производственно-обусловленной заболеваемости.

Условия труда на рабочем месте литейщика вакуумного, центробежно-вакуумного и центробежного литья (работа на центробежных машинах) определяются комплексом производственных факторов, таких, как уровень шума (84–92 дБ), запыленность воздуха рабочей зоны (в основном в пределах ПДК, а при использовании противопопригарных покрытий изложниц – превышение допустимых в 1,3–1,8 раза), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (как правило, в пределах допустимых величин), температура воздуха (превышение допустимой на 4–8 °С), интенсивность тепловых излучений (превышение в 1,9–3,2 раза). По тяжести и напряженности трудового процесса вышеуказанные профессии оцениваются 2-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать стойкие функциональные изменения в организме, приводящими в большинстве случаев к увеличению производственно-обусловленной заболеваемости.

Рабочее место наждачника, чистильщика литья оценивается комплексом производственных факторов, определяющих условия труда на обрубочно-очистном участке, в который входят уровень шума (в основном 86–91 дБ, а при использовании наждачных станков и шлифовальных машинок – 92–97 дБ), уровень локальной вибрации (превышение допустимой на 2–5 дБ), запыленность воздуха (превышение ПДК в 2,4–5,3 раза), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (в пределах ПДК), температура воздуха на рабочих местах указанных профессий находится в пределах допустимых значений. По тяжести и напряженности трудового процесса вышеуказанные профессии оцениваются 3-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут привести к развитию профессиональных заболеваний легкой и средней степеней тяжести.

В комплекс производственных факторов, определяющих условия труда работающих на участках цеха цветного литья (транспортировщик в литейном производстве, слесарь-ремонтник, слесарь-электрик по ремонту электрооборудования), входят уровень шума (в основном 82–87 дБ), запыленность воздуха рабочей зоны и содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (как правило, в пределах допустимых значений), температура воздуха (превышение допустимой на 2–4 °С), интенсивность тепловых излучений (превышение в 1,2–1,5 раза в зависимости от нахождения на рабочих местах различных профессий). По тяжести и напряженности трудового процесса вышеуказанные профессии оцениваются 1-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать функциональные изменения в организме.

В комплекс производственных факторов, определяющих условия труда работающих на участках цеха цветного литья (контролер в литейном производстве, мастер, инженер-технолог), входят уровень шума (в основном 82–86 дБ), запыленность воздуха рабочей зоны и содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (как правило, в пределах допустимых значений), температура воздуха (превышение допустимой на 2–4 °С), интенсивность тепловых излучений (превышение в 1,1–1,4 раза в зависимости от нахождения на рабочих местах различных профессий). По тяжести и напряженности трудового процесса вышеуказанные профессии оцениваются 1-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать функциональные изменения в организме.

Таким образом, комплексная оценка условий труда на рабочих местах цеха цветного литья должна проводиться при учете всех этапов применяемых технологических процессов, типов используемого литейного оборудования, времени нахождения в различных условиях и воздействия всего комплекса производственных факторов, тяжести и напряженности трудового процесса. Это позволит разработать и реализовать мероприятия по улучшению условий труда работающих в литейном производстве и объективно определить право работающих на пенсию по возрасту за работу с особыми условиями труда, право работника на дополнительный отпуск за работу с вредными и (или) опасными условиями труда, право работающих на сокращенную продолжительность рабочего времени и на оплату труда в повышенном размере путем установления доплат за работу с вредными и (или) опасными условиями труда.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-125-128>
УДК 621.74:658.34

Поступила 05.12.2019
Received 05.12.2019

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ТРУДА РАБОТАЮЩИХ В ТЕРМИЧЕСКИХ ЦЕХАХ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Тел. +375 29-669-30-98

Приведены результаты исследования условий труда работающих в термических цехах. Показано, что основными производственными факторами условий труда являются шум, вибрация, запыленность, загазованность, температура воздушной среды, интенсивность инфракрасного (теплого) излучения, тяжесть и напряженность трудового процесса.

Результаты проведенных исследований показали, что на всех рабочих местах отмечаются превышения допустимых значений по шуму, содержанию вредных веществ в воздухе рабочей среды, интенсивности инфракрасного (теплого) излучения и температуре воздуха. Отмечено, что выполняемые работы по тяжести и напряженности трудового процесса могут негативно влиять на здоровье работающих.

Ключевые слова. Условия труда, шум, вибрация, пыль, вредные вещества, микроклимат, термический цех.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Исследование условий труда работающих в термических цехах / А. М. Лазаренков // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 125–128. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-125-128>.

A STUDY OF WORKING CONDITIONS IN THE HEAT-TREATING WORKSHOPS

A. M. LAZARENKOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Tel. +375 29-669-30-98

The results of the study of working conditions in heat-treating workshops are presented. It is shown that the main production factors of working conditions are noise, vibration, dust, gas, air temperature, the intensity of infrared (thermal) radiation, the severity and intensity of the labor process.

The results of the conducted research have shown that all workplaces have exceeded the permissible values for noise, the content of harmful substances in the air of the working environment, the intensity of infrared (thermal) radiation and the air temperature. It is noted that the work performed due to the severity and intensity of the labor process can negatively affect the health of employees.

Keywords. Working conditions, noise, vibration, dust, harmful substances, microclimate, heat-treating workshop.

For citation. Lazarenkov A. M. A study of working conditions in the heat-treating workshops. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 125–128. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-125-128>.

Условия труда работающих в термических цехах определяются следующими факторами производственной среды: шумом, вибрацией, запыленностью, загазованностью, температурой воздушной среды, интенсивностью инфракрасного (теплого) излучения, тяжестью и напряженностью трудового процесса. Оценку факторов производственной среды, тяжести и напряженности трудового процесса проводили путем сопоставления полученных в результате измерений и исследований их фактических величин с гигиеническими нормативами.

В таблице приведены результаты проведенных исследований параметров производственной среды и комплексной оценки условий труда работающих в цехах термической обработки металлов. Учитывая, что в цехах термической обработки металлов используется значительное количество технологических процессов, в таблице указаны усредненные значения параметров условий труда. Поэтому необходимо на практике учитывать применяемые технологические процессы и производственное оборудование, характер производства и другие факторы, определяющие отдельно взятые подразделения цехов термической обработки металлов.

Характеристика условий труда работающих в термических цехах

Профессия работающего	Факторы условий труда на рабочих местах						тяжесть и напряженность трудового процесса
	производственные факторы (превышение допустимых значений)						
	шум, дБ	вибрация, дБ	пыль, раз	вредные вещества, раз	инфракрасные излучения, раз	температура воздуха, °С	
Термист (на печах)	4–9	–	–	1,2–1,6	1,7–3,1	3–7	Могут вызвать функциональные изменения в организме
Термист на установках ТВЧ	2–7	–	–	1,1–1,3	1,2–1,8	2–4	
Термист (на соляных ваннах)	2–6	–	–	1,3–1,8	2,2–3,6	5–9	Могут вызвать стойкие функциональные изменения в организме, приводящими в большинстве случаев к увеличению производственно-обусловленной заболеваемости
Чистильщик металла, отливок, изделий и деталей	5–10	1–2	1,7–2,6	–	–	1–3	
Правильщик на машинах	8–12	2–4	–	–	–	–	Могут привести к развитию профессиональных заболеваний легкой и средней степеней тяжести
Огнеупорщик	2–5	–	1,3–2,2	1,2–1,6	–	4–8	Могут вызвать функциональные изменения в организме
Пирометрист	1–6	–	–	1,1–1,4	1,6–2,7	4–9	
Транспортировщик	1–5	–	–	1,1–1,5	1,8–2,9	5–9	
Контролер по термообработке	2–7	–	–	1,3–1,7	1,5–2,4	3–5	
Слесарь-ремонтник, наладчик оборудования и агрегатов в термообработке, электромонтер по ремонту и обслуживанию электрооборудования, монтажник санитарно-технических систем и оборудования	2–7			1,3–1,9	1,6–2,6	4–7	Могут привести к развитию профессиональных заболеваний легкой и средней степеней тяжести
Мастер участка, мастер по ремонту оборудования, энергетик цеха, механик цеха	1–6	–	–	1,2–1,6	1,2–1,8	2–5	Могут вызвать функциональные изменения в организме

Термист, работающий на загрузке и выгрузке деталей из печей и ванн с применением ручного труда, обслуживает различные термические печи (цементации, шахтные закалочные, нагревательные и др.). В комплекс производственных факторов, определяющих условия труда термиста на печах, входят уровень шума (84–89 дБ при работе дробеструйных и пескоструйных установок, допустимый уровень 80 дБ), уровень общей вибрации (42–46 дБ при норме 50 дБ), запыленность воздуха рабочей зоны (без превышения ПДК), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (превышение ПДК оксида углерода и оксидов азота в 1,2–1,6 раза), микроклимат (превышение температуры воздуха рабочей зоны на 3–7 °С и интенсивности теплового излучения в 1,7–3,1 раза за счет работы у термических печей и от нагретых деталей). По тяжести и напряженности трудового процесса профессия термиста оценивается 1-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать функциональные изменения в организме.

Рабочее место термиста, работающего на цианистых и свинцовых ваннах и с расплавленными солями, характеризуется наличием таких производственных факторов, как уровень шума (82–86 дБ), запыленность воздуха рабочей зоны (без превышения ПДК), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (превышение ПДК вредных веществ, которые выделяются от ванн с солями и при закалке нагретых деталей в масле в 1,3–1,8 раза), микроклимат (превышение температуры воздуха рабочей зоны на 5–9 °С и интенсивности теплового излучения в 2,2–3,6 раза за счет работы у ванн с солями и от нагретых деталей). По тяжести и напряженности трудового процесса профессия термиста оценивается 2-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать стойкие функциональные изменения в организме, приводящими в большинстве случаев к увеличению производственно-обусловленной заболеваемости.

В комплекс производственных факторов, определяющих условия труда термиста на установках токов высокой частоты, входят уровень шума (82–87 дБ в зависимости от выполняемой операции), запыленность воздуха рабочей зоны (превышения ПДК не выявлено), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (превышение ПДК оксида углерода и оксидов азота в 1,1–1,3 раза), микроклимат (превышение температуры воздуха рабочей зоны на 2–4 °С и интенсивности теплового излучения в 1,3–1,8 раза от нагретых деталей). По тяжести и напряженности трудового процесса профессия термиста оцени-

вается 1-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать функциональные изменения в организме.

На рабочем месте чистильщика металла, отливок, изделий и деталей в комплекс производственных факторов, определяющих условия труда этой профессии, входят уровень шума (85–90 дБ при работе у дробеструйных и пескоструйных установок), уровень общей технологической вибрации (51–52 дБ за счет нахождения у работающих установок), запыленность воздуха рабочей зоны (превышение допустимых значений в 1,7–2,6 раза при работе у дробеметных установок), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ и параметры микроклимата находятся в пределах допустимых значений. По тяжести и напряженности трудового процесса профессия чистильщика металла, отливок, изделий и деталей оценивается 2-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать стойкие функциональные изменения в организме, приводящими в большинстве случаев к увеличению производственно-обусловленной заболеваемости.

Условия труда на рабочем месте правильщика на машинах определяются комплексом производственных факторов, таких, как уровень шума (88–92 дБ при правке деталей на прессе и вручную), уровень общей технологической вибрации в пределах допустимых уровней, а локальной вибрации превышает допустимые значения на 2–4 дБ, запыленность воздуха рабочей зоны, содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ и параметры микроклимата находятся в пределах допустимых величин. По тяжести и напряженности трудового процесса профессия чистильщика металла, отливок, изделий и деталей оценивается 2-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать стойкие функциональные изменения в организме, приводящими в большинстве случаев к увеличению производственно-обусловленной заболеваемости.

Рабочее место огнеупорщика оценивается комплексом производственных факторов, определяющих условия труда на участке, в который входят уровень шума (82–85 дБ), уровень общей технологической вибраций (находится в пределах допустимого), запыленность воздуха (превышение ПДК в 1,3–2,2 раза при теске кирпичей и ремонте термических печей), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (превышение ПДК в 1,2–1,6 раза за счет образования на участке термообработки вредных веществ – оксида углерода и оксидов азота), микроклимат (превышение допустимых значений температуры воздуха на 4–9 °С при выполнении работ по ремонту термических печей). По тяжести и напряженности трудового процесса профессия термиста оценивается 1-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать функциональные изменения в организме.

В комплекс производственных факторов, определяющих условия труда работающих на участках цеха термической обработки металлов (слесарь-ремонтник, электромонтер по ремонту и обслуживанию электрооборудования, монтажник санитарно-технических систем и оборудования, наладчик оборудования агрегатов в термообработке, контролер по термообработке), входят уровень шума (82–87 дБ при работе технологического оборудования, наждачных и сверлильных станков и ручного инструмента), запыленность воздуха рабочей зоны (в пределах ПДК), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (превышение допустимых значений в 1,2–1,7 раза по оксиду углерода и оксидам азота), температура воздуха (превышение допустимых величин на 3–6 °С при нахождении у термических печей и около нагретых деталей) и интенсивность тепловых излучений (превышение допустимых значений в 1,4–2,3 раза при нахождении около источников тепловых излучений). По тяжести и напряженности трудового процесса профессия термиста оценивается 1-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать функциональные изменения в организме.

В комплекс производственных факторов, определяющих условия труда работающих на участках цеха термической обработки металлов (мастер участка, мастер по ремонту оборудования, механик цеха, энергетик цеха, начальник цеха, заместители начальника цеха по производству и подготовке производства), входят уровень шума (81–86 дБ), запыленность воздуха рабочей зоны (в пределах ПДК), содержание в воздухе рабочей зоны вредных веществ (превышение допустимых значений в 1,2–1,6 раза по оксиду углерода и оксидам азота), температура воздуха (превышение допустимых величин на 2–5 °С при нахождении у термических печей и около нагретых деталей) и интенсивность тепловых излучений (превышение допустимых значений в 1,2–1,8 раза при нахождении около источников тепловых излучений). По тяжести и напряженности трудового процесса профессия термиста оценивается 1-й степенью класса с вредными условиями труда, которые могут вызвать функциональные изменения в организме.

Таким образом, при комплексной оценке условий труда на рабочих местах цехов термической обработки металлов необходимо учитывать все этапы применяемых технологических процессов, типов ис-

пользуемого оборудования, времени нахождения в различных условиях и воздействия всего комплекса производственных факторов, тяжести и напряженности трудового процесса, чтобы разработать и реализовать мероприятия по улучшению условий труда работающих.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-129-132>
УДК 621.74:658.382

Поступила 05.12.2019
Received 05.12.2019

ИССЛЕДОВАНИЕ МАСШТАБОВ ЗАГРЯЗНЕНИЯ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ ВЫБРОСАМИ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65. Тел. +375 29-669-30-98

Приведены результаты исследования выбросов вредных веществ от источников литейных цехов с различным характером производства, определено долевое участие участков литейных цехов в выбросах, проведены расчеты рассеивания вредных веществ в близкорасположенных жилых массивах и на территории предприятий по оценке чистоты воздуха, забираемого в системы приточной вентиляции.

Оценка долевого участия литейных цехов в загрязнении окружающей среды машиностроительными предприятиями показала, что они составляют по пыли около 82%, оксиду углерода – около 60, диоксиду азота – около 70, фенолу, формальдегиду и др. – около 93%.

Ключевые слова. Литейный цех, источники выбросов, окружающая среда, вредные вещества, характер производства.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Исследование масштабов загрязнения окружающей среды выбросами литейного производства / А. М. Лазаренков // *Литье и металлургия*. 2020. № 1. С. 129–132. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-129-132>.

RESEARCH ON THE EXTENT OF ENVIRONMENTAL POLLUTION BY FOUNDRY EMISSIONS

A. M. LAZARENKOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
Tel. +375 29-669-30-98

The results of the study of emissions of harmful substances from sources of foundries with different production patterns are given, the share of foundry shops in emissions is determined, calculations of dispersion of harmful substances in the atmosphere are made, and air pollution is estimated in nearby residential areas and enterprise territories.

The assessment of the share of foundries in environmental pollution by machine-building enterprises showed that they make up about 82% of dust, about 60% of carbon oxide, about 70% of nitrogen dioxide, about 93% of phenol, formaldehyde, etc.

Keywords. Foundry, sources of emissions, environment, harmful substances, nature of production.

For citation. Lazarenkov A. M. Research on the extent of environmental pollution by foundry emissions. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 129–132. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-1-129-132>.

Для оценки масштабов загрязнения окружающей среды были проведены исследования выбросов вредных веществ от источников литейных цехов с различным характером производства, определено долевое участие участков литейных цехов в выбросах, проведены расчеты рассеивания вредных веществ в атмосфере, оценка загрязнения воздуха близкорасположенных жилых массивов и территории предприятий.

Исследования проводили по всем удаляемым из помещений литейных цехов вредным веществам с учетом применяемых технологических процессов, используемого оборудования и характера производства. В табл. 1 приведены результаты оценки распределения выбросов вредных веществ в окружающую среду по участкам литейных цехов.

Изучение результатов исследований показало, что основными источниками пыли в литейных цехах являются плавильно-заливочные (в среднем 51,2%), обрубочно-очистные (19,3%), смесеприготовительные (7,8%) и выбивные (8,2%) участки. При этом значительные количества выбрасываемой пыли отмечаются в плавильно-заливочных отделениях литейных цехов мелкосерийного производства (около 67%), где в качестве плавильных агрегатов применяются вагранки открытого типа. Совершенно иная картина имеет место в цехах массового производства (около 39%), где плавильные агрегаты (вагранки, электродуговые печи) снабжены эффективными системами очистки.

Таблица 1. Распределение выбросов вредных веществ в атмосферу по участкам литейных цехов

Характер производства литейных цехов	Валовые выбросы вредных веществ по участкам литейных цехов, %						
	шихтовый	плавильно-заливочный	смесеприготовительный	стержневой	формовочный	выбивной	термообрубной
<i>Пыль</i>							
Массовый	3,42	39,08	9,74	6,34	5,98	10,86	24,58
Серийный	3,06	51,67	7,62	4,41	4,38	7,73	21,13
Мелкосерийный	2,89	66,71	5,94	2,73	3,62	5,90	12,21
<i>Углерода оксид</i>							
Массовый	3,14	64,56	0,71	4,12	0,74	6,78	19,95
Серийный	2,52	73,98	1,09	2,58	1,08	5,72	13,03
Мелкосерийный	1,36	82,86	1,34	1,09	1,34	4,58	7,43
<i>Азота диоксид</i>							
Массовый	0,76	70,12	0,66	6,34	2,06	1,98	18,08
Серийный	0,54	77,84	0,40	4,91	3,19	2,18	10,94
Мелкосерийный	0,31	84,98	0,27	3,07	4,13	2,26	4,98
<i>Фенол + формальдегид</i>							
Массовый		4,27	3,20	90,87	0,38	1,28	
Серийный		4,88	3,86	88,99	0,44	1,83	
Мелкосерийный		5,71	4,88	86,05	0,62	2,76	

Значительными источниками пыли в цехах массового производства являются обрубочно-очистные отделения, которые выбрасывают в атмосферу около 25% всей пыли при высоком коэффициенте загрузки очистного оборудования, и смесеприготовительные отделения (около 10%), где осуществляются подготовка формовочных материалов и приготовление смесей.

Основной источник выброса оксида углерода в литейных цехах – вагранки, на которые приходится более 80% выбросов плавильно-заливочных отделений. Причем на долю этих отделений приходится 73,8% выбросов оксида углерода от всех источников литейных цехов. При этом характер производства литейного цеха оказывает незначительное влияние, а только определяется типом используемых плавильных агрегатов. Применение электроплавильных печей в сталелитейном цехе массового производства снизило долю выбрасываемого отделением оксида углерода до 20%, а основная масса выброса оксида углерода приходится на заливочные конвейеры и охлаждающие кожуха (около 50%). В цехах массового производства от газовых печей отжига термообрубного отделения выбрасывается около 20% оксида углерода.

Источниками выброса диоксидов азота в литейных цехах являются плавильные агрегаты, заливочные конвейеры и охлаждающие кожуха, на долю которых приходится в среднем около 78% выбрасываемых в атмосферу диоксида азота.

Выбросы фенола, формальдегида, фурфурола, фурилового и метилового спирта и других веществ приходится в основном на стержневые участки (около 87%), на которых основными источниками являются стержневые автоматы по нагреваемой оснастке.

В табл. 2 показано распределение выбросов литейных цехов с различным характером производства и в целом по всем литейным цехам по вредным веществам. Из таблицы следует, что в литейных цехах с увеличением уровня механизации и автоматизации доля пыли, азота диоксида, фенола, формальдегида в выбросах возрастает.

Таблица 2. Распределение выбросов вредных веществ в атмосферу по литейным цехам с различным характером производства

Вредные вещества	Валовые выбросы, %, от цехов с характером производства			
	общие по всем цехам	массовым	серийным	мелкосерийным
Пыль	8,69	11,49	8,83	5,75
Углерода оксид	84,56	80,12	85,22	88,33
Азота диоксид	0,99	1,41	0,89	0,67
Серы диоксид	1,02	0,49	1,14	1,42
Фенол, формальдегид	0,63	0,94	0,59	0,36
Другие вещества	4,11	5,55	3,33	3,47

Оценка долевого участия литейных цехов в общих выбросах предприятий в целом показала, что они составляют по пыли около 82%, оксиду углерода – около 60, диоксиду азота – около 70, фенолу, формальдегиду и др. – около 93%.

Таким образом, от источников литейных цехов в окружающую среду выбрасывается значительное количество вредных веществ. Степень улавливания вредных веществ очистными установками не достаточна, очистное оборудование используется в основном для очистки выбрасываемых газов от пыли.

Результаты проведенных исследований позволили сделать вывод о том, что источники выброса вредных веществ литейных цехов оказывают значительное влияние на загрязнение окружающей среды, степень которого в основном определяется выбросами плавильно-заливочных, термообрубных, выбивных и стержневых участков. При этом масштабы загрязнения зависят в значительной степени от используемых плавильных агрегатов, технологических процессов изготовления стержней и термической обработки отливок, а также от характера производства.

Совершенствование технологических процессов, применение высокоэффективных систем газоочистки позволяют в значительной мере уменьшить размеры промышленных выбросов в воздушный бассейн, однако полностью уловить пылегазообразные примеси в отходящих газах практически невозможно и выделение в атмосферу некоторой части вредных веществ пока еще неизбежно. Поэтому для снижения концентрации вредных веществ в приземном слое атмосферы до предельно допустимых концентраций пылегазовые выбросы подвергаются рассеиванию в атмосфере. На процесс рассеивания выбросов существенное влияние оказывают состояние атмосферы, расположение предприятий, характер местности, физические свойства выбросов, параметры источника выброса и др.

Для литейных цехов, выбранных в качестве объектов для исследований, были выполнены (по данным инвентаризации вентиляционных выбросов) расчеты рассеивания вредных веществ вблизи расположенных жилых районов, а также на территории предприятия по оценке чистоты воздуха, забираемого в системы приточной вентиляции. Анализ полученных результатов показал, что источники литейных цехов загрязняют воздушную среду санитарно-защитной зоны вредными веществами в концентрациях, превышающих максимально разовые предельно допустимые концентрации. Так, на границе санитарно-защитной зоны и территории предприятия наблюдаются превышения ПДК по пыли до 3,8 раз, по группе суммации – до 1,6 раза, по оксиду углерода – до 1,3 раза.

При рассеивании выбросов вредных веществ литейных цехов с массовым характером производства, в которых в качестве плавильных агрегатов используются вагранки, создается несколько иная картина. Например, на границе санитарно-защитной зоны с территорией завода отмечены превышения по пыли до 2 раз, по группе суммации – до 1,9, по оксиду углерода – до 1,2, по фенолу – до 1,7 раза. Меньшие концентрации пыли и оксида углерода объясняются рассеиванием этих веществ в атмосфере за счет более высоких источников выброса (вагранки). Возрастание по группе суммации и фенолу происходит за счет источников стержневого участка цеха, где используются смеси на основе фенолформальдегидных смол, а система улавливания и нейтрализации отходящих газов не предусмотрена.

Результаты расчета рассеивания вредных веществ в приземном слое санитарно-защитной зоны от источников литейных цехов серийного производства показывают, что имеют место превышения максимально разовых ПДК только по группе суммации в 1,2 раза и по пыли – в 1,4 раза. В селитебной зоне наблюдаются превышения ПДК только по группе суммации в 1,2 раза. Такое положение определяется применяемыми плавильными агрегатами (вагранки открытого типа) и стержневыми смесями на основе фенольных связующих.

Аналогичное положение отмечается и при расчете рассеивания вредных веществ от источников литейного цеха мелкосерийного производства.

Установлено, что от источников литейных цехов серийного и мелкосерийного производства небольшой производительности (до 15 тыс. т/год) незначительные превышения допустимых концентраций наблюдаются только в санитарно-защитной зоне.

На крупных предприятиях имеется, как правило, несколько литейных цехов. Так, были проведены расчеты рассеивания вредных веществ на одном из рассматриваемых предприятий, где имеются пять литейных цехов (сталелитейных, чугунолитейных). Поэтому интерес представляло суммарное влияние этих цехов на загрязнение окружающей среды. Результаты рассеивания выбросов вредных веществ группы суммации (углерода оксид + азота диоксид + ангидрид сернистый + фенол) от источников всех литейных цехов с общим выпуском порядка 140 тыс. т литья в год показали, что в санитарно-защитной

зоне наблюдаются превышения максимально разовых ПДК по всем выбрасываемым веществам, а в санитарно-защитной зоне только по пыли – до 2 раз, по группе суммации – до 1,5 раз, по фенолу – до 1,2 раза.

При изучении результатов расчетов рассеивания выбросов вредных веществ в окружающей среде было обращено внимание на то, что в ряде случаев проектировщиками микрорайонов не соблюдаются нормативные положения и жилые зоны располагаются в санитарно-защитных зонах. Поэтому в жилых зонах возле практически всех рассматриваемых предприятий отмечены превышения ПДК по ряду выбрасываемых веществ.

Расчеты рассеивания вредных веществ от источников литейных цехов на территории предприятия проводили исходя из положения о том, что содержание вредных веществ в подаваемом в помещения цехов свежем воздухе не должно превышать 0,3 ПДК этих веществ для рабочих мест. Результаты проведенных расчетов для литейных цехов с массовым характером производства показали, что концентрации выбрасываемых вредных веществ у корпусов литейных цехов превышают 0,3 ПДК: по пыли – от 1,4 до 2,2 раз, по группе суммации – от 1,2 до 1,6 раза, по оксиду углерода – до 1,4 раза, по фенолу – до 1,2 раза. Отличие отмечается в концентрациях пыли, что объясняется различием в высоте источников выброса вредных веществ (в основном плавильные агрегаты).

Данный факт необходимо учитывать при организации приточной вентиляции, так как свежий воздух забирается, как правило, непосредственно у корпусов цехов. Поэтому в приточной части вентиляции следует предусматривать системы очистки подаваемого воздуха от вредных веществ.

Результаты расчетов рассеивания выбросов вредных веществ в атмосфере подтвердили вывод о влиянии выбрасываемых вредных веществ на здоровье людей, проживающих в близрасположенных районах. Причем, по данным санитарно-эпидемиологических служб, заболеваемость жителей промышленных районов выше на 17–26%.

Оценка выбросов вредных веществ в окружающую среду показала, что наибольшее количество выбросов приходится на оксид углерода и пыль, основная их масса – на источники плавильно-заливочных, термообрубных и выбивных участков, а основными источниками выделения пыли являются плавильные агрегаты, выбивное, смесеприготовительное и очистное оборудование; оксида углерода, диоксидов азота – плавильные агрегаты, сушильные и термические печи; фенола, формальдегида, фурфурола и др. – оборудование стержневого участка, залитые формы. Оценка долевого участия литейных цехов в загрязнении окружающей среды машиностроительными предприятиями показала, что они составляют по пыли около 82%, оксиду углерода – около 60, диоксиду азота – около 70, фенолу, формальдегиду и др. – около 93%.

О СТРАНИЦАМ ЖУРНАЛОВ

ПО СТРАНИЦАМ ЗАРУБЕЖНОЙ ПРЕССЫ

BRITISH STEEL СОБИРАЕТСЯ ОБЪЯВИТЬ О СДЕЛКЕ С КИТАЙСКОЙ ФИРМОЙ JINGYE GROUP

Китайская фирма Jingye Group (Цзинье) планирует купить фирму **British Steel** (Британская сталь) за 70 млн. фунтов стерлингов. При осуществлении сделки Великобритания будет помогать в получении кредитных гарантий и оказывать другую финансовую поддержку.

Британская Сталь продолжает работать с участием правительства через государственного арбитражного управляющего с мая 2019 года, когда компания объявила о банкротстве. Помимо того, что на предприятиях в городах Сканторпе и Тиссайде работают 4000 человек, **British Steel** обеспечивает еще 20 тыс. рабочих мест в цепочке поставок и еще 1000 связанных рабочих мест базируются во Франции и Нидерландах, они тоже включены в заключаемую сделку.

Ожидается, что соглашение о сделке будет подписано, но что компания будет продолжать управляться через государственного арбитражного управляющего по крайней мере в течение месяца, прежде чем будет передана новому владельцу.

British Steel обеспечивает 1/3 всего производства стали в Великобритании, в основном на предприятиях в Сканторпе, где фирма является крупнейшим работодателем города.

По заявлению генерального директора UK Steel господина Гарета Стейтса, **British Steel** производит высококачественные рельсы и тяжелые секции, т. е. балки, которые китайская фирма Цзинье не производит. Это позволяет не только увеличить количество изделий, которые Jingye могла бы выпустить, но и обеспечивает фирме точку опоры в Великобритании.

Для фирмы Jingye покупка должна принести некоторые ценные технологии и новые производственные линии. Этот плюс должен быть проанализирован с учетом потребностей в инвестициях в Сканторпе; если, как сообщалось, Jingye планирует увеличить производство, инвестиции при реконструкции составят примерно 500 млн. фунтов стерлингов.

Хотя Jingye Group обещала увеличить производство, она также предупредила, что расходы могут быть сокращены. Китайская группа намерена увеличить производство в Сканторпе с 2,5 до более чем 3 млн т в год.

Британская промышленность борется за выживаемость уже несколько лет на фоне заявлений о том, что Китай наводняет рынок дешевой сталью. В 2016 г. ЕС ввел ввозные тарифы до 73,7% на китайскую сталь после того, как приток дешевого импорта из Азии вынудил европейских производителей сократить рабочие места и снизить цену.

Фирма Цзинье насчитывает 23 500 сотрудников, имеет свои предприятия по производству стали и железа, также занимается туризмом, гостиницами и недвижимостью.

Общая сумма зарегистрированных активов компании составляет 39 млрд юаней (4,4 млрд фунтов стерлингов). По данным сайта, Jingye Group заняла 217-е место среди 500 крупнейших предприятий Китая в 2019 году.

Фирма продает свою продукцию по всей стране и экспортирует ее в более чем 80 стран и регионов. Продукты Jingye были использованы в крупных проектах, таких, как Пекинский международный аэропорт Дасин и подземная система в Шицзячжуане.

Источник: Журнал Всемирной организации литья «Foundry Trade Journal», сентябрь 2019 г.

АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ ПЕРЕШЕЛ КРИТИЧЕСКУЮ ОТМЕТКУ 500 МПа ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ НА РАСТЯЖЕНИЕ

A20x, алюминиевый порошковый сплав, разработанный и запатентованный британской фирмой по литейному производству Aeromet International, получил статус одного из самых эффективных порошков

для производства присадок к алюминию, доступных на рынке, после превышения ключевой отметки предела прочности на растяжение в 500 МПа (мегапаскалы).

В рамках недавнего исследовательского проекта с участием Rolls-Royce и специализированной фирмы по аддитивному технологическому оборудованию Renishaw термообработанные детали, изготовленные с использованием порошкового сплава A20X, достигли предела прочности при растяжении 511 МПа, предела текучести 440 МПа и относительного удлинения 13%, что ставит порошок в авангарде производства высокопрочных алюминиевых присадок.

Важно отметить, что детали, изготовленные из данного порошка, сохраняют высокие прочностные и усталостные свойства даже при повышенных температурах, превосходя другие ведущие алюминиевые порошки.

Майк Бонд, директор по передовым технологиям материалов компании Aeromet, заявил: «С момента выхода сплава A20X на рынок для аддитивного производства пять лет назад мы стали свидетелями значительного внедрения для высокопрочных, критически важных для дизайна приложений. Работая с Rolls-Royce, Renishaw и PSI, мы оптимизировали параметры обработки, что привело к рекордным результатам, открыв новые возможности проектирования для аэрокосмических и передовых инженерных приложений».

Проект HighSAP поддерживается национальной программой эксплуатации аэрокосмических технологий Великобритании (NATEP). Порошок для аддитивного производства получают из литейного сплава A20X, самого прочного в мире алюминиевого литейного сплава, который используется глобальной сетью ведущих поставщиков аэрокосмического литья.

Aeromet International является ведущим поставщиком литых металлических деталей для мировой аэрокосмической и оборонной промышленности. Он обеспечивает деталями основных производителей, включая Airbus, Boeing, BAE Systems и Rolls-Royce, от компонентов двигателя и топливной системы до крыльев и дверей.

Источник: www.a20x.com/powder <http://www.aeromet.co.uk>

НОВОЕ ПАРТНЕРСТВО ФИРМЫ «NORICAN GLOBAL A/S»

Фирма «Norican Global A/S», одна из ведущих по производству улучшенных металлических изделий, вступила в эксклюзивное промышленное партнерство с фирмой «DataProphet», мировым лидером в области искусственного интеллекта (ИИ) для промышленности, с целью применения ИИ в реальном литейном производстве.

Партнерство создано после осуществления в течение последних 12 месяцев ряда совместных инновационных проектов, реализованных с фирмой DISA, входящей в Norican brand и занимающейся технологией производства экологически чистого («зеленого») песка. Результаты этих проектов уже готовы для внедрения и первое коммерческое приложение ИИ, разработанное в рамках сотрудничества, планируется запустить в производство через несколько месяцев.

Андерс Вильхельм, генеральный директор Norican Group, заявил: «Мы знаем литейное производство, а фирма «DataProphet» действительно хорошо знает ИИ. Вместе мы сможем быстрее внедрять в литейное производство практические ИИ-приложения, которые окажут ощутимое влияние на наших клиентов уже сейчас, а не в отдаленном будущем. В DataProphet мы нашли партнера, который разделяет наше прагматичное отношение и нашу страсть к тому, чтобы помочь литейным заводам работать еще более продуктивно и со сбережением ресурсов. Мы начали с приложений для DISA, но скоро перейдем к полному портфелю наших брендов и за его пределами.»

Франс Кронье, генеральный директор и соучредитель «DataProphet», добавляет: «Мы впервые столкнулись с DISA, когда работали над проектом с перспективным литейным заводом в Южной Африке, где мы помогли сократить дефекты на 40% в течение 24 месяцев и достигли 0% дефектов в течение трех месяцев. Тесное сотрудничество с производителем оборудования, обладающим глубоким опытом компании DISA, позволяет нам внести существенный вклад в работу компании. Команда DISA понимает, где искать наибольшие выгоды, какие данные собирать и использовать, какие проблемы решать в первую очередь. Слишком часто ИИ -это решение без конкретных проблем; вместе мы можем сделать его мощным инструментом, который решает реальные операционные проблемы.»

Новые приложения ИИ, разработанные в рамках партнерства, будут доступны не только для других брендов «Norican» (Italpresse Gauss для литья под давлением, StrikoWestofen для высококачественной

технологии печей и Wheelabrator для подготовки поверхности), но и будут работать с оборудованием, не принадлежащим Norigan.

Источник: «Foundry Planet», январь 2020 г.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ТЯЖЕЛОГО СТАЛЬНОГО ЛИТЬЯ

Представлена оптимизация технологии производства тяжелой стальной отливки. Критерием оценки послужил анализ затвердевания выбранных технологических вариантов с использованием программы MAGMASOFT.

Цель исследования – определение влияния охлаждения на затвердевание опорных роликов стального литья для повышения выхода годных, сокращения общего времени затвердевания и улучшения механических свойств поверхности боковой стенки, являющейся рабочей поверхностью данного литья.

Представленные исследования являются частью большого проекта, посвященного новому подходу к применению холода в процессе производства стальных отливок. Выполнение исследований позволило участникам создать оптимальное технологическое решение, которое применяется при процессе литья.

Источник: журнал Всемирной организации литья «Foundry Trade Journal», июль–август 2019 г.

ТРИ РАЗРАБОТКИ В ОБЛАСТИ ПРОМЫШЛЕННОЙ БЕЗОПАСНОСТИ

Повышение производительности труда – не единственное преимущество «Индустрии 4.0». Сосредоточение внимания на мониторинге производства в режиме реального времени и связанных технологиях позволило руководителям предприятий уделять больше внимания здоровью и безопасности своего персонала. Джонатан Уилкинс, директор отдела фирмы «EU Automation», объясняет три способа, которыми технология «Индустрии 4.0» может улучшить промышленную безопасность.

В 2016/2017 году Исполнительный директор по охране труда и технике безопасности (HSE) Великобритании получил более 70 000 сообщений от работодателей о несмертельных травмах. В 2018 году был опубликован новый стандарт по охране труда ISO 45001, призванный сократить этот ежегодный показатель. Он требует, чтобы работодатели принимали надлежащие превентивные меры для обеспечения безопасности.

Благодаря «Индустрии 4.0» теперь доступна технология, которая позволяет лучше контролировать здоровье работающих и избегать травм и болезней.

Подключение работающих к системе

Средства индивидуальной защиты (СИЗ) могут подключаться к заводским системам через промышленный Интернет вещей (IIoT) для автоматизации управления безопасностью. Например, носимые рабочими датчики могут обнаруживать ненормальное поведение работника, такое, как вход в запретную зону и оповещение руководства и самого работника.

Помимо мониторинга окружающей среды, датчики в СИЗ могут измерять кровяное давление владельца, частоту сердечных сокращений и частоту дыхания, чтобы непосредственно контролировать его здоровье. Это важно для специалистов, которые работают в замкнутых пространствах.

Передача заданий роботам

Из числа сообщений о несмертельных травмах в 2016/2017 году, 22% были вызваны подъемом и перемещением предметов. К счастью, многие задачи по подъему и обработке грузов теперь можно передать роботам. Роботы подходят для работ, требующих повторяющихся физических действий, они могут работать в течение 24 часов в сутки без утомления и поднимать более тяжелые предметы, чем люди, без причинения вреда здоровью.

Собирая все это вместе

Облачное программное обеспечение позволяет производителям интегрировать все технологии создания безопасности в единую платформу, которой можно легко управлять и оптимизировать.

Компания Honeywell использует понятие «подключение работающих» при разработке своего программного обеспечения безопасности. Платформа включает в себя элементы, которые предоставляют автоматизированные голосовые инструкции, чтобы рабочие могли держать свои руки свободными. Платформа также имеет функции управления активами для обеспечения правильной работы всех ориентированных на безопасность СИЗ.

Руководители предприятий должны следить за тем, чтобы их сотрудники не подвергались ненужному риску. Для обеспечения безопасности персонала могут быть внедрены такие технологии, как цифровые СИЗ, робототехника и облачные программы обеспечения безопасности.

Источник: журнал Всемирной организации литья «Foundry Trade Journal», октябрь 2019

НОВОЕ СВЯЗУЮЩЕЕ, ГАРАНТИРУЮЩЕЕ ЧИСТОЕ СЖИГАНИЕ

Компания ExOne представила новое связующее чистого сжигания, CleanFuse, которое позволит в будущем использовать струйную 3D-печать для изготовления точных изделий из таких материалов, как алюминий и титан, очень чувствительных к углеродным остаткам, оставленных связующими в процессе спекания. Патентная формула будет доступна в первом квартале 2020 года. ExOne systems уже проводит струйную печать для шести металлов, в том числе нержавеющей стали 316L, 304L и 17-4PH. Чистое сжигание связующего является ключевым шагом в развитии 3D-печати binder jet для некоторых металлов и керамики.

Струйное введение связующего – это процесс 3D-печати, который использует цифровой файл для быстрого струйного ввода связующего в слой частиц порошка металла, песка или керамики, создавая твердую часть по одному слою за раз при печати металлов, чтобы сплавить частицы вместе в твердый объект. Струйное прессование связующего является быстрым и малоотходным методом изготовления прецизионных металлических деталей. Метод дает возможность применить новые дизайнерские решения. Когда связующие вещества не чисто сгорают во время спекания, остаток может изменить химические свойства и фундаментальные характеристики металлов. Преимущество 3D-печати металлов с помощью CleanFuse – сохранение стабильных характеристик, включая способность к сварке. Это имеет решающее значение для аэрокосмической, автомобильной и оборонной промышленности, где детали собираются в конечное изделие.

Новая фирменная линия связующих

CleanFuse будет частью новой фирменной линейки связующих ExOne Fuse для изготовления точных 3D-печатных сердечников, пресс-форм, инструментов и деталей конечного пользования.

Семейство связующих предохранителей ExOne для металлических и керамических 3D-принтеров включает в себя:

- CleanFuse – высококачественное связующее, не оставляет следов углерода и хорошо работает с металлическими материалами, на которые отрицательно влияет углерод, такими, как алюминий и титан.
- AquaFuse – связующее на водной основе, хорошо работает с различными металлическими материалами.
- Fluid Fuse – универсальное связующее на основе растворителя с низкой вязкостью, хорошо работает с различными металлическими и неметаллическими материалами, включая керамику.
- PhenolFuse – фенольное связующее, наиболее подходящее для печати высокотемпературных материалов, включая неметаллические материалы, такие, как углерод, карбид вольфрама (WC), карбид кремния (SiC) и другие керамические материалы.

Источник: Foundry Planet GmbH, январь 2020 г.

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО БУДУЩЕГО

Утилизация песка – одна из основных задач центра нового современного литейного завода greensand стоимостью 129 млн фунтов стерлингов, строящегося компанией Scania в Швеции. Проект будет осуществляться компанией Omega Sinto Foundry Machinery Ltd.

При работе на полную мощность новый литейный завод утроит объем текущего литейного производства, используя ту же рабочую силу и только 50% сегодняшнего потребления энергии. Он будет работать за счет использования 100% возобновляемой энергии и тепла из формовочной зоны, которые будут повторно использоваться на всей территории объекта. Устойчивость также является важным фактором и с конечным ресурсом, таким, как песок, возможность повторного использования – это обязательное условие для будущего литейного производства, поскольку расходы на вывоз песка и отходов продолжают расти.

Британская компания Omega Sinto Foundry Machinery обеспечила выполнение многомиллионного контракта после тщательного анализа. Оборудование для вторичного истирания Omega Sinto будет способно регенерировать 16 т/ч отработанного песка, быстро и легко транспортировать его на основной

объект холодного бокса Scania для повторного использования. Scania планирует выпускать 90 тыс. т металла в год для отливок головок и блоков цилиндров, используемых в грузовых автомобилях компании.

Завод будет находиться на переднем крае технологии, эффективности и устойчивости, с минимальным воздействием на окружающую среду.

Источник: журнал Всемирной организации литья «Foundry Trade Journal», ноябрь 2019 г.

*Материал подготовил В. Е. Соболев,
Белорусский национальный технический университет*



ОБ УЧИТЕЛЕ

*Чтобы быть учителем,
Недостаточно иметь знание.
Нужно уметь учить и
Использовать учительское призвание.*

*Говорят, что за учение
Нужно платить с кошелька.
Но лучшая плата учителю –
Благодарность ученика.*

*Кто за труды и заботу учителя
Отвечает ему неуважением,
Тот очень плохой человек,
К такому относятся с осуждением.*

*Учителю нужно от ученика
Особое внимание и понимание,
А ученик должен проявлять
В учебе большое старание.*

*Уча учитель учится.
Это творческий процесс.
Он вызывает у ученика
К учению большой интерес.*

*Учить – это тяжкий труд
Ученого, а не любителя.
Поэтому ученик должен
Быть достойным своего учителя.*

ОБ УЧЕНОМ

*Хочешь стать настоящим ученым –
Имей мужество и большое терпение.
Для познания законов мироздания,
Нужны творческий труд и вдохновение.*

*Хочешь открыть законы природы –
Не смотри на большие авторитеты,
Ведь в науке все люди равны:
С ученой степенью, без нее, и поэты.*

*Кто в науке ищет выгоду
Ради личной карьеры,
Становится ученым-чиновником,
И очень плохим инженером.*

*Ученый – это факел познания,
Который рассеивает незнание,
И своим ярким светом
Будит человеческое сознание.*

*Чтобы ученому создать
Хорошее научное произведение,
Нужны не только знания,
Но и творческое умение.*

*Настоящее научное творчество –
Это поэзия души,
Поэтому кредо ученого:
Огонь познания не туши!*

Владимир Стеценко

Владимир Стеценко

Уважаемые господа!

Ежеквартальный научно-производственный журнал «Литье и металлургия» – единственный, издаваемый на территории Республики Беларусь, профессиональный журнал для ученых, инженеров и производственников, работающих в области литейного и металлургического производств.

Журнал выпускается на русском с аннотацией на английском языке, который 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 «Литье и металлургия» 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 размещении рекламы в журнале «Литье и металлургия»

Для Республики Беларусь

Наименование товара (работы, услуги)	Стоимость с НДС (бел. руб.)
На обложке стр. 1, 4 (полноцветная)	619,66
На обложке стр. 2, 3 (полноцветная)	557,69
Внутри журнала формат 1/1 (полноцветная)	418,26
Внутри журнала формат 1/2 (полноцветная)	209,14
Внутри журнала формат 1/1 (черно-белая)	278,84
Внутри журнала формат 1/2 (черно-белая)	139,42

Для СНГ

Наименование товара (работы, услуги)	Стоимость в рос. руб.
На обложке стр. 1, 4 (полноцветная)	21350
На обложке стр. 2, 3 (полноцветная)	19825
Внутри журнала формат 1/1 (полноцветная)	13725
Внутри журнала формат 1/2 (полноцветная)	7625
Внутри журнала формат 1/1 (черно-белая)	7625
Внутри журнала формат 1/2 (черно-белая)	3965

Для дальнего зарубежья

Наименование товара (работы, услуги)	Стоимость в ЕВРО
На обложке стр. 1, 4 (полноцветная)	700
На обложке стр. 2, 3 (полноцветная)	650
Внутри журнала формат 1/1 (полноцветная)	450
Внутри журнала формат 1/2 (полноцветная)	250
Внутри журнала формат 1/1 (черно-белая)	250
Внутри журнала формат 1/2 (черно-белая)	130

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

Основные направления:

- 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

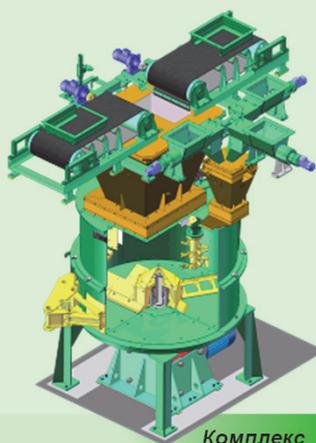
Оборудование для производства стержней



Машина стержневая

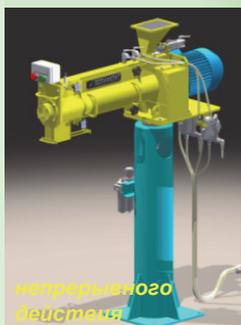


Комплекс стержневой



Комплекс смесеприготовительный

Смесители для приготовления песчано-смоляных смесей



непрерывного действия



периодического действия



Комплекс оборудования для изготовления форм и стержней из ХТС

Оборудование для производства отливок гильз цилиндров



Машина центробежная карусельная



Комплекс оборудования

Оборудование для производства отливок в кокиль



Машина кокильная карусельная



Комплекс кокильный



Машина кокильная специальная (наклонная)

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



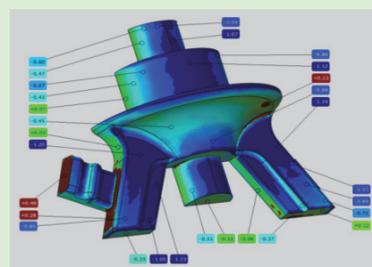
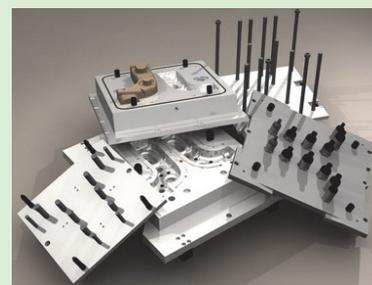
ОАО «БЕЛНИИЛИТ» проектирует и изготавливает сложнопрофильную оснастку для литейного производства с применением станков с ЧПУ.



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, металлическая оснастка;
- 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

Литые детали из износостойких чугунов для узлов дробления центробежных мельниц и строительной техники

Разработаны составы синтетических износостойких хромистых чугунов ИЧХ18ВН и ИЧХ18ВМ и способы их литья в комбинированные и металлические формы (кокили). Время работы деталей, изготовленных из данных чугунов, в 1,5–2 раза больше, чем у существующих аналогов.

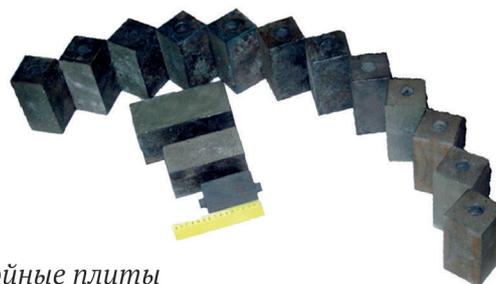
Для центробежных мельниц



Кольцо нижнее



Конус



Отбойные плиты



Конус



Кольцо входное



Подкладные листы



Воронка

Для строительной техники



*Диски бисерной
мельницы*



Лопатки смесителя



Ножи шнека

Антифрикционный силумин

В Институте разработан и запатентован антифрикционный силумин — новый, относительно легкий и износостойкий сплав на основе алюминия, с высокими механическими и триботехническими свойствами. Применяется для замены бронз, латуней и баббитов при изготовлении деталей, работающих в условиях трения скольжения.

Детали из антифрикционного силумина по механическим свойствам и износостойкости превосходят бронзовые в 2–6 раз.

Из силумина изготавливают:

- Направляющие втулок;
- Подшипники скольжения;
- Вкладыши;
- Шестерни червячных колес;
- Поршни гидроцилиндров;
- Другие детали, работающие в условиях трения скольжения.

Технические характеристики:

Твердость, НВ	110–150
Временное сопротивление разрыву, МПа.....	300–450
Относительное удлинение, %	1–5
Допустимая нагрузка (по результатам испытаний), кН	1250
Коэффициент трения скольжения со смазкой	0,05–0,1
Коэффициент трения скольжения при сухом трении	0,12–0,2

Специальная термическая обработка заготовок по ускоренному режиму позволяет получить глобулярные кристаллы кремния и повысить механические и триботехнические свойства деталей. Антифрикционный силумин обладает высокой коррозионной стойкостью и малочувствителен к нефти, газовому конденсату, бензину, керосину, воде и атмосферным загрязнениям; не применяется в щелочных средах, соляной и серной кислотах.





О проведении 74-го Мирового Конгресса литейщиков в 2020 году

Ассоциация литейщиков и металлургов Беларуси (АЛИМ) является членом Всемирной организации литья (ВОЛ) с 2012 года. Членами ВОЛ являются национальные Ассоциации литейщиков из 30 стран. Каждые два года ВОЛ организует и проводит Мировой Конгресс по литью (одновременно с Генеральной Ассамблеей ВОЛ).

18–22 октября 2020 года в г. Бусане (Южная Корея) проводится 74-й Мировой Конгресс по литью; девиз Конгресса – «Литье будущего». Предыдущий, 73-й Конгресс проводился в 2018 году в г. Кракове (Польша) с участием белорусской делегации, состоящей из 10 человек.

Условия участия в 74 Мировом Конгрессе в Бусане

Стоимость участия:

Стоимость участия для одного представителя от стран – членов ВОЛ: 800 долларов США, при оплате до 31 мая – 700 долларов США.

Стоимость участия для официальных представителей (не более двух человек) от Ассоциации – члена ВОЛ – 500 долларов США, при оплате до 31 мая – 450 долларов США.

Стоимость участия для лектора (представившего принятый оргкомитетом доклад) – 500 долларов США, при оплате до 31 мая – 450 долларов США.

Для студентов скидка (300 и 250 долларов США соответственно).

Программа Конгресса

18 октября (воскресенье) – регистрация, Исполком ВОЛ.

19 октября (понедельник) – открытие; пленарные выступления; работа в технических секциях; выставка «Литье будущего»; торжественный ужин.

20 октября (вторник) – пленарные выступления; работа технических сессий; выставка «Литье будущего»; гала-прием.

21 октября (среда) – пленарные выступления; работа технических сессий; Форум по черным металлам; торжественное закрытие; экскурсия по городу.

22 октября (четверг) – посещение предприятий и организаций.

Тематические блоки:

литье черных металлов;

технология литья;

литье и изготовление стержней;

непрерывное литье;

литье цветных металлов;

литье под давлением;

умное производство и печатание 3D;

моделирование процессов;

новые литейные материалы;

контроль качества.

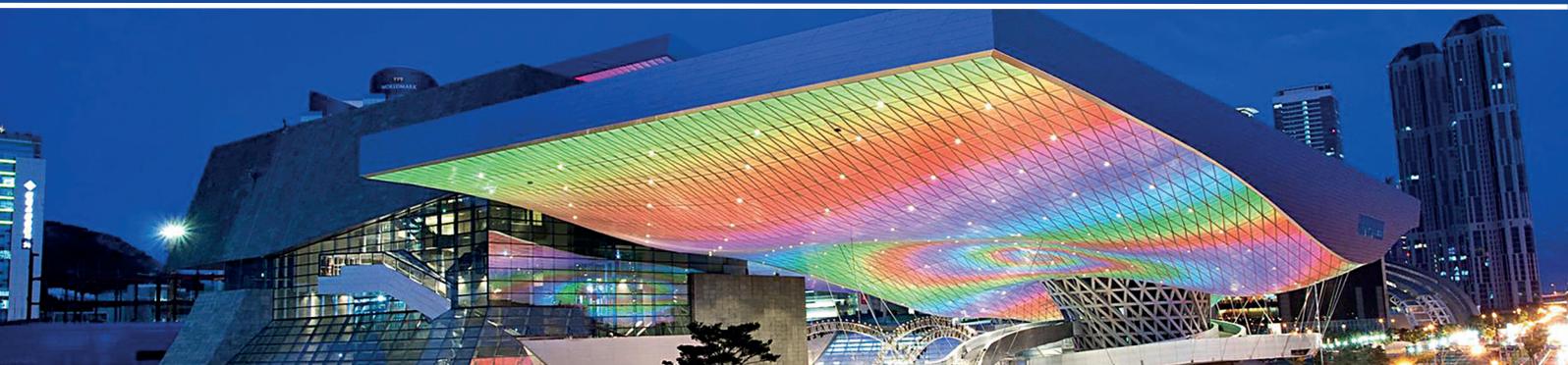
Доклады и выступления на Конгрессе

Принимаются технические и научные доклады для выступлений на Конгрессе (после оценки и принятия оргкомитетом) и публикации в ведущих журналах по литью. Проводится конкурс на лучший доклад и лучшую работу, лучшую работу и лучший доклад молодых ученых.

Тезисы докладов на английском языке объемом до 2 страниц должны быть представлены в оргкомитет Конгресса до 31 мая 2020 г. Информация по тезисам и их представлению дана на английском языке на сайте abstract@74wfc.com.

Сайт Конгресса – www.74wfc.com

Переписка по работам молодых ученых – young@73wfc.com





ЛИТМЕТЭКСПО-2020

Международная выставка литейного производства и металлургических технологий

Выставка проходит одновременно с выставкой **Машиностроение-2020**

7-10 апреля 2020

пр-т Победителей, 20/2, Минск, Беларусь

Организаторы:

ЗАО «МинскЭкспо»

Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь

При поддержке:

-Министерства промышленности Республики Беларусь

-Национальной академии наук Беларуси

-Белорусского национального технического университета

-Международной ассоциации литейщиков

Тематика:

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

ЗАО «Минскэкспо»

220035, Республика Беларусь

г. Минск, ул. Тимирязева, 65

Тел./Факс: (+375 17) 226-91-93

Факс: (+375 17) 226-91-92

E-mail: metall@minskexpo.com

www.minskexpo.com

Руководитель проекта:

ДЕМИДОВИЧ Николай Иванович

Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь

220013, Республика Беларусь

г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комната 8.

Тел./Факс: (+375 17) 292 74 75, 331 11 16
292 50 60

E-mail: alimrb@tut.by

www.alimrb.by

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ И РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Разрешение растрового файла в цветовой модели RGB и CMYK (форматы TIFF, PSD, JPEG) должно быть 300 dpi. Если графические данные представлены в модели Grayscale, Bitmap (серый, черно-белый), то их разрешение не должно быть менее 600 точек на дюйм. Не рекомендуется использование не предназначенных для полиграфии форматов файлов типа BMP, GIF, TGA и других.

Формат растрового файла при верно заданном разрешении в точках на дюйм должен на 100 процентов соответствовать тому формату, с которым будет проводиться его печать. Различные масштабирования и трансформации в программах обычно дают худшие результаты (и при злоупотреблении это обычно является признаком «дурного» тона). Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости картинки. Формат журнала 210-297 мм до реза. Если фон рисунка должен полностью заполнять страницу журнала, то размер его должен быть не менее данного размера. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190-277 мм.

Должны отсутствовать заказные цвета. Если вы переходите из цветовой модели RGB в CMYK, то обычно не следует использовать общее количество краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр Total ink).

Если около краев изображения имеются практически бесцветные области, такие, как, например, яркие светлые облака или солнечные блики, то рекомендуется заключать все изображение в тонкую «технологическую» рамочку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы, например, тонкие линии толщиной около 0,1 пункта и меньше или размещать текстовые блоки с использованием кегля для текста размером менее 8 пунктов, с использованием в печати двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать «вывороткой», т.е. белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (Illustrator, CorelDraw) желательно преобразовывать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

Желательно использование «кроющего» 100%-го черного цвета при условии, что они визуальны непрозрачны. Проверьте атрибуты «Overprint Fill/Stroke» и при необходимости установите их во включенное положение.

Величина треппинга в общем случае должна составлять 0,15–0,3 pt.

Реклама: Обложка. 1-я стр. – ширина 215 мм, высота 225 мм; 4-я стр. – ширина 215 мм, высота 283 мм; внутри – ширина 215 мм, высота 300 мм. **Реклама внутри журнала.** Ширина 210 мм, высота 297 мм до обреза. Края журнала под обрез учитывается 5 мм. Отодвигайте информативные элементы рекламы от края реза еще как минимум на 5 мм!!! Не принимаются рекламные модули в случае, если они были сделаны в программах типа Microsoft Word/Excel/Powerpoint. Реклама может быть предоставлена и в формате InDesign, но предварительно ее нужно собрать вместе, «упаковать» средствами самой программы. Рекомендуемые форматы для хранения векторных данных – AI, PS/EPS, а также PDF.

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).

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 (3–5 предложений).

В 2015 г. редакция журнала «Литье и металлургия» подготавливает журналы к предоставлению для включения в зарубежные индексы цитирования SCIVERSE SCOPUS. В связи с этим **изменились основные требования к оформлению статей (см. <http://alimrb.by>)**.

Необходимо представить экспертное заключение о возможности опубликования материалов в открытой печати.

Рукопись представляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на листах формата А4 в одну колонку без абзацного отступа (красная строка), между символами допускается не более одного пробела, шрифт 12 пунктов, интервал одиночный. Поля справа, слева, сверху и снизу не менее 1,5 см, страницы должны быть пронумерованы. Объем не должен превышать 8 страниц машинописного текста (шрифт Times New Roman). Электронный вариант должен быть набран в Word под Windows, для формул – формульный редактор Word или Mathtape. Формульным редактором в Word пользоваться только для набора сложных формул. Вставку символов выполнять через меню «Вставка/символ». Выключку вверх и вниз (C^2 , C_2) выполнять через меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный» (выключка вверх или вниз). При наборе греческих символов и математических знаков использовать только гарнитуру «Symbol» прямым начертанием, латинские буквы набираются курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд в круглых скобках. Нумеровать рекомендуется те формулы, на которые имеются ссылки в последующем тексте. Если при наборе встречаются символы гарнитуры, установленной отдельно в вашу операционную систему, то она должна быть предоставлена вместе с текстовым материалом. Гарнитура должна быть в формате Unicode (восприниматься Word не ниже версии 8). Правильно набирать «10 °С», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» нулем (0), знак градуса нулем (0). Не отбиваются кавычки и скобки от находящегося в них текста. Если заключенный в кавычки текст набран курсивом или полужирным выделением, то кавычки набираются тем же начертанием. Скобки набираются начертанием основного текста. Рисунки представляются в виде отдельных файлов в формате TIF, PSD, JPEG с разрешением 600 точек на дюйм для черно-белых иллюстраций и 300 – для цветных. Текст на рисунках должен быть набран гарнитурой «Arial», светлый курсив. Размер кегля должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9-й кегль). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в Word и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать. Представленный электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному. В случае расхождений правильным считается бумажный вариант. Таблицы располагаются непосредственно 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.

Статьи могут быть предоставлены и в формате InDesign, но предварительно их нужно собрать вместе, «упаковать» средствами самой программы.

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

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются и возвращаются авторам. Датой поступления считается день получения редакцией первоначального варианта текста.

Редакция предоставляет возможность первоочередного опубликования статей лицам, осуществляющим послевузовское обучение (аспирантура, докторантура, соискательство), 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.