



Представительство в РФ и СНГ

**ПРОМЫШЛЕННЫЕ
РЕШЕНИЯ**



中国铸造协会
CHINA FOUNDRY ASSOCIATION

ЛИТЬЕ МЕТАЛЛОВ

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

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



Официальный дилер по РФ и СНГ

**ПРОМЫШЛЕННЫЕ
РЕШЕНИЯ**

MUNZER

СТАНКИ ДЛЯ МЕХАНООБРАБОТКИ С ЧПУ

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

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



Официальный дилер по РФ и СНГ



**ПРОМЫШЛЕННЫЕ
РЕШЕНИЯ**



浦锐国际

ОБРАБОТКА ЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА И ТРУБ

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

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



**ПРОМЫШЛЕННЫЕ
РЕШЕНИЯ**

109316, Россия, Москва,
Волгоградский пр., д. 46Б стр. 1, оф. 531
Бизнес-центр "Волгоградский"

+7 (495) 128-33-77
info@foundry-china.ru
foundry-china.ru; is-stanki.ru

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2021 г., № 4

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

УЧРЕДИТЕЛИ

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

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

РЕДАКЦИЯ

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

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И., главный редактор, акад. НАН Беларуси, д-р техн.
наук, проф., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь
Николайчик Ю. А., зам. главного редактора по литейному произ-
водству, канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Анелкин Н. И., зам. главного редактора по металлургии, ОАО
«БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Анисович А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф., ГНУ ФТИ НАН Белару-
си, 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., 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, Беларусь
Нофал А., проф., Центральный научно-исследовательский метал-
лургический институт, г. Каир, Египет
Пантелеенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф.,
БНТУ, г. Минск, Беларусь
Поддубный А. Н., д-р техн. наук, г. Москва, Россия
Прушак В. Я., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ЗАО
«Солигорский институт проблем ресурсосбережения с опытным
производством», г. Солигорск, Беларусь
Ровин С. Л., д-р техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Садох М. А., канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Стеценко В. Ю., д-р техн. наук, ГНУ ИТМ НАН Беларуси, г. Мо-
гилев, Беларусь
Томило В. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Трусова И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Франашек Т., Польская ассоциация литейщиков, Польша
Хань Юйсинь, Ассоциация литейщиков Китая, Китай
Чандл П., Furtenbach, Австрия
Чой Ки-Йонг, проф., Республика Корея

АДРЕС РЕДАКЦИИ

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

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

Подписано в печать 00.00.2021. Выход в свет 00.00.2021. Формат 60×84%. Цена свободная

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 16,04. Уч.-изд. л. 10,8. Тираж 150 экз. Заказ 000000

Отпечатано в БНТУ. Лицензия ЛП № 02330/74 от 03.03.2014. 220013, г. Минск, пр-т Независимости, 65

Редакция не несет ответственности за содержание рекламных объявлений.
Журнал «Литье и металлургия» включен в Перечень научных изданий Респу-
блики Беларусь, DOAJ, РИНЦ.

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

2021, no. 4

Quarterly Journal

Issued in Russian with annotations in English.

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

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

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

PUBLISHER

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

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

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

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

EDITORIAL COUNCIL

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

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

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

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

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

CHIEF EDITOR

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

EDITORIAL STAFF

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

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

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

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

FOUNDER OF THE JOURNAL

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

EDITORIAL BOARD

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

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

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

Anisovitch A. G., Dr. of Physical-Math Sciences, Professor, 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., HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH, Germany

Naidek V. L., Academician of NAS of Ukraine, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Physical-Technological Institute Metals and Alloys 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

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

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, BNTU, Minsk, Belarus

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

Tomilo V. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, 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 60x84%. Free price. Offset paper. Digital printing.

Base print pages 16,04. Account. publ. pages 10,8. 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

Дибров И. А. (к 85-летию со дня рождения)	8
Карпенко М. И. (к 85-летию со дня рождения)	10
Лукашевич С. Ф. (к 75-летию со дня рождения)	11

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Стеценко А. В., Белорусско-Российский университет	
Расчет термодинамических параметров металлов	12
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Стеценко А. В., Белорусско-Российский университет	
Расчет параметров элементарных нанокристаллов жидких металлов при температуре плавления	16
Ровин С. Л., БНТУ, Ровин Л. Е., ГГТУ им. П. О. Сухого	
Получение ферросплавов в ротационных наклоняющихся печах	19
Коренюгин С. В., Ровин С. Л., БНТУ	
Лабораторные методы исследования стержневых смесей при высоких температурах	24
Панасюгин А. С., БНТУ, Павловский Н. Д., Гродненский государственный медицинский университет, Машерова Н. П., Цыганов А. Р., Курило И. И., БГТУ	
Обезвреживание паров растворителя 650 адсорбционно-каталитическим методом	28
Фонов В. В., Гречаник С. Н., Голуб Д. М., ОАО «БЕЛНИИЛИТ»	
Технология и оборудование вертикально-стопочной формовки для изготовления отливок без литейных уклонов	33
Римошевский С. Л., Голуб Д. М., Гречаник С. Н., Пашкевич А. В., Шварц Е. Д., Босько А. А., Яцевич Н. А., Лагунович А. О., ОАО «БЕЛНИИЛИТ»	
Автоматический контроль физико-механических свойств сырой песчано-глинистой формовочной смеси в процессе смесеприготовления в новых разработках ОАО «БЕЛНИИЛИТ»	38

МЕТАЛЛУРГИЯ

Трибушевский Л. В., Немененок Б. М., Румянцева Г. А., Арабей А. В., БНТУ	
Применение алюминиевых шлаков и продуктов их переработки в металлургическом производстве	42
Гузова И. А., Ходосовская Н. А., Ковалева И. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Определение причины разрушения опытного прокатного вала черновой группы клетей проволочного стана 150	50
Товстелева А. И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	
Технико-экономические преимущества использования раскатных оправок, изготовленных из кованой заготовки, при прокатке на непрерывном стане с контролируемо-перемещаемой оправкой	55

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Бердиев Д. М., Умарова М. А., Юсупов А. А., Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова, г. Ташкент, Узбекистан	
Выбор химического состава сталей и их режим термического упрочнения с помощью компьютерной программы	59
Урбанович Н. И., Корнеев С. В., БНТУ, Волосатиков В. И., Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», Комаров Д. О., РУП БелНИЦ «Экология»	
Анализ состава и технологий переработки дисперсных железосодержащих отходов	66
Ловшенко Ф. Г., Белорусско-Российский университет, Марукович Е. И., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Лозиков И. А., Хабибуллин А. И., Белорусско-Российский университет	
Получение, состав, структура и свойства механически легированных жаропрочных сталей	70
Дьяконов О. М., Серeda В. Ю., БНТУ	
Безокислительный нагрев стружко-порошковых дисперсий черных металлов в углеводородной атмосфере	79
Ловшенко Ф. Г., Федосенко А. С., Белорусско-Российский университет, Марукович Е. И., ГНУ ИТМ НАН Беларуси	
Теоретические и технологические аспекты получения механически легированных порошков для производства покрытий и изделий аддитивными методами	90
Лежнев С. Н., Найзабеков А. Б., Волокитина И. Е., Рудненский индустриальный институт, г. Рудный, Казахстан, Панин Е. А., Карагандинский индустриальный университет, г. Темиртау, Казахстан, Куис Д. В., БГТУ, Степанкин И. Н., ГГТУ им. П.О.Сухого	
Исследование эволюции микроструктуры экономнолегированной стали 7ХГ2ВМ в процессековки в инструменте новой конструкции, реализующем сдвиговые деформации	106
Белоцерковский М. А., БНТУ, Кухареко В. А., ОИМ НАН Беларуси, Коробов Ю. С., Институт физики металлов им. М. Н. Михеева Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург, Россия, Астрашаб Е. В., Григорчик А. Н., Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси	
Структурно-фазовый состав газотермического покрытия из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплава, подвергнутого отжигу	112

ОХРАНА ТРУДА

Лазаренков А. М., Николайчик Ю. А., БНТУ	
Комплексная оценка условий и безопасности труда работающих в литейном производстве	116

ДИСКУССИЯ

Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Стеценко А. В., Белорусско-Российский университет	
Наноструктурные механизмы физико-химических реакций	123
Поэтическая страничка	127
Памяти Гордиенко А. И.	128

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Dibrov I.A. (on to the 85th birthday anniversary)	8
Karpenko M.I. on (to the 85th birthday anniversary)	10
Lukashevich S.F. (on to the 75th birthday)	11

FOUNDRY

Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Stetsenko A.V. , Belarusian-Russian University	
Calculation of thermodynamic parameters of metals	12
Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. , Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Stetsenko A.V. , Belarusian-Russian University	
Calculation of parameters of elementary nanocrystals of liquid metals at melting temperature	16
Rovin S.L. , BNTU, Rovin L.E. , Gomel State Technical University named after P.O. Sukhoj	
Production of ferroalloys in rotary tilting furnaces	19
Koreniugin S.V., Rovin S.L. , BNTU	
Laboratory methods for the study of rod mixtures at high temperatures	24
Panasyugin A.S. , BNTU, Pavlovskiy N.D. , Grodno State Medical University, Masherova N.P., Tsyganov A.R., Kurilo I.I. , BGTU	
Neutralization of solvent vapors of brand 650 by the adsorption-catalytic method	28
Fonov V.V., Grechanik S.N., Golub D.M. , OJSC "BELNIILIT"	
Technology and equipment of vertical-stack molding for the production of castings without pattern drafts	33
Rimoshevskij S.L., Golub D.M., Grechanik S.N., Pashkevich A.V., Shwarts E.D., Bosko A.A., Yatsevich N.A., Lagunovich A.O. , OJSC "BELNIILIT"	
Automatic control of the physical and mechanical properties of the raw sand-clay molding mixture in the process of mixture preparation in the new developments of OJSC "BELNIILIT"	38

METALLURGY

Tribushevskiy L.V., Nemenenok B.M., Rumiantseva G.A., Arabey A.V. , BNTU	
Using of aluminium slags and products of their processing in metallurgical production	42
Guzova I.A., Hodosovskaya N.A., Kovaleva I.A. , OJSC "BSW – Management Company of the Holding "BMC"	
Determination of destruction cause of experimental mill roll of stand roughing group of mill 150	50
Tovsteleva A.I. , OJSC "BSW – Management Company of the Holding "BMC"	
Technical and economic advantages of using elongating mandrel made of forged blank when rolling on a continuous mill with a controlled-movable mandrel	55

SCIENCE OF MATERIALS

Berdiev D.M., Umarova M.A., Yusupov A.A. , Tashkent State Technical University named after I. Karimov, Tashkent, Uzbekistan	
Selection of the chemical composition of steels and their thermal hardening mode using a computer program	59
Urbanovich N.I., Korneev S.V. , BNTU, Volosatnikov V.I. , State Enterprise "Science and Technology Park BNTU" Polytechnic " Komarov D.O. , RUE BelNITS "Ecology"	
Analysis of the composition and processing technologies of dispersed iron-containing waste	66
Lovshenko F.G. , Belarusian-Russian University, Marukovich E.I. , Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Lozikov I.A., Khabibulin A.I. , Belarusian-Russian University	
Preparation, composition, structure and properties of mechanically alloyed heat-resistant steels	70
Dyakonov O.M., Sereda V. Yu. , BNTU	
Nonoxidizing heating of chip-powder dispersions of ferrous metals in hydrocarbon atmosphere	79
Lovshenko F.G., Fedosenko A.S. , Belarusian-Russian University, Marukovich E.I. , Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus	
Theoretical and technological aspects of production mechanically alloyed powders for the production of coatings and products by additive methods	90
Lezhnev S.N., Naizabekov A.B., Volokitina I.E. , Rudny Industrial Institute, Rudny, Kazakhstan, Panin E.A. , Karaganda Industrial University, Temirtau, Kazakhstan, Kuis D.V. , BGTU, Stepankin I.N. , Gomel State Technical University named after P.O. Sukhoj	
Investigation of the microstructure evolution of 7CrMn2WMo economy-alloyed steel in a new design forging tool implementing shear deformations	106
Belotserkovsky M.A. , BNTU, Kukareko V.A. , Joint Institute of Mechanical Engineering National Academy of Sciences of Belarus, Korobov Yu.S. , Institute of Metal Physics named after M.N. Mikheev of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg, Russia, Astrashab E.V., Grigorichik A.N. , Joint Institute of Mechanical Engineering National Academy of Sciences of Belarus	
Structural-phase composition of a gas-thermal coating of Fe-Cr-Ni-Al pseudo alloy subjected to annealing	112

PROTECTION OF LABOUR

Lazarenkov A.M., Nikalaichyk Yu.A. , BNTU	
The integrated working conditions and labor safety assessment in foundries	116

DISCUSSION

Stetsenko V.Yu. , Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Stetsenko A.V. , Belarusian-Russian University	
Nanostructural mechanisms of physicochemical reactions	123
Poetic page	127
In memory of Gordienko A.I.	128

С юбилеем!

Иван Андреевич ДИБРОВ

(к 85-летию со дня рождения)



6 ноября 2021 г. исполнилось 85 лет со дня рождения Президенту Российской ассоциации литейщиков, доктору технических наук, профессору, Заслуженному металлургу РФ, Заслуженному изобретателю СССР, известному ученому в России и за рубежом, высококвалифицированному специалисту в области литейного производства, талантливому организатору Ивану Андреевичу Диброву.

Иван Андреевич родился на Украине в г. Лохвица Полтавской области. После окончания семилетки в 1951 г. начал свою трудовую деятельность в колхозе, продолжая учебу в вечерней школе рабочей молодежи с 8-го по 10-й классы. После окончания средней школы поступил в Одесский машиностроительный техникум по специальности «Обработка металлов резанием». После окончания техникума работал инженером-конструктором на Костромском экскаваторном заводе «Рабочий металлист». С 1957 по 1960 г. служил в рядах Советской Армии в г. Москве, занимался спортом и стал мастером спорта по тяжелой атлетике, получил первый разряд по легкой атлетике.

После службы в Советской Армии Иван Андреевич поступил учиться в Запорожский машиностроительный институт им. Чубаря на специальность «Литейное производство». Во время учебы около двух лет работал на оборонном заводе плавильщиком магниевых сплавов. В 1963 г., по семейным обстоятельствам перевелся в МВТУ им. Н. Э. Баумана. Совмещая учебу, Иван Андреевич принимал участие в проведении научно-исследовательских работ, выполняемых кафедрой по договорам с литейными предприятиями СССР.

После окончания МВТУ им. Н. Э. Баумана с 1966 г. вся трудовая и научная деятельность связана с институтом ВНИИЛИТМАШ, в котором он прошел все степени подготовки специалиста – старший техник, инженер-исследователь, старший инженер, руководитель группы, заведующий сектором, заведующий лабораторией, заведующий отделом, заместитель генерального директора по научной работе.

Во время работы в ВНИИЛИТМАШе Иван Андреевич продолжал учебу на различных курсах повышения квалификации. В 1966 г. он закончил Университет марксизма-ленинизма, в 1970 г. – Московский народный Университет техники и экономики. Успешно совмещал научную и практическую деятельность с преподавательской работой, читая курсы лекций по литейной специальности в МВТУ им. Н. Э. Баумана, Заводе-ВТУЗе – ЗИЛа, Станкине. По линии международных связей им прочитаны курсы лекций в КНДР, Индии, Египте. Преподавательская деятельность отмечена присвоением ему в 1992 г. научного звания доцента, а в 1997 г. – профессора. Много лет являлся членом Научных советов по защите кандидатских и докторских диссертаций в МВТУ им. Н. Э. Баумана, Владимирском государственном университете, НИТУ МИСиС, был оппонентом 8 докторских и более 30 кандидатских диссертаций. Он стал известным ученым в России и за рубежом. Высокий научный потенциал и практический опыт позволили Ивану Андреевичу защитить в МВТУ им. Н. Э. Баумана в 1974 г. кандидатскую, а в 1994 г. докторскую диссертации. За успешно проведенные исследования, разработку технологии плавки чугуна

в индукционных печах, организацию производства промышленных печей и широкое промышленное внедрение, И. А. Дибров в составе творческой группы ученых и практиков-литейщиков 1984 г. был удостоен звания лауреата Премии Совета Министров СССР.

Научная деятельность Ивана Андреевича сочеталась с активной общественной работой. Работая во ВНИИЛИТМАШе, с 1981 по 1990 г. был председателем профкома института, с 1990 по 1992 г. – председателем Совета трудового коллектива института. С 1988 по 1990 г. Иван Андреевич в рамках общественной деятельности занимал пост председателя Научно-технического комитета «Чугунное литье» во Всесоюзной ассоциации литейщиков. После реорганизации СССР на первом учредительном съезде литейщиков в апреле 1992 г. была создана Российская ассоциация литейщиков, президентом которой был избран И. А. Дибров и на этом посту он работает до настоящего времени. За это время Иван Андреевич организовал работу 46 республиканских, краевых и областных региональных отделений и 14 научно-технических комитетов РАЛ. Организовал и провел 15 международных съездов литейщиков и приуроченных к ним выставок достижений литейного производства. В период с 2000 по 2020 г. под руководством И. А. Диброва выполнены работы, связанные с разработкой и освоением новых технологий и оборудования. Результаты работ позволили обеспечить импортозамещение сопутствующих материалов, комплектующих запчастей, технологических процессов и оборудования.

Иван Андреевич лично принимал активное участие в разработке проектов реконструкции и техническом перевооружении ряда заводов, в том числе ПАО КАМАЗ, ФГУП «Салют», ПО «УРАЛВАГОНЗАВОД», ОАО «Рязанский станкостроительный завод», ОАО «Саста», ЗАО «Металлист», ПАО «СИБЛИТМАШ», ООО «Химсервис», ОАО «Калугатрансмаш», ООО «Завод точного литья» и др. По инициативе И. А. Диброва в 2002 г. создан журнал «Литейщик России», главным редактором которого был избран и работает по настоящее время. Журнал включен в список ВАК. В 2006 г. И. А. Дибровым создан сайт www.ruscasngs.ru, который является основной публичной информационной площадкой для литейного профессионального сообщества. Эти информационные источники помогают широкому кругу литейщиков и литейных предприятий оперативно знакомиться с новыми достижениями в литейном производстве и осваивать их на своих предприятиях.

В рамках Международной деятельности Иван Андреевич формировал и возглавлял делегации специалистов для посещения выставок, конгрессов, конференций, форумов. Специалисты посетили названные мероприятия в Германии, Китае, ЮАР, Южной Корее, США, Венгрии и других странах. Эти поездки позволяли отечественным специалистам ознакомиться с прогрессивными технологическими процессами, материалами и оборудованием, разработанными развитыми зарубежными странами, и эффективно использовать полученные знания на своих предприятиях. Эта работа приносит пользу для развития литейного производства России.

Иван Андреевич является автором более 170 научных статей, 2 монографий, 40 авторских свидетельств и патентов. В настоящее время Иван Андреевич является Президентом ассоциации литейщиков стран БРИКС.

За 55 лет плодотворной работы, научные разработки и широкое внедрение в производство новых, экономически обоснованных технологических процессов, материалов и оборудования в области литейного производства, плодотворную научно-педагогическую и общественную деятельность Иван Андреевич Дибров удостоен Государственных наград: Орден «Знак Почета», Премия Совета Министров СССР, Почетное звание «Заслуженный металлург Российской Федерации», медаль «Ветеран труда» и другие награды.

Редакционная коллегия журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов РБ поздравляют Ивана Андреевича Диброва с Юбилейной датой, желают доброго здоровья, благополучия и дальнейших успехов в научной, производственной, педагогической и общественной работе на благо развития литейного производства.

С юбилеем!

Михаил Иванович КАРПЕНКО

(к 85-летию со дня рождения)



21 ноября 2021 г. исполнилось 85 лет со дня рождения Михаилу Ивановичу Карпенко, ведущему специалисту в области литейного производства, кандидату технических наук, известному изобретателю.

М. И. Карпенко родился в д. Марковичи Гомельского района Гомельской области. После окончания Марковичской средней школы М. И. Карпенко продолжил свое обучение в Днепропетровском ордена Трудового Красного Знамени металлургическом институте. В 1958 г. получил диплом инженера-металлурга по специальности «Литейное производство» и по распределению был направлен на работу на Дугнинский механический завод (Калужская область, Россия) в качестве инженера-технолога литейного цеха, а затем технолога-металлурга технического отдела. В 1959–1962 гг. был избран вторым, а затем первым секретарем Ферзиковского райкома ВЛКСМ. В 1962–1964 гг. М. И. Карпенко возвращается на Дугнинский механический завод (Калужская область, Россия) в качестве заместителя директора.

В 1964 г. началась активная научная деятельность М. И. Карпенко. Он стал аспирантом кафедры литейного производства Всесоюзного заочного политехнического института, занялся исследованием влияния комплексного модифицирования и ультразвуковых колебаний на железоуглеродистые расплавы при производстве термообрабатываемых высокопрочных отливок.

В 1965–1969 гг. работал в отделе главного технолога Приокского совнархоза, курировал ряд литейных заводов, расположенных в Тульской, Брянской, Калужской и Орловской областях; участвовал в создании и становлении проектно-конструкторской и технологической лаборатории ВНИИтехмаш в г. Тула.

После защиты кандидатской диссертации в 1969 г. начался новый этап в карьере М. И. Карпенко. Он переехал в г. Гомель и принял непосредственное участие в зарождении и развитии системы подготовки специалистов-литейщиков для многочисленных литейных производств Гомельщины. Сначала работал заведующим циклом «Технология металлов» общетехнического факультета БПИ, а затем доцентом кафедры «Технологии конструкционных материалов» ГГТУ имени П. О. Сухого.

Более 40 лет М. И. Карпенко занимался подготовкой специалистов для литейных и металлургических производств Беларуси, совмещая преподавательскую деятельность с активной научной работой. М. И. Карпенко автор более 200 научных статей; 400 авторских свидетельств и патентов. Более 60 научных разработок внедрены в производство на литейных предприятиях Республики Беларусь, Российской Федерации, Украины.

Сфера научных интересов М. И. Карпенко обширна – износостойкие литейные сплавы, термообрабатываемые чугуны доэвтектического состава, легированные антифрикционные чугуны и цветные сплавы, комплексные лигатуры и модификаторы, машины для изготовления стержней и другое литейное оборудование.

М. И. Карпенко проводил активную работу по популяризации инженерной мысли, прочитал более 500 лекций по линии общества «Знание», на протяжении 10 лет руководил Гомельским областным комитетом по новой технике.

Михаил Иванович редкой щедрости и доброй души человек. Воспитал сына и двух дочерей, у него шесть внуков и две правнучки. Своим детям и внукам Михаил Иванович передал любовь к литейному производству и научной деятельности. Его старшая дочь более 30 лет работает на Гомсельмаше после окончания ГГТУ имени П. О. Сухого, она технолог литейного производства, сын – кандидат технических наук, специалист в области автоматизации формообразования, доцент БГУ.

От всей души редакция журнала «Литье и металлургия» и Ассоциация литейщиков и металлургов горячо и сердечно поздравляют Михаила Ивановича Карпенко с юбилеем и желают ему крепкого здоровья, долгих лет жизни, оптимизма.

С юбилеем!

**Сергей Федорович
ЛУКАШЕВИЧ**

(к 75-летию со дня рождения)



22 октября 2021 г. исполнилось 75 лет Сергею Федоровичу Лукашевичу.

Трудовая деятельность Сергея Федоровича началась на заводе ОАО «Минский завод отопительного оборудования» в 1970 г. после окончания Белорусского политехнического института и годичной работы на Горьковском автозаводе. Он прошел путь от инженера-технолога до директора ОАО «Минский завод отопительного оборудования». За сравнительно небольшой срок начатое под его руководством техническое перевооружение завода стало приносить положительные результаты. Искать, экспериментировать и находить правильные решения сложных вопросов в производственном процессе – это основа стратегического мышления Сергея Федоровича.

Деловые качества, трудолюбие, хозяйственная хватка, завидный природный ум, постоянный научный поиск вызывали уважение и желание коллег работать с Сергеем Федоровичем.

Успешная профессиональная деятельность позволила Сергею Федоровичу на протяжении многих лет возглавлять исполнительную дирекцию Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь.

Все литейщики как Беларуси, так и далеко за пределами республики знают Сергея Федоровича не только как прекрасного профессионала, но и как замечательного человека и надежного друга.

В день Вашего славного юбилея примите от нас, Сергей Федорович, самые наилучшие пожелания крепкого здоровья, долгих лет жизни и благополучия.

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



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-12-15>
УДК 621.745.35

Поступила 20.10.2021
Received 20.10.2021

РАСЧЕТ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МЕТАЛЛОВ

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

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

Разработана методика расчета термодинамических параметров металлов. На основе термодинамических параметров металлов показано, что молярная объемная энергия Гиббса имеет отрицательное значение. При нагреве металлов происходит уменьшение молярной объемной энергии Гиббса. Процессы нагрева и охлаждения являются обратимыми. Кристаллизация металлов происходит в термодинамически равновесных условиях.

Ключевые слова. Металлы, энергия Гиббса, теплоемкость, энтальпия, энтропия, кристаллизация, термодинамика.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Расчет термодинамических параметров металлов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2021. №4. С. 12–15. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-12-15>.

CALCULATION OF THERMODYNAMIC PARAMETERS OF METALS

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

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

Method of calculation of thermodynamic parameters of metals has been developed. Based on the thermodynamic parameters of the metals, it is shown that the Gibbs molar volumetric energy has a negative value. When metals are heated, Gibbs molar volumetric energy decreases. The heating and cooling processes are reversible. Metal crystallization occurs under thermodynamically equilibrium conditions.

Keywords. Metals, Gibbs energy, heat capacity, enthalpy, entropy, crystallization, thermodynamics.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Calculation of thermodynamic parameters of metals. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 12–15. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-12-15>.

Физико-механические свойства сплавов существенно зависят от кристаллизации металлов при их переходе из жидкого состояния в твердое. Этот процесс во многом определяется состоянием твердой и жидкой фаз. Согласно литературным источникам, зависимость молярной объемной энергии Гиббса G_V металлов от температуры T имеет вид, представленный на рис. 1 [1–3].

На рис. 1 G_T^S и G_T^L – молярные объемные энергии Гиббса твердого и жидкого металла в зависимости от температуры. Термодинамические расчеты G_V твердого и жидкого состояний металлов в литературе отсутствуют [1–3]. Гипотетические зависимости G_T^S и G_T^L от температуры приведены для того, чтобы обосновать представление о неравновесной кристаллизации металлического расплава, происходящей при переохлаждении ΔT . Эта величина равна разности между равновесной температурой кристаллизации T_0 и неравновесной температурой кристаллизации T_C .

Показано, что кристаллизация металлов – термодинамически равновесный процесс, происходящий при постоянной температуре [4]. Целью настоящей работы является проведение термодинамических расчетов G_T^S и G_T^L для твердого и жидкого состояний металлов.

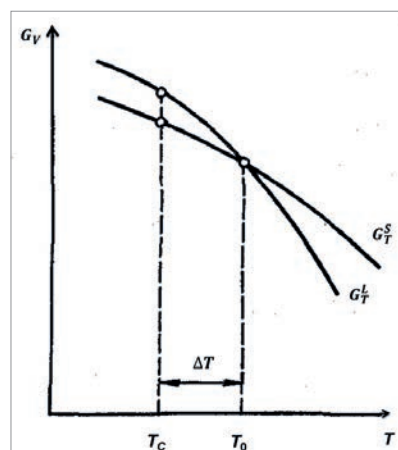


Рис. 1. Зависимость молярной объемной энергии Гиббса металлов от температуры, согласно литературным источникам [1–3]

Были выбраны шесть металлов: Al, Au, Zn, Sn, Cd, Bi, у которых молярная теплоемкость твердого состояния C_p^S от температуры 298 К до температуры плавления T_0 выражается линейным уравнением [5]:

$$C_p^S = aT + b, \quad (1)$$

где a и b – константы, не зависящие от температуры.

Для выбранных металлов молярная теплоемкость жидкого состояния C_p^L определяется уравнением [5]:

$$C_p^L = C, \quad (2)$$

где C – константа, не зависящая от температуры.

Если численное значение молярной энтропии металла S_T при заданной температуре T известно, то G_T^S выражается уравнением [6]:

$$G_T^S = (T - 298) \left[a + \frac{b}{2}(T + 298) \right] - TS_T. \quad (3)$$

Если численное значение молярной энтропии металла S_T при заданной температуре T неизвестно, то G_T^S определяется следующим уравнением [6]:

$$G_T^S = (T - 298) \left[a + \frac{b}{2}(T + 298) \right] - T \left[S_{298} + a(\ln T - \ln 298) + b(T - 298) \right], \quad (4)$$

где S_{298} – молярная энтропия твердого металла при 298 К.

Если численное значение молярной энтропии металла S_T при заданной температуре T известно, то G_T^L выражается уравнением [6]:

$$G_T^L = (T_0 - 298) \left[a + \frac{b}{2}(T_0 + 298) \right] + H_L + C(T - T_0) - TS_T, \quad (5)$$

где H_L – молярная энтальпия плавления металла.

Если численное значение молярной энтропии металла S_T при заданной температуре T неизвестно, то G_T^L определяется следующим уравнением [6]:

$$G_T^L = (T_0 - 298) \left[a + \frac{b}{2}(T_0 + 298) \right] + H_L + C(T - T_0) - T \left[S_{TL} + C(\ln T - \ln T_L) \right], \quad (6)$$

где S_{TL} – молярная энтропия жидкого металла при известной температуре T_L .

Исходные данные для расчета G_T^S и G_T^L металлов приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Тепловые свойства и значения энтропии металлов [5]

Металл	a , Дж моль · К	$b \cdot 10^3$, Дж моль · К ²	C , Дж моль · К	T_0 , К	H_L , кДж моль	S_{298} , Дж моль · К	S_{500} , Дж моль · К	S_{1000} , Дж моль · К	S_{1500} , Дж моль · К
Al	21,0	12,6	29,3	934	10,8	28,5	41,5	73,3	-
Sn	18,4	26,4	30,6	505	7,2	51,5	67,0	101,8	-
Cd	22,2	12,6	29,8	594	6,2	52,0	65,8	96,4	-
Zn	22,6	10,1	31,4	693	7,3	41,9	55,3	86,7	-
Au	23,9	5,0	29,3	1338	12,7	47,4	60,8	79,6	101,0
Bi	18,9	22,6	31,4	545	11,4	57,0	71,2	113,1	-

Расчетные значения G_T^S и G_T^L алюминия и олова, кадмия, цинка и золота и висмута в зависимости от температуры приведены соответственно в табл. 2–7.

Т а б л и ц а 2. Молярные объемные энергии Гиббса твердого и жидкого алюминия

G_V , кДж/моль	T , К								
	298	500	700	904	934	964	1000	1100	1273
$-G_T^S$	8,5	15,5	25,0	36,5	38,1	–	–	–	–
$-G_T^L$	–	–	–	–	38,1	39,6	42,3	49,6	63,4

Т а б л и ц а 3. Молярные объемные энергии Гиббса твердого и жидкого олова

G_V , кДж/моль	T , К							
	298	400	475	505	535	600	700	1000
$-G_T^S$	15,4	21,0	25,7	27,9	—	—	—	—
$-G_T^L$	—	—	—	27,9	30,0	34,7	42,5	71,0

Т а б л и ц а 4. Молярные объемные энергии Гиббса твердого и жидкого кадмия

G_V , кДж/моль	T , К							
	298	450	564	594	624	800	1000	
$-G_T^S$	15,5	24,2	31,9	33,9	—	—	—	
$-G_T^L$	—	—	—	33,9	36,0	51,1	69,8	

Т а б л и ц а 5. Молярные объемные энергии Гиббса твердого и жидкого цинка

G_V , кДж/моль	T , К							
	298	500	663	693	723	850	1000	
$-G_T^S$	12,5	22,4	32,2	34,1	—	—	—	
$-G_T^L$	—	—	—	34,1	36,0	46,3	58,9	

Т а б л и ц а 6. Молярные объемные энергии Гиббса твердого и жидкого золота

G_V , кДж/моль	T , К							
	298	500	1000	1308	1338	1368	1400	1500
$-G_T^S$	14,1	25,1	60,5	86,5	89,1	—	—	—
$-G_T^L$	—	—	—	—	89,1	91,8	94,7	104,8

Т а б л и ц а 7. Молярные объемные энергии Гиббса твердого и жидкого висмута

G_V , кДж/моль	T , К							
	298	400	515	545	575	700	1000	
$-G_T^S$	17,0	23,2	31,0	33,2	—	—	—	
$-G_T^L$	—	—	—	33,2	35,5	47,9	80,4	

Зависимости G_V от температуры алюминия, олова, кадмия, цинка, золота и висмута представлены на рис. 2–4.

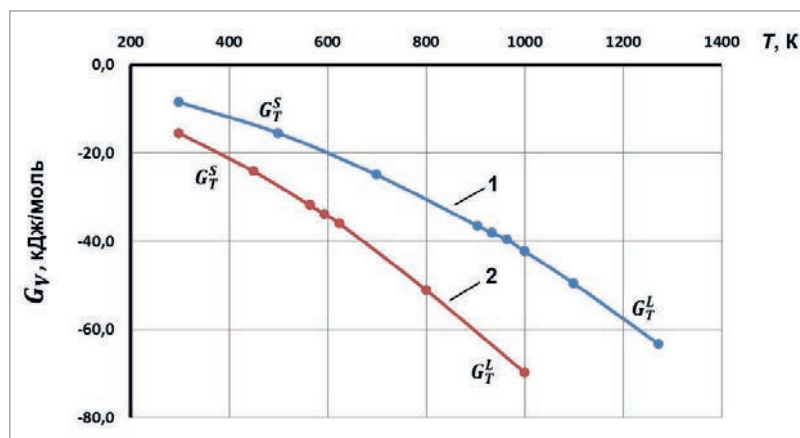


Рис. 2. Молярные объемные энергии Гиббса алюминия (1) и кадмия (2) в зависимости от температуры

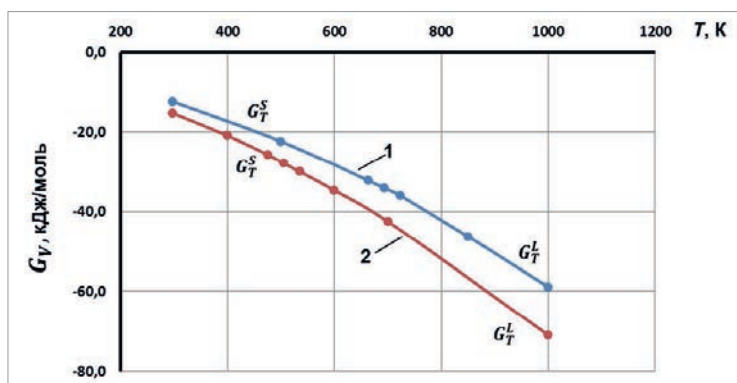


Рис. 3. Молярные объемные энергии Гиббса цинка (1) и олова (2) в зависимости от температуры

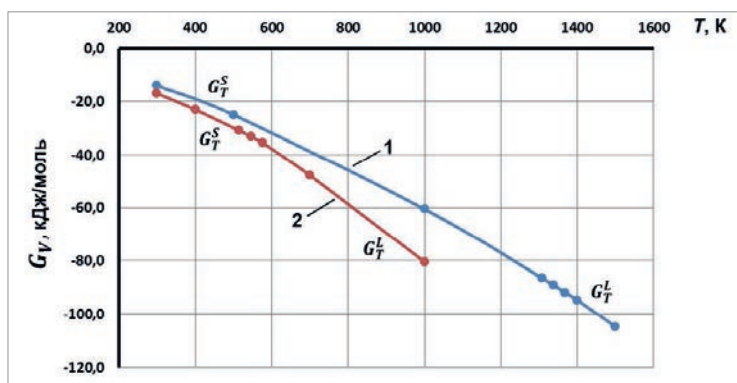


Рис.4. Молярные объемные энергии Гиббса золота (1) и висмута (2) в зависимости от температуры

Из рисунков следует, что $G_V < 0$ в отличие от рис. 1, где $G_V > 0$. Зависимости G_T^S и G_T^L на рис. 1 не только гипотетические, но и ошибочные. Если из неверных зависимостей следует, что кристаллизация металлов является термодинамически неравновесной, то это логически доказывает обратное утверждение. Из рис. 2–4 также следует, что процессы плавления и кристаллизации являются обратимыми, следовательно, они происходят в равновесных условиях.

Таким образом, проведенный расчет термодинамических параметров металлов доказывает, что их кристаллизация является равновесным процессом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение: учеб. для выс. техн. учеб. завед. М.: Металлургия, 1990. 528 с.
2. Фетисов Г.П., Карпман М.Г., Матюнин В.М. и др. Материаловедение и технология металлов: Учеб. для студентов машиностроит. спец. вузов. М.: Выс. шк., 2005. 862 с.
3. Новиков И.И., Золоторевский В.С., Портной В.К. и др. Металловедение: учебник / Под. ред В.С. Золоторевского. М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. 496 с.
4. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Термодинамические основы кристаллизации металлов // Литье и металлургия. 2020. № 2. С. 8–11.
5. Свойства элементов: справ. / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
6. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. Термодинамика твердого и жидкого алюминия // Литье и металлургия. 2021. № 3. С. 74–77.

REFERENCES

1. Lahtin Yu. M., Leont'eva V. P. *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. 528 p.
2. Fetisov G. P., Karpman M. G., Matyunin V. M. i dr. *Materialovedenie i tekhnologiya metallov* [Materials science and metal technology]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 2005. 862 p.
3. Novikov I. I., Zolotorevskij V. S., Portnoj V. K. i dr. *Metallavedenie* [Metal Science]. Moscow, Izdatel'skij Dom MISiS Publ., 2009. 496 p.
4. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Termodinamicheskie osnovy kristallizatsii metallov [Thermodynamic foundations of metal crystallization]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 8–11.
5. *Svojstva elementov: Spravochnik* [Item Properties: Reference]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 600 p.
6. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Termodinamika tverdogo i zhidkogo alyuminiya [Thermodynamics of solid and liquid aluminium]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 74–77.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-16-18>
УДК 621.745.35

Поступила 20.10.2021
Received 20.10.2021

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ ЖИДКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ПЛАВЛЕНИЯ

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

Приведены методика расчета и расчетные значения параметров элементарных нанокристаллов жидких металлов при температуре плавления. Показано, что радиусы элементарных нанокристаллов составляют от 2 до 12 нм, а количество атомов в каждом элементарном нанокристалле изменяется от 2000 до 100 000. Это обеспечивает жидким металлам высокую скорость затвердевания и объясняет аномально высокий коэффициент диффузии в жидких металлах по сравнению с твердыми металлами.

Ключевые слова. Элементарные нанокристаллы, металлический расплав, кристаллизация, металлы, граничная энергия, энергия Гиббса.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Расчет параметров элементарных нанокристаллов жидких металлов при температуре плавления / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2021. №4. С. 16–18. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-16-18>.

CALCULATION OF PARAMETERS OF ELEMENTARY NANOCRYSTALS OF LIQUID METALS AT MELTING TEMPERATURE

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

Method of calculation and calculated values of parameters of elementary nanocrystals of liquid metals at melting temperature are given. It has been shown that radii of elementary nanocrystals are from 2 nm to 12 nm, and the number of atoms in each elementary nanocrystal varies from 2000 to 100 000. This provides liquid metals with a high solidification rate and explains the abnormally high diffusion coefficient in liquid metals compared to solid metals.

Keywords. Elementary nanocrystals, metal melt, crystallization, metals, boundary energy, Gibbs energy.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Calculation of parameters of elementary nanocrystals of liquid metals at melting temperature. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 16–18. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-16-18>.

При плавлении металлов их микрокристаллы в основном распадаются на элементарные нанокристаллы (ЭН) [1]. В расплаве они имеют минимальную граничную энергию и, следовательно, шаровидную форму. Тогда молярная граничная энергия жидкого металла G_B при температуре плавления T_0 будет определяться уравнением:

$$G_B = 4\pi r_n^2 \sigma_n n, \quad (1)$$

где r_n , σ_n , n – соответственно радиус, удельная граничная энергия, молярная концентрация ЭН. Пусть в одном ЭН содержится m атомов. Тогда значение n будет выражаться следующим уравнением:

$$n = \frac{N_A}{m}, \quad (2)$$

где N_A – постоянная Авогадро, равная $6 \cdot 10^{23}$ моль⁻¹. Тогда из (1) и (2) для определения r_n получим следующее уравнение:

$$r_n = \sqrt{\frac{G_m m}{4\pi \sigma_n N_A}}. \quad (3)$$

Определим другое выражение значения r_n для металлов с элементарной кубической кристаллической решеткой с параметром a . Пусть ЭН будет иметь форму куба с ребром, равным $2b$. Тогда имеем следующее уравнение:

$$b = 0,5a\sqrt[3]{m}. \quad (4)$$

Из условий равенства объемов кубического и сферического ЭН получим

$$(2b)^3 = \frac{4}{3} \pi r_n^3. \quad (5)$$

Тогда из (4) и (5) имеем новое уравнение для r_n :

$$r_n = 0,62a\sqrt[3]{m}. \quad (6)$$

Из (3) и (6) получаем уравнение для определения r_n :

$$r_n = \frac{3a^3 \sigma_n N_A}{G_B}. \quad (7)$$

Вычислив по уравнению (7) r_n , имеем уравнение для определения m :

$$m = 4,16 \left(\frac{r_n}{a} \right)^3. \quad (8)$$

Величина σ_n определяется следующим образом. Удельная граничная энергия на поверхности ЭН площадью $4\pi r_n^2$ равна σ_n . Но это значение на единицу площади πr_n^2 будет в 4 раза меньше и равно удельной поверхностной энергии жидкого металла (σ_L). Следовательно, величина $\sigma_n = 4\sigma_L$. Тогда расчетное значение r_n будет равно:

$$r_n = \frac{12a^3 \sigma_L N_A}{G_B}. \quad (9)$$

Значение G_B для металлов определим по уравнению [2]:

$$G_B = -G_V, \quad (10)$$

где G_V – молярная объемная энергия Гиббса металлов при T_0 . Значение G_V можно найти по уравнению [2]:

$$G_V = (T_0 - 298) \left[a + \frac{b}{2}(T_0 + 298) \right] - T_0 \left[S_{298} + a(\ln T_0 - \ln 298) + b(T_0 - 298) \right], \quad (11)$$

где S_{298} – молярная энтропия металла при 298 К; a и b – коэффициенты в уравнении для молярной теплоемкости $C_p = aT + b$ от 298 К до T_0 .

Значения G_V для металлов при T_0 определяем по уравнению (11), используя исходные данные [3] (табл. 1).

Таблица 1. Расчетные значения G_V металлов при температуре плавления

Металл	T_0 , К	a , Дж/(моль·град)	$b \cdot 10^3$, Дж/(моль·град ²)	S_{298} , Дж/(моль·град)	$-G_V$, кДж/(моль)
Na	371	21,0	22,5	51,2	19,2
Al	934	21,0	12,6	28,5	38,1
Au	1338	23,9	5,0	47,4	89,1
Pb	601	23,6	9,3	65,0	42,3

Значения r_n и m ЭН жидких металлов определяем по уравнениям (8)–(10), используя исходные данные [3] табл. 2.

Таблица 2. Расчетные значения параметров ЭН жидких металлов при температуре плавления

Металл	G_B , кДж/моль	$\sigma_L \cdot 10^{18}$, Дж/нм ²	a , нм	r_n , нм	m	$2r_n/a$
Na	19,2	0,19	0,429	5,6	9140	26
Al	38,1	0,91	0,405	11,6	97320	57
Au	89,1	1,13	0,408	6,4	16100	31
Pb	42,3	0,48	0,495	10,2	36370	41

Для других металлов с элементарной кубической кристаллической решеткой зависимость молярной теплоемкости от температуры носит нелинейный характер. Поэтому аналитическое определение G_V при T_0 таких металлов является сложной задачей. Проще она решается графически, используя справочные данные зависимости G_V от температуры [3] (табл. 3).

Таблица 3. Зависимости G_V металлов от температуры (кДж/моль)

Металл	T, К						T_0
	298	500	1000	1500	2000	2500	
Ti	9	17	45	82	126	-	122
Cr	7	13	37	69	108	154	123
Mn	10	18	47	88	143	-	90
Fe	8	15	42	81	128	-	108
Ni	9	17	45	82	128	-	103
Cu	10	18	47	84	130	-	75
V	9	16	43	78	119	167	133

Значения r_n и m для этих металлов определяем по уравнениям (8)–(10), используя исходные данные [3] табл. 4.

Таблица 4. Расчетные значения параметров ЭН жидких металлов при температуре плавления

Металл	G_V , кДж/моль	$\sigma_L \cdot 10^{18}$, Дж/нм ²	a , нм	r_n , нм	m	$2r_n/a$
Ti	122	1,39	0,329	3,0	3030	18
Cr	123	1,59	0,288	2,3	2130	16
Mn	90	1,75	0,308	4,2	10460	27
Fe	108	1,78	0,293	3,3	5940	23
Ni	103	1,70	0,352	5,2	13490	30
Cu	75	1,35	0,362	6,2	20440	34
V	133	1,75	0,303	2,7	3030	18

Из табл. 2 и 4 следует, что размеры ЭН в жидких металлах при температуре плавления в 20–60 раз больше размеров их элементарных кристаллических решеток и еще больше – атомов. Это обеспечивает жидким металлам высокую скорость затвердевания при интенсивном теплоотводе.

ЭН играют важную роль в диффузных процессах, происходящих в жидких металлах. Если в твердых металлах основными носителями диффузии служат атомы, то в металлических расплавах – ЭН. Это объясняет аномально высокий коэффициент диффузии в жидких металлах по сравнению с твердыми.

Расчетные параметры ЭН позволяют оценить минимальные размеры структурообразующих нанокристаллов (СН) и центров кристаллизации (ЦК), из которых формируются микрокристаллы [4]. Для металлов табл. 2 минимальные размеры (диаметры) СН и ЦК будут соответственно составлять $4r_n$ и $12r_n$, т.е. 22–46 и 70–140 нм. Для металлов табл. 4 минимальные диаметры СН и ЦК соответственно будут равны 9–25 и 30–75 нм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Наноструктурная теория металлических расплавов // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 7–9.
2. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. Термодинамика твердого и жидкого алюминия // Литье и металлургия. 2021. № 3. С. 74–77.
3. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 660 с.
4. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. Наноструктурная кристаллизация металлов // Литье и металлургия. 2021. № 2. С. 23–26.

REFERENCES

1. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov [Nanostructural theory of metal melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
2. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Termodinamika tverdogo i zhidkogo alyuminiya [Thermodynamics of solid and liquid aluminium]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 74–77.
3. *Svojstva elementov. CH. 1. Fizicheskie svojstva: Spravochnik* [Item Properties. Part 1. Physical Properties: Reference]. Pod red. G. V. Samsonova. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 660 p.
4. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Nanostrukturnaya kristallizaciya metallov [Nanostructured crystallization of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 23–26.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-19-23>
УДК 669/621.745

Поступила 12.10.2021
Received 12.10.2021

ПОЛУЧЕНИЕ ФЕРРОСПЛАВОВ В РОТАЦИОННЫХ НАКЛОНЯЮЩИХСЯ ПЕЧАХ

С. Л. РОВИН, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: rovin@bntu.by. Тел.: +375 (17) 292-50-60
Л. Е. РОВИН, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого,
г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: lerovin@mail.ru, Тел.: +375 (29) 633-95-99

В статье представлен анализ методов, которые могут быть использованы для малотоннажного получения ферромарганца, ферросилиция и других ферросплавов в условиях машиностроительного предприятия с использованием собственных отходов, в том числе дисперсных. Предлагается осуществлять производство ферросплавов в ротационных наклоняющихся печах (РНП) нового поколения, которые имеют максимальный КПД при нагреве и расплавлении дисперсных материалов, позволяют активно осуществлять окислительные и восстановительные процессы и способны обеспечить необходимую рентабельность даже при небольших объемах производства.

Ключевые слова. Рециклинг, ферросплавы, металлоотходы, дисперсность, восстановление, плавка, ротационные печи, экология.

Для цитирования. Ровин, С. Л. Получение ферросплавов в ротационных наклоняющихся печах / С. Л. Ровин, Л. Е. Ровин // Литье и металлургия. 2021. №4. С. 19–23. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-19-23>.

PRODUCTION OF FERROALLOYS IN ROTARY TILTING FURNACES

S. L. ROVIN, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: rovin@bntu.by. Tel.: +375 (17) 292-50-60
L. E. ROVIN, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj,
Gomel, Belarus, 48, Ochyabrya ave. E-mail: lerovin@mail.ru. Tel.: +375 (29) 633–95–99

The article presents an analysis of methods that can be used for low-tonnage production of ferromanganese, ferrosilicon and other ferroalloys in the conditions of a machine-building enterprise using its own waste, including dispersed. It is proposed to carry out the production of ferroalloys in rotary tilting furnaces (RNP) of a new generation, which have maximum efficiency when heating and melting dispersed materials, allow active oxidation and reduction processes and are able to provide the necessary profitability even with small production volumes.

Keywords. Recycling, ferroalloys, metal wastes, dispersion, recovery, melting, rotary furnaces, ecology.

For citation. Rovin S. L., Rovin L. E. Production of ferroalloys in rotary tilting furnaces. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 19–23. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-19-23>.

Введение

Рециклинг металлоотходов является задачей, актуальность которой трудно переоценить как с экономической, так и с экологической точки зрения. Составной частью этой проблемы является переработка и использование образующихся отходов ферросплавов. Производство качественных сплавов, прежде всего стали и чугуна, невозможно представить без применения ферросплавов для раскисления, легирования и модифицирования. Естественно, использование материала сопровождается образованием отходов. Если массовая доля используемых ферросплавов, как и образующихся отходов по сравнению с металлоотходами, невелика, то в стоимостном выражении они составляют значимую величину. Беларусь импортирует ферросплавы для нужд металлургии и литейного производства на десятки миллионов долларов в год. Затраты можно значительно сократить путем создания системы рециклинга. Хорошие перспективы имеют здесь технологии с использованием ротационных печей. Поисковые исследования, выполненные по этой проблеме, позволяют сделать вывод об эффективности переработки не только отходов собственно ферросплавов, но и силикатов из шлаков сталеплавильных печей.

Немалое значение имеет и экологический аспект проблемы. Сегодня перерабатывается не более 15–20 % оксидных и многокомпонентных железосодержащих отходов, а все остальное захоранивается на промышленных полигонах и в отвалах предприятий [1].

Ферросплавы – сплавы железа с другими элементами, применяемые главным образом для раскисления, модифицирования и легирования стали и чугуна. Львиную долю среди них по объему производства и потребления составляют ферросилиций и ферромарганец, так называемые «большие ферросплавы». В среднем на сталеплавильных заводах расход ферросилиция, приведенного к ФС45, на 1 т стали составляет 6,5–7,5 кг, на 1 т чугуна с учетом угара уходит до 25 кг ферросилиция [2]. В год Республика Беларусь импортирует порядка 15 тыс. т ферросилиция в пересчете на ФС45. Сравнимые цифры представляет и импорт ферромарганца. Из этого количества 8–15 % теряется при отсеве некондиционной мелочи миллиметрового диапазона, которая образуется при дроблении, перегрузках и транспортировке.

Однако наибольшую долю потерь составляют силикаты железа, входящие в состав шлаков, образующихся при производстве стали в электроплавильных печах. Это прежде всего фаялит ($2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$), кнебелит ($\text{FeO} \cdot \text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$) и оливин ($2\text{MgO} \cdot \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$), составляющие 5–7 % общего объема шлака. Кроме силикатов, в шлаках присутствует еще целый ряд комплексных соединений, в состав которых входят Fe, Mn и Si. Только на БМЗ за год образуется около 50 тыс. т силикатов, из которых утилизируется не более 35–40 %, а остальное уходит в отвал.

В настоящее время выплавка ферросилиция и ферромарганца производится в основном в рудовосстановительных электродуговых печах большой мощности углеродотермическим или металлотермическим способом. В первом случае в качестве восстановителя используются углеродсодержащие материалы: кокс, полукокс, уголь, графит (отходы), коксик и др. При производстве высокоуглеродистых ферросплавов именно этот процесс является наиболее универсальным и популярным, он обеспечивает высокую производительность и позволяет получить практически любые ферросплавы. Однако процессы получения ферросплавов в электродуговых печах являются чрезвычайно энергоемкими. Так, например, средний удельный расход электроэнергии при производстве ферросилиция ФС45–ФС75 в электродуговых печах находится в пределах от 4500 до 9000 кВт·ч/т, что почти в 10–20 раз выше энергозатрат на выплавку стали. Кроме высоких затрат на электроэнергию, весьма существенной статьёй расходов (до 20–25 % от стоимости готового продукта) при получении ферросплавов является предварительная подготовка сырья и его окомкование (агломерация, окатывание или брикетирование) [3,4]. Для обеспечения требуемой рентабельности производители ферросплавов, как правило, ориентируются на крупнотоннажные источники сырья – рудные месторождения и организацию производства непрерывного цикла. При небольших объемах исходного сырья и соответственно производства, необходимости порционного получения ферросплавов применение рудовосстановительных электродуговых печей становится нерентабельным.

Поиски новых малотоннажных процессов получения ферросплавов продолжаются во всем мире. Японские ученые разработали технологию восстановительной плавки агломерированной марганцевой руды в индукционной тигельной печи с перемешиванием ванны и провели пробные плавки в лабораторной установке емкостью 70 кг. Восстановительная индукционная плавка обеспечивает снижение угара компонентов и некоторое сокращение удельных энергозатрат относительно плавки в электродуговой печи, уступая при этом в производительности. При сравнении эффективности выплавки ферромарганца (ФМн) в электропечах с топливными шахтными печами были получены следующие данные: для выплавки 1 т ферромарганца в индукционной печи расходуется 2400–2800 кВт·ч электроэнергии и 360–380 кг кокса, а в шахтной печи – около 200 кВт·ч электроэнергии и 1500–1700 кг кокса [2].

В последние годы в области рециклинга дисперсных отходов черных сплавов, в том числе оксидных и многокомпонентных, достаточно успешно разрабатываются технологии, основанные на применении ротационных наклоняющихся печей (РНП). Значительным преимуществом этих технологий является отсутствие обязательной подготовки шихты, возможность проведения порционных плавов и эффективной переработки как небольших, так и крупных объемов сырья. Благодаря высокой технологической мобильности РНП является агрегатом, который позволяет проводить процессы восстановления в наиболее энергетически выгодном режиме (как в твердой, так и в жидкой фазе), а при использовании обогащения дутья кислородом осуществлять обработку при температурах от 1500 до 1800–1850 °С, что необходимо при получении ферросплавов из силикатов.

За модель предлагаемого процесса переработки отсевов ферросплавов может быть принят процесс рециклинга стружки в РНП как самый близкий по технологии. Отсевы являются чистыми и ценными отходами – сырьем для переработки, так как их состав уже представляет собой сплавы ФС или ФМн.

Процесс рециклинга дисперсных металлических отходов, которые содержат относительно небольшое количество оксидов железа и других неметаллических примесей (не более 5–10%), включает в себя предварительный разогрев печи (только при первой плавке); загрузку шихты, восстановителя и флюсов; безокислительный нагрев в присутствии твердого восстановителя (коксик, отсев угля, антрацита и т. п., – до 5–6% от металлозавалки) до температуры 1150–1200 °С; расплавление шихты путем повышения температуры 1600–1700 °С за счет обогащения дутья кислородом (до 27–28%); выдержку расплава до прекращения кипа и слив расплава и шлака. Весь процесс плавки дисперсных металлических отходов занимает в РНП не более 35–45 мин, при этом угар металла не превышает 1,5–2,5%. При необходимости в РНП может быть проведено и рафинирование расплава [5].

На рис. 1 показана структурная схема производственного процесса переплавки отсеков ферросилиция от этапа дробления и отсева кускового ферросилиция до получения готовой продукции.

Аналогичным образом может быть представлен и процесс рециклинга ферромарганца:

1. Набор и взвешивание исходных шихтовых материалов: отсеки ферромарганца, флюсы и восстановитель (в качестве восстановителя могут использоваться любые твердые углеродсодержащие материалы, в Беларуси наиболее доступным является коксик).

2. Загрузка исходных материалов в предварительно прогретую печь (~900–1000 °С) с помощью вибrolотка. Загрузка осуществляется в печь, вращающуюся со скоростью ~1 об/мин.

3. Разогрев шихты. Разогрев ведется до температуры 1150–1200 °С при непрерывном вращении печи (1–2 об/мин) за счет сжигания природного газа с коэффициентом избытка воздуха (α), равным 0,85–0,90. Сжигание природного газа с недостатком воздуха и в присутствии коксика обеспечивает поддержание в печи восстановительной атмосферы ($\text{CO} > \text{CO}_2$).

4. Расплавление. После разогрева материала часть воздуха (~25%) замещается кислородом, температура в печи поднимается до 1600–1700 °С, и шихта расплавляется. Контроль температуры в печном пространстве осуществляется по показаниям термопары, встроенной в крышку печи, а расплава – при сливе с помощью пирометра.

5. Выдержка и слив расплава в изложницы. Перед сливом расплава вращение печи останавливается, крышка печи с горелочным устройством отводится в сторону и печь из рабочего положения – горловиной вверх под углом – (15–20)° наклоняется в положение горловиной вниз – +(20–25)°.

Значительно более сложным является процесс получения ферросплавов из силикатов, который включает стадию восстановления оксидов железа, кремния, марганца и других основных элементов. Физико-химические процессы восстановления, как и взаимодействия компонентов, шлаковая фаза,



Рис. 1. Структурная схема рециклинга отсеков ферросилиция

температурные режимы и другие факторы, характерные для рудовосстановительных процессов при выплавке ферросплавов в доменных и электродуговых печах, достаточно хорошо изучены. Основные положения этих технологий были использованы при разработке режимов плавки в РНП. Кроме того, были использованы данные восстановительных плавов, полученные при отработке технологии рециклинга оксидных и многокомпонентных железосодержащих отходов [1,5].

В отличие от базового варианта – рециклинга окалины, при переработке силикатов может быть сокращен этап твердофазного восстановления, так как минералы в отличие от окалины не имеют развитой пористой структуры, из-за чего данный процесс становится малоэффективным. Соответственно возрастают длительность жидкофазного периода восстановления, а также удельные энергозатраты.

В первом приближении температуру начала восстановления можно определить по эмпирическим формулам М. С. Хрущева и В. П. Елютина [2]:

$$T_{\text{нв}} = 2,2 \Delta G_{f298}^{\circ} - 85, \text{ K},$$

$$T_{\text{нв}} = 0,45 T_{\text{пл}} + 250, \text{ K},$$

где ΔG_{f298}° – энергия Гиббса, кДж/(моль O_2); $T_{\text{пл}}$ – температура плавления оксидов.

Исходя из этого, технологическая схема процесса может быть представлена следующим образом:

1. Набор и взвешивание исходных шихтовых материалов: силикаты, железная стружка, восстановитель, флюсы.

2. Загрузка исходных материалов в предварительно прогретую печь (~900–1000 °С) с помощью вибrolотка или мульды. Загрузка осуществляется во вращающуюся печь (~1 об/мин).

3. Разогрев шихты. Разогрев ведется до температуры ~1200 °С при непрерывном вращении печи (1–2 об/мин). Сжигание природного газа ведется с недостатком воздуха ($\alpha=0,75\text{--}0,80$) и в присутствии коксика, что обеспечивает поддержание в печи восстановительной атмосферы ($\text{CO}/\text{CO}_2 > 2/1$).

4. Расплавление. После разогрева материала подается кислород таким образом, чтобы в дутье его количество составляло не менее 30% при $\alpha=1,05$. Температура в рабочем пространстве печи быстро поднимается до 1750–1850 °С (время разогрева составляет 15–20 мин), шихта расплавляется, и процесс переходит в жидкую фазу.

5. После расплавления (частично растворения) шихтовых материалов и разогрева ванны до температуры 1600–1700 °С происходит вспенивание шлака. Данная стадия свидетельствует об интенсивной газофикации восстановителя $\text{C} + \text{O}_2 \rightarrow \text{CO}$ и протекании восстановительных реакций.

Первым будет восстанавливаться оксид железа по реакции: $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2 + 2\text{C} \rightarrow 2\text{Fe} + \text{SiO}_2 + 2\text{CO}$.

Затем начинается восстановление диоксида кремния: $\text{SiO}_2 + 2\text{C} \rightarrow 2\text{Si} + 2\text{CO}$.

В качестве промежуточного процесса: $\text{SiO}_2 \rightarrow \text{SiO} \rightarrow \text{SiC} \rightarrow \text{Si}$.

Затем образование сплава: $\text{Fe} + \text{Si} \rightarrow \text{FeSi}$.

Железо, растворяя кремний, способствует разрушению карбида кремния.

6. Выдержка, при необходимости – введение кварцита для регулирования концентрации кремния, слив сплава и шлака. Перед сливом сплава вращение печи останавливается, тем самым уменьшается перемешивание, что способствует осаждению капель сплава из слоя шлака.

На рис. 2 представлена структурная схема предлагаемого процесса восстановления силикатов железа от образования и переработки сталеплавильного шлака до получения ферросплава и литой заготовки.

Исследования показали, что переход из диапазона 800–900 °С, характерного для большинства известных процессов твердофазного восстановления, в зону 1100–1200 °С увеличивает скорость восстановления дисперсных материалов более чем в 2 раза. Наилучшими восстанавливающими способностями в этом диапазоне температур обладает графит, затем по убывающей: кокс, антрацит, лигнин [1].

В ротационных наклоняющихся печах процесс нагрева сопровождается интенсивным перемешиванием слоя и переход в жидкую фазу осуществляется при высокой скорости нагрева (до 1–2 К/с), что препятствует спеканию и окомковыванию шихты.

Выводы

Предлагаемый процесс получения ферросплавов в ротационных наклоняющихся печах позволяет вести порционную переработку материалов и дает возможность осуществлять рентабельный децентрализованный, в том числе малотоннажный, рециклинг дисперсных отходов ферросплавов и переработку сталеплавильных шлаков непосредственно на предприятиях, где эти отходы образуются, таким образом повышая эффективность и экологичность литейного и металлургического производства.

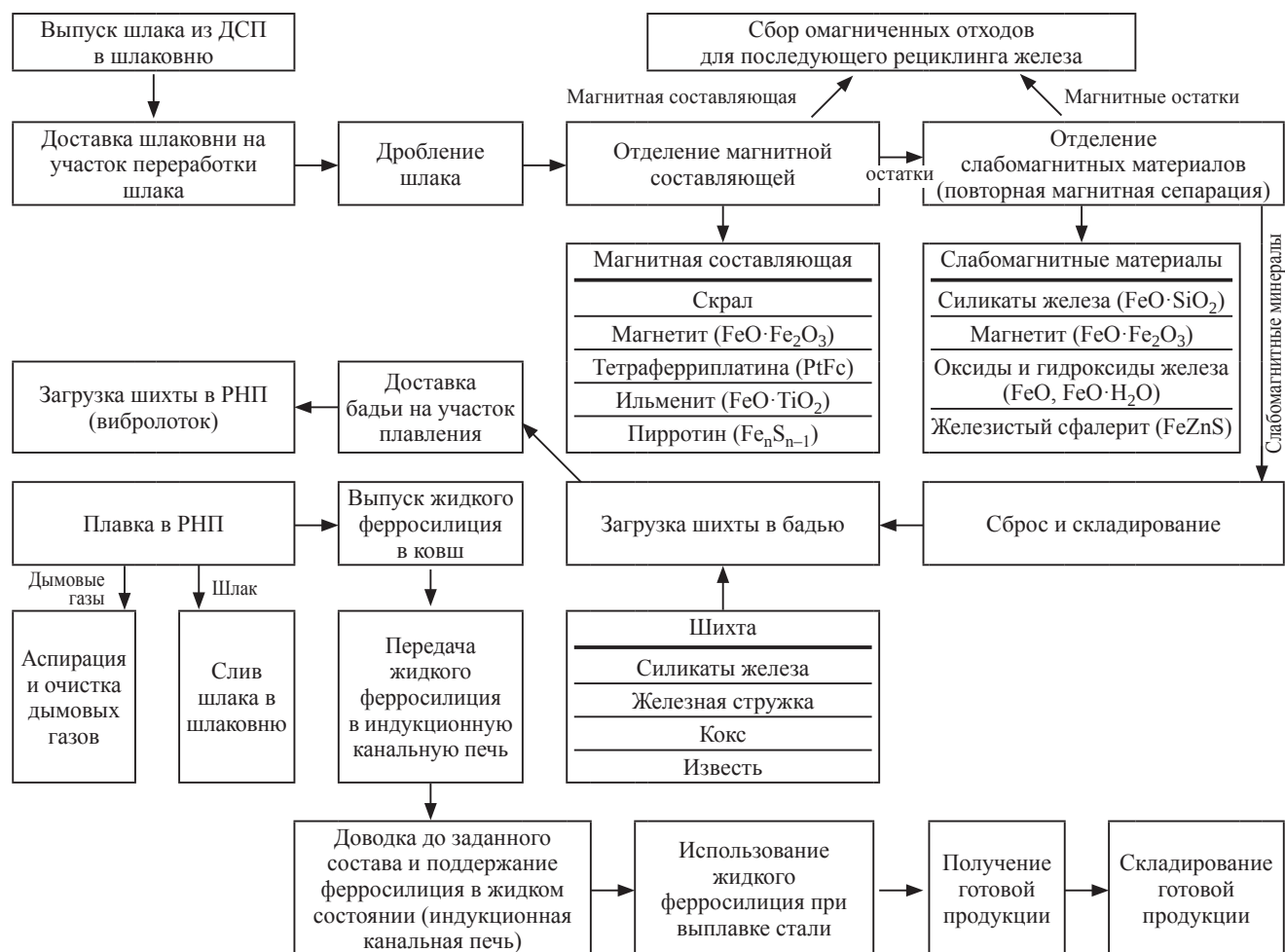


Рис. 2. Структурная схема восстановления силикатов

ЛИТЕРАТУРА

1. Ровин, С.Л. Рециклинг металлоотходов в ротационных печах / С.Л. Ровин. Минск: БНТУ, 2015. 382 с
2. Мысик, В.Ф. Металлургия ферросплавов / В.Ф. Мысик, А.В. Жданов, В.Ф. Павлов. Екатеринбург: Изд-во Уральского ун-та, 2018. 536 с.
3. Шкирмونت А.П. Выплавка ферросилиция с позиции энерготехнологического критерия работы ферросплавной электропечи // Черная металлургия. Бюл. науч.-техн. и эконом. информации. 2018. № 8. С. 43–49.
4. Ярошенко, Ю.Г. Основные направления энерго- и ресурсосбережения в технологиях производства ферросплавов / Ю.Г. Ярошенко, В.И. Жучков // Бакунинские чтения: материалы XII Всерос. науч. конф., посвящ. 90-летию Заслуж. деятеля науки России, д-ра ист. наук, проф. А.В. Бакунина. Екатеринбург, 4–5 декабря 2014 г. Т. 1. Екатеринбург: Ин-т истории и археологии, УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина. 2014. С. 624–633.
5. Rovin, S.L. Recycling of metalwastes in rotary furnaces / S.L. Rovin, A.S. Kalinichenko, L.E. Rovin // Journal of Casting & Materials Engineering (JCME). 2019. Vol 3. No. 2. P. 43–49.

REFERENCES

1. Rovin S.L. *Recikling metalloothodov v rotacionnyh pechah* [Recycling of metal waste in rotary furnaces]. Minsk, BNTU Publ., 2015, 382 p.
2. Mysik V.F., Zhdanov A.V., Pavlov V.F. *Metallurgiya ferrosplavov* [Metallurgy of ferroalloys]. Ekaterinburg, Izd-vo Ural'skogo un-ta Publ., 2018, 536 p.
3. Shkirmontov A.P. Vyplavka ferrosiliciya s pozicii energotekhnologicheskogo kriteriya raboty ferrosplavnoj elektropechi [Ferrosilicon smelting from the position of energy technology criteria for the operation of a ferroalloy electric furnace]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tehnicheskoy i ekonomicheskoy informacii = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2018, no. 8, pp. 43–49.
4. Yaroshenko Yu.G., Zhuchkov V.I. Osnovnye napravleniya energo- i resursosberezheniya v tekhnologiyah proizvodstva ferrosplavov [The main directions of energy and resource conservation in technologies for the production of ferroalloys]. *Bakuninskie chteniya: materialy XII Vseros. nauch. konf., posvyashch. 90-letiyu Zasluzh. deyatelya nauki Rossii, d-ra ist. nauk, prof. A. V. Bakunina*, Ekaterinburg, 4–5 dekabrya 2014 g., 2014, vol. 1, pp. 624–633.
5. Rovin S.L., Kalinichenko A.S., Rovin L.E. Recycling of metalwastes in rotary furnaces. *Journal of Casting & Materials Engineering (JCME)*, 2019, vol. 3, no. 2, pp. 43–49.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-24-27>
УДК 621.74

Поступила 02.11.2021
Received 02.11.2021

ЛАБОРАТОРНЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

С. В. КОРЕНЮГИН, С. Л. РОВИН, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: foundry@bntu.by. Тел.: +375 (017) 293-92-04

В статье представлен анализ лабораторных методов исследования температурных и фазовых расширений и изменения свойств формовочных и стержневых смесей в процессе нагрева. Проведен анализ предлагаемого на рынке Беларуси лабораторного оборудования для высокотемпературных испытаний формовочных материалов и смесей, описана методика проведения таких испытаний с использованием приборов ведущих мировых производителей. Представлены результаты тестовых высокотемпературных испытаний смесей на основе фурановых связующих.

Ключевые слова. Свойства смесей при высоких температурах, фазовые и температурные расширения, дефекты отливок, просечка.

Для цитирования. Коренюгин, С. В. Лабораторные методы исследования стержневых смесей при высоких температурах / С. В. Коренюгин, С. Л. Ровин // Литейное производство. 2021. № 4. С. 24–27. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-24-27>.

LABORATORY METHODS FOR THE STUDY OF ROD MIXTURES AT HIGH TEMPERATURES

S. V. KORENIUGIN, S. L. ROVIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty Ave. E-mail: foundry@bntu.by, Tel.: +375 (017) 293-92-04

The article presents an analysis of laboratory methods for studying temperature and phase expansions and changes in the properties of molding and core mixtures during heating. The analysis of laboratory equipment offered on the Belarusian market for high-temperature testing of molding materials and mixtures is carried out, the methodology for conducting such tests using devices from leading world manufacturers is described. The results of high-temperature test tests of mixtures based on furan binders are presented.

Keywords. Properties of mixtures at high temperatures, phase and temperature expansions, defects of castings, cutting, finning.

For citation. Koreniugin S. V., Rovin S. L. Laboratory methods for the study of rod mixtures at high temperatures. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 24–27. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-24-27>

Введение

Для понимания причин и механизмов образования большинства литейных дефектов, в том числе таких характерных, как пригар, горячие трещины, ужимины и просечки, важнейшее значение имеют исследования свойств и поведения формовочных и стержневых смесей при высоких температурах. До недавнего времени такие исследования были возможны только при проведении натурных экспериментов путем заливки лабораторных образцов расплавом. Информативность таких исследований была минимальной, а трудоемкость очень высокой.

В 2000-е годы у ведущих производителей аналитического и испытательного лабораторного оборудования для литейного производства, таких, как Simpson Technologies (США-Германия), Georg Fischer (Швейцария), Multiserw Morek (Польша), Kelson Testing Equipment (Индия), BenetLab (Италия) и некоторых других, появились приборы, предназначенные для проведения «сухих» (без заливки расплава) лабораторных испытаний формовочных и стержневых смесей при высоких температурах и исследования изменения их свойств и напряженно-деформированного состояния в процессе нагрева [1,2].

Методика испытаний

Одним из таких приборов является высокотемпературный компрессионный тестер компании Simpson Technologies мод. 42115, который может использоваться для исследования свойств как формовочных

и стержневых смесей, так и огнеупорных наполнителей без связующего. Прибор позволяет проводить исследования температурных и фазовых объемных изменений в материале в свободном состоянии или после предварительного уплотнения, фиксируя возникающие в образце напряжения, связанные с его расширением. Общий вид прибора и его измерительная схема показаны на рис. 1 [3].

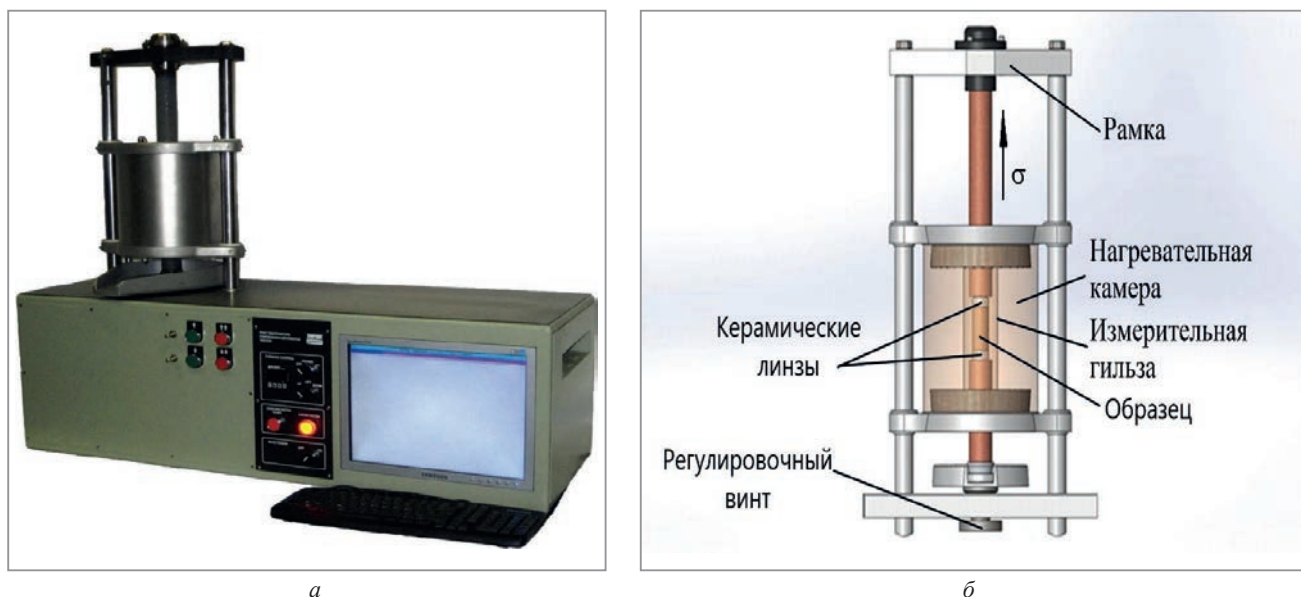


Рис. 1. Общий вид (а) и измерительная схема (б) проведения высокотемпературных испытаний на приборе мод. 42115 компании Simpson Technologies

Порядок проведения измерений на приборе следующий: с помощью клавиатуры устанавливается требуемая температура нагрева образца, после достижения заданной температуры нагревательная камера переводится в верхнее положение, образец смеси засыпается в измерительную гильзу, которая фиксируется регулировочным винтом, нагревательная камера опускается в нижнее положение и начинается измерение. В ходе испытаний прибор контролирует давление (напряжение), создаваемое расширением образца при нагреве, при этом в автоматическом режиме на мониторе прибора строится график изменения давления в зависимости от времени и температуры нагрева.

Для измерения деформаций, сопровождающих температурные и фазовые превращения в стержневой смеси в процессе нагрева, компания Simpson Technologies предлагает прибор модели 42114. Образец с размерами 115×25×6 мм (длина×ширина×толщина) устанавливается в зажим, затем с помощью регуляторов задаются требуемые параметры работы газовой горелки – расход газа и соответственно темп нагрева. После включения прибора происходит поджигание горелки и начинается измерение величины деформационных изменений размеров образца. Все параметры представляются в виде графика на экране прибора. Общий вид прибора представлен на рис. 2 [3].



Рис. 2. Общий вид прибора мод. 42114 компании Simpson Technologies

Аналогичный прибор, модели LRu-DMA, только с электрическим нагревом предлагает компания Multiserw Morek [4]. Общий вид и измерительная схема этого прибора показаны на рис 3.

Образец (параллелепипед) из стержневой смеси консольно крепится на кронштейне и нагревается в средней его части с нижней или верхней стороны. Из-за разницы в тепловом расширении между нагретой и холодной поверхностью образец деформируется в направлении, противоположном направлению источника тепла. Величина перемещения свободного конца образца фиксируется и отображается в виде графика на экране монитора.

После нарушения целостности образца (из-за образования трещин или начала деструкции связующего) начинается его деформация в обратном направлении. Величина обратной деформации также измеряется и фиксируется на графике вплоть до полного разрушения образца.

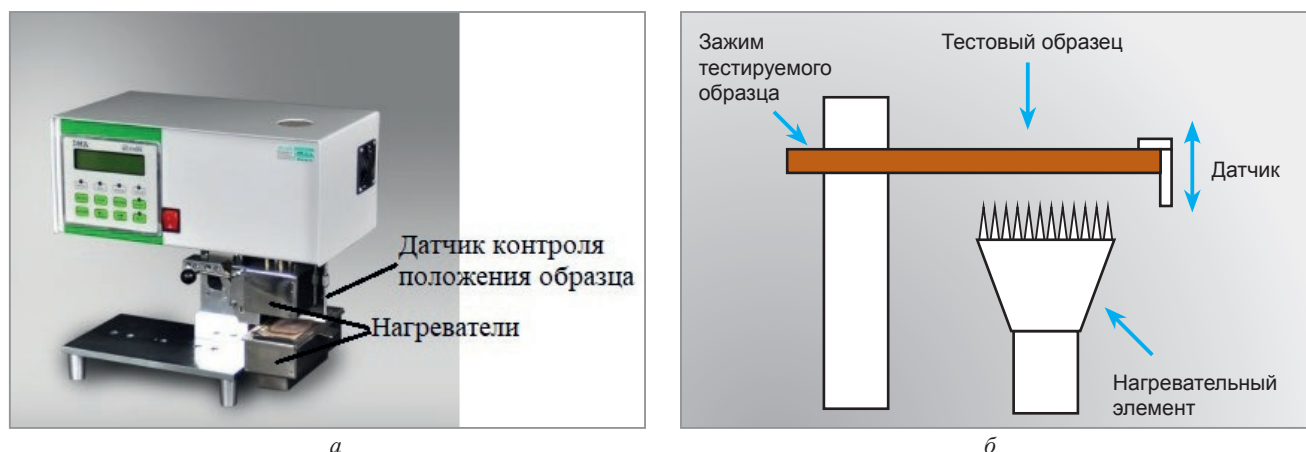


Рис. 3. Общий вид (а) и измерительная схема (б) проведения высокотемпературных испытаний на приборе мод. LRu-DMA компании Multiserw Morek

Изменения, происходящие при нагреве в образце, имеют место и в реальных песчаных стержнях при заливке формы расплавом и в процессе кристаллизации и охлаждения отливок. Эти явления приводят к возникновению таких дефектов литья, как искажение геометрии, перекося, разностенность, просечки и др., особенно в случае использования тонких (ленточных) стержней, например, оформляющих рубашки охлаждения головок и блоков цилиндров и т.п.

При проведении испытаний контролируются и фиксируются следующие параметры: температура в зоне нагрева, продолжительность нагрева и деформация – перемещение свободного конца образца. Деформация (изгиб) образца определяется с точностью до 0,001 мм.

Результаты испытаний

Для отработки методики исследований, определения достоверности и повторяемости получаемых результатов на приборе LRu-DMA были проведены сравнительные высокотемпературные испытания смесей на фурановых связующих при различном содержании и соотношении связующего и отвердителя.

При проведении испытаний соблюдалась стабильность условий и режимов приготовления и отверждения исследуемых смесей. Полученные в ходе испытаний зависимости величины деформации (изгиба) образца от температуры и времени ее воздействия приведены на рис. 4.

Отклонения измеряемых величин от среднего арифметического значения при проведении параллельных испытаний не превышали 4–7 % (см. таблицу).

Деформация образца при температуре нагревателя 900 °С

Номер образца	Деформация, мм, через, с							
	50	100	150	200	250	300	350	400
1	0,191	0,281	0,346	0,454	0,526	0,597	0,697	0,784
2	0,274	0,385	0,472	0,547	0,601	0,664	0,755	0,654
3	0,246	0,303	0,418	0,526	0,612	0,672	0,721	0,704
Среднее арифметическое значение	0,237	0,323	0,412	0,509	0,580	0,644	0,724	0,714
Максимальное отклонение от среднего значения, %	4,6	6,2	6,6	5,5	5,4	4,7	3,1	7

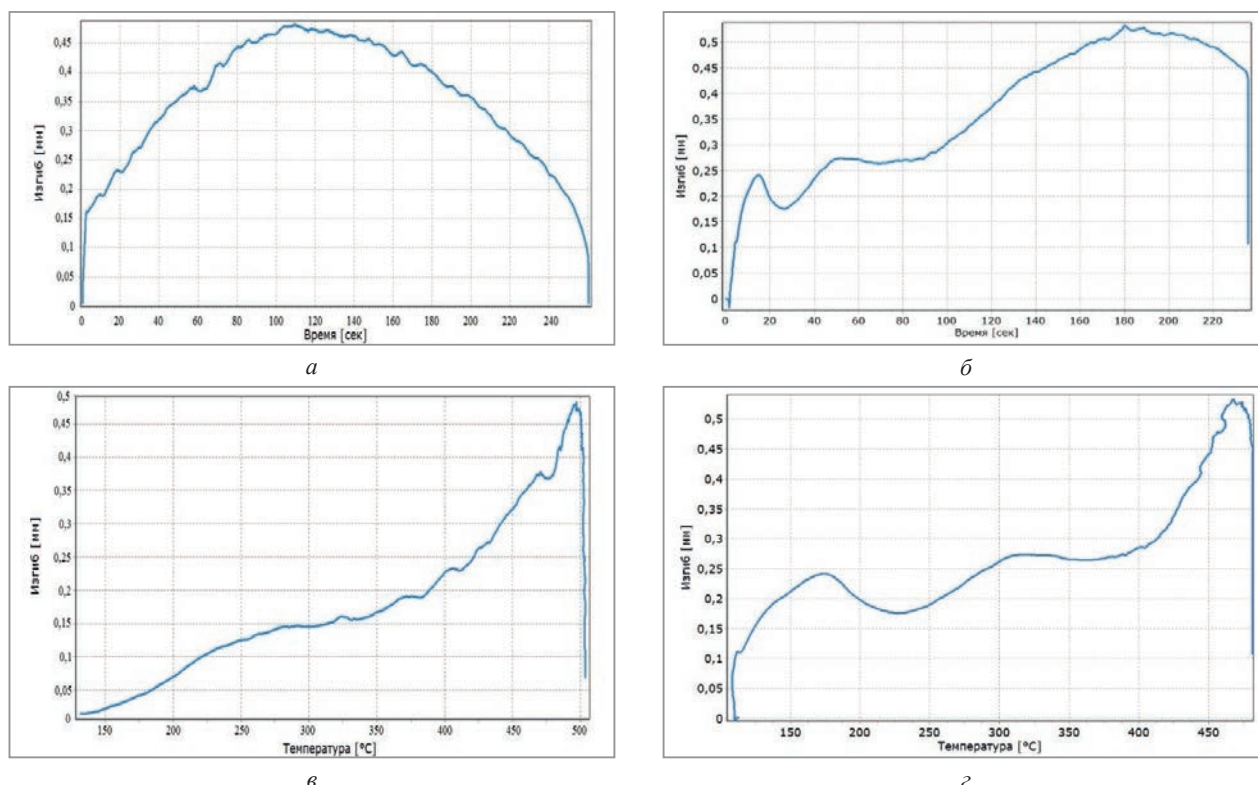


Рис. 4. Результаты испытаний образцов из холоднотвердеющих смесей на фурановых связующих:
 а, б – зависимость величины деформации от времени воздействия высоких температур; в, з – зависимость величины деформации от температуры; а, в – образец с содержанием 1,2% связующего и 0,36% отвердителя; б, з – образец с содержанием 1,5% связующего и 0,45% отвердителя

Выводы

Высокотемпературные лабораторные испытания стержневых смесей с помощью представленных выше приборов позволяют воспроизвести и исследовать их поведение в условиях, соответствующих процессам заливки форм расплавом, кристаллизации и охлаждения отливок, получить количественную оценку их напряженно-деформированного состояния и, таким образом, значительно упростить исследования и ускорить поиск решений, направленных на предотвращение или снижение риска возникновения дефектов отливок, связанных с разрушением или искажением геометрии стержня, таких, как несоответствие по геометрии, горячие трещины, засоры, просечки и др.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ровин, С.Л. Причины возникновения брака отливок по просечкам и поиск способов его предотвращения / С.Л. Ровин, С.В. Кореньюгин // Литейное производство. 2019. № 12. С. 6–8.
2. Кореньюгин, С.В. Причины дефектов литья при использовании стержней, изготовленных по Cold-Box-Amin-процессу / С.В. Кореньюгин, С.Л. Ровин, В.М. Гацура // Современные технологии для заготовительного производства: материалы РНТК профессорско-преподавательского состава, научных работников, докторантов и аспирантов МТФ БНТУ. Минск, апрель 2020. Минск: БНТУ, 2020. С. 103–106.
3. Каталог продукции компании Simpson Technologies GmbH. [Электронный ресурс] – Режим доступа: <http://www.simpson-group.com/media/usa/Simpson-Sand-Testing-Catalog.pdf> – дата доступа: 25.05.2021.
4. Каталог продукции компании Multiserw-Morek. [Электронный ресурс] – Режим доступа: http://multiserw-morek.pl/data/attachments/1044_2015_folder_odlewnictwo_en.pdf – дата доступа: 25.05.2021.

REFERENCES

1. Rovin S. L., Korenyugin S. V. Prichiny vozniknoveniya braka otlivok po prosechkam i poisk sposobov ego predotvrashcheniya [Causes of marriage of castings for finning and the search for ways to prevent it.]. *Liteynoye proizvodstvo = Foundry production*, 2019, no. 12, pp. 6–8.
2. Korenyugin S. V., Rovin S. L., Gatsuro V. M. Prichiny defektov litia pri ispolzovanii sterzhney, izgotovlennykh po Cold-Box-Amine-protsessu [Causes of casting defects when using cores made according to the cold-box amine process]. *Sovremennyye tekhnologii dlya zagotovitel'nogo proizvodstva: materialy RNTK professorsko-prepodavatelskogo sostava, nauchnykh rabotnikov, doktorantov i aspirantov MTF BNTU = Modern technologies for procurement production: materials of the RNTK of the teaching staff, researchers, doctoral students and postgraduates of the ITF BNTU*, Minsk, april 2020. BNTU. Minsk, 2020, pp. 103–106.
3. <http://www.simpsongroup.com/media/usa/Simpson-Sand-Testing-Catalog.pdf> – data dostupa: 25.05.2021.
4. http://multiserw-morek.pl/data/attachments/1044_2015_folder_odlewnictwo_en.pdf – data dostupa: 25.05.2021.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-28-32>
УДК 541.183

Поступила 20.09.2021
Received 20.09.2021

ОБЕЗВРЕЖИВАНИЕ ПАРОВ РАСТВОРИТЕЛЯ 650 АДСОРБЦИОННО-КАТАЛИТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

А. С. ПАНАСЮГИН, Белорусский национальный технический университет,

г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: nilogaz@tut.by

Н. Д. ПАВЛОВСКИЙ, Гродненский государственный медицинский университет,

г. Гродно, Беларусь, ул. Горького, 80. E-mail: pavlovskij-nic@mail.ru

Н. П. МАШЕРОВА, А. Р. ЦЫГАНОВ, И. И. КУРИЛО, Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а. E-mail: masherova.nat@mail.ru

Целью данной работы является изучение процесса нейтрализации паров смешанного растворителя марки 650 адсорбционно-каталитическим методом. Сущность метода состоит в концентрировании компонентов растворителя на сорбенте, термической десорбции с последующим периодическим беспламенным каталитическим окислением накопленных органических веществ до диоксида углерода и воды. В качестве сорбента был использован синтетический цеолит марки NaX, в качестве катализатора – пористый материал на основе пенокерамики состава Al_2O_3/SiO_2 с высоко-развитой модифицированной поверхностью с нанесенной активной каталитической фазой. Смешанный растворитель содержит ксилолы, этилцеллозоль, н-бутанол. Показано, что на величину сорбционного объема цеолита для каждого класса рассмотренных соединений оказывают влияние определенные факторы: длина и строение углеродного скелета, положение гидроксильной группы (для спиртов и эфиров), количество метильных групп в составе молекул (для производных бензола). Степень конверсии компонентов смешанного растворителя составила 65,4–90,1 %.

Ключевые слова. Адсорбционно-каталитический метод, смешанный растворитель, обезвреживание паров органических веществ, ксилолы, н-бутанол, этилцеллозоль.

Для цитирования. Панасюгин, А. С. Обезвреживание паров растворителя 650 адсорбционно-каталитическим методом / А. С. Панасюгин, Н. Д. Павловский, Н. П. Машерова, А. Р. Цыганов, И. И. Курило // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 28–32. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-28-32>.

NEUTRALIZATION OF SOLVENT VAPORS OF BRAND 650 BY THE ADSORPTION-CATALYTIC METHOD

A. S. PANASYUGIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

E-mail: nilogaz@tut.by

N. D. PAVLOVSKIY, Grodno State Medical University, Grodno, Belarus, 80, Gorkogo str.

E-mail: pavlovskij-nic@mail.ru

N. P. MASHEROVA, A. R. TSYGANOV, I. I. KURILO, Belarusian State Technological University,

Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str. E-mail: masherova.nat@mail.ru

The purpose of this work is to study the process of neutralization of vapors of a mixed solvent of the brand 650 by the adsorption-catalytic method. The essence of the method consists in the concentration of solvent components on the sorbent, thermal desorption followed by periodic flameless catalytic oxidation of accumulated organic substances to carbon dioxide and water. Synthetic zeolite of the NaX brand was used as a sorbent, and a porous material based on foam ceramics of the Al_2O_3/SiO_2 composition with a highly developed modified surface with an active catalytic phase was used as a catalyst. The mixed solvent contains, xylenes, ethylcellosol, n-butanol. It is shown that the value of the sorption volume of zeolite for each class of the considered compounds is influenced by certain factors: the length and structure of the carbon skeleton, the position of the hydroxyl group (for alcohols and esters), the number of methyl groups in the composition of molecules (for the production of benzene). The conversion rate of the mixed solvent components was 65.4–90.1 %.

Keywords. Adsorption-catalytic method, mixed solvent, neutralization of organic matter vapors, xylenes, n-butanol, ethylcellosol,

For citation. Panasyugin A. S., Pavlovskiy N. D., Masherova N. P., Tsyganov A. R., Kurilo I. I. Neutralization of solvent vapors of brand 650 by the adsorption-catalytic method. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 28–32. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-28-32>.

Введение

Многокомпонентные (смесевые) растворители представляют собой смеси индивидуальных химических соединений, обычно значительно отличающихся как по химической природе, так и по полярности. Очень часто многокомпонентные растворители, как правило, содержат в своем составе как активный компонент, так и скрытые растворители и разбавители, причем содержание последних может достигать 50 об. % и выше. Введение скрытых растворителей (например, спиртов) и разбавителей снижает стоимость растворителя и позволяет использовать в качестве пленкообразующей смеси двух и более типов различных по природе полимеров, так как разбавитель для одного типа полимера может быть активным растворителем для другого.

В качестве одного из компонентов смесевых растворителей широко применяется этилцеллозольв. Он является компонентом таких растворителей, как Р-649, Р-650, Р-40, РМЛ, РМЛ-315, РЭ-3, входит в состав разбавителя Р-197 и многих других. Такое широкое использование этилцеллозольва получил благодаря своей исключительной растворяющей способности, так как с ним смешиваются практически все известные органические растворители (спирты, гликоли, диэтиловый эфир, ацетон, хлороформ, ксилолы) даже при комнатной температуре и в то же время он хорошо растворим в воде и обеспечивает смешение с водой неспособных к этому веществ. Этилцеллозольв используют для растворения старых покрытий (краска, нагар), химической чистки одежды, для обезжиривания, растворения лакокрасочных материалов любого типа, включая полиэфирные, эпоксидные, мочевиноформальдегидные, винифлекс, используется в производстве фото- и киноплёнок. Способность этилцеллозольва образовывать гомогенные растворы с водой и органическими растворителями применяется в его использовании в качестве присадки для авиационного топлива. Этилцеллозольв повышает растворимость воды в нефтепродуктах за счет образования гомогенной тройной системы нефтепродукт-вода-этилцеллозольв, что предотвращает образование кристаллов льда при низких температурах.

Ранее было показано [1–5], что при низких концентрациях органических газовых выбросов рациональнее использовать адсорбционно-каталитический метод, сущность которого состоит в концентрировании веществ на сорбенте с последующим периодическим беспламенным каталитическим окислением накопленных органических веществ до диоксида углерода и воды. Низкотемпературное осуществление процесса окисления, отсутствие трудоемких стадий регенерации, а также особенности технологического процесса, позволяющие минимизировать образование продуктов неполного сгорания соединений углерода, являются несомненными достоинствами адсорбционно-каталитического метода очистки газовых выбросов.

В указанных выше работах приведены результаты исследований по нейтрализации паров фенола, формальдегида, триэтаноламина, производных бензола, предельных углеводородов нормального и циклического строения, пропилен гликолей, сложных эфиров уксусной кислоты, одноатомных спиртов.

Однако материалы, в которых в качестве растворителя используются индивидуальные вещества, встречаются достаточно редко, в большинстве случаев применяют смесевые составы.

Цель данной работы – изучение процесса нейтрализации паров смесевых растворителей марки 650 (ГОСТ 18188–72)¹ адсорбционно-каталитическим методом. Компонентный состав растворителя 650 следующий: массовые доли ксилолов – 50 %, этилцеллозольва – 20 %, бутанола-1 – 30 %.

Методика эксперимента

Для решения поставленной задачи в качестве сорбента был выбран синтетический цеолит марки NaX, представляющий собой сферические гранулы диаметром 2,5–3,5 мм. В качестве катализатора глубокого окисления использовали пористые материалы с высокоразвитой модифицированной поверхностью на основе пенокерамики состава Al_2O_3/SiO_2 с нанесенной активной каталитической фазой, имеющие на поверхности пенокерамики сформированный буферный слой, содержащий 11,1 мас. % $\gamma-Al_2O_3$, и обладающие удельной поверхностью 15,6 м²/г [1, 6].

Схема модельной установки нейтрализации паров адсорбционно-каталитическим методом, принцип ее работы детально описаны в работе [1]. Алгоритм работы установки основан на полициклическом принципе:

- 1 – цикл адсорбции паров органических соединений на поверхности сорбента;
- 2 – цикл термической десорбции паров органических соединений в адсорбционном реакторе;
- 3 – цикл глубокого каталитического окисления паров органических веществ.

¹ ГОСТ 18188–72 Растворители марок 645, 646, 647, 648 для лакокрасочных материалов. Технические условия.

Для измерения скорости движения газового потока использовали дифференциальный манометр Testo 512 и датчик скорости движения воздуха Testo 425 производства Германии.

Определение концентрации органических веществ осуществляли с помощью газового хроматографа «Цвет-106», оснащенного пламенно-ионизационным детектором (ПИД). Интерпретацию полученных хроматограмм производили с использованием программы «Мультихром 1.39».

Процесс адсорбции проводили до проскока 10%-ного суммарного состава всех компонентов растворителя.

Компонентный состав растворителя марки 650 представлен различными классами органических веществ: спирты нормального строения (бутанол), производные бензола (ксилолы), эфиры (этилцеллозольв).

Порядок выхода компонентов смесового растворителя марки 650 и степень конверсии определяли на основании дискретных значений, полученных при анализе газовых проб, которые отбирали с интервалом в 1 мин.

Полноту каталитического окисления органических соединений оценивали по показателям газоанализатора Dräger MSI 150 EURO, который оснащен датчиками, позволяющими оценить количественное и качественное содержание в составе газовых выбросов CO и CO₂.

Степень конверсии (S_c) после десорбции газов из сорбционной колонки прохождения через каталитический реактор определяли по формуле:

$$S_c = \frac{C_n - C_k}{C_n} \cdot 100\%,$$

где C_n – концентрация паров загрязняющих веществ на входе в каталитический реактор; C_k – концентрация паров загрязняющих веществ на выходе из каталитического реактора.

Результаты и обсуждение

Адсорбция

Ранее было установлено, что оптимальными условиями проведения сорбционного процесса является высота слоя сорбента не более 20 см при загрузке в реактор диаметром 40 мм и высотой 250 мм 275 г цеолита NaX [1].

Компоненты растворителя 650 имеют достаточно близкие физико-химические характеристики (табл. 1). Так, различие в размерах посадочной площадки и температурах кипения не превышает 17%, различие в плотностях – менее 13%.

Таблица 1. Физико-химические свойства компонентов растворителя Р650

Адсорбат	Брутто-формула	Молярная масса, г/моль	Температура кипения, °С	Плотность ρ , г/см ³	Посадочная площадка ω , мм ²
Ксилолы	C ₈ H ₁₀	106,16	138,4–144,4	0,8802	0,387
Этилцеллозольв	C ₄ H ₁₀ O ₂	90,12	135	0,9331	0,3355
Бутанол-1	C ₄ H ₁₀ O	74,12	117,9	0,8098	0,322

Сорбционные характеристики цеолита по отношению к индивидуальным компонентам растворителя 650 отличаются существенно (табл. 2).

Таблица 2. Сорбционные характеристики цеолита NaX по отношению к индивидуальным компонентам растворителя Р650

Адсорбат	Сорбционный объем V_s		Сорбционный объем V_s , на 275 г		Степень сорбции S
	ммоль/г	мг/г	ммоль/г	мг/г	
Ксилолы	1,98	208,8	542	57425	90,1
Этилцеллозольв	0,44	39,6	121	10890	86,7
Бутанол-1	1,43	105,8	393	29095	85,9

Как было установлено в ходе исследования, сорбционный объем ксилолов превышает сорбционный объем этилцеллозольва в 4,5 раза, хотя размер посадочной площадки ксилолов больше в 1,1535 раза посадочной площадки этилцеллозольва. Размер посадочной площадки бутанола-1 в 1,042 раза меньше посадочной площадки этилцеллозольва, но сорбционный объем спирта больше в 3,25 раза сорбционного объема этилцеллозольва. Эти факты свидетельствуют о значительных затруднениях при адсорбции этилцеллозольва на сорбционных центрах NaX.

При совместной сорбции компонентов растворителя Р650 на цеолите NaX было отмечено снижение сорбционных объемов всех трех компонентов, причем примерно в одинаковой степени для всех – на 25 % (табл. 3).

Т а б л и ц а 3 . Сорбционные характеристики цеолита NaX по отношению к парам растворителя Р650

Адсорбат	Сорбционный объем, V_s		Сорбционный объем V_s , на 275 г		Степень сорбции S
	ммоль/г	мг/г	ммоль/г	мг/г	
Ксилолы	1,48	156,6	406,5	43089	90,1
Этилцеллозольв	0,33	29,7	90,75	8168	86,7
Бутанол-1	1,07	79,35	294,75	21821	87,3

Снижение сорбционных объемов компонентов растворителя Р650 по сравнению с сорбционными объемами индивидуальных компонентов вероятнее всего обусловлено процессами конкурирующей сорбции или образованием сольватов, затрудняющую сорбцию индивидуальных веществ.

Десорбция

Установлено, что десорбция компонентов растворителя Р650 заканчивается в течение 19 мин (рис. 1). Десорбция ксилолов достигала максимума на 13-й минуте и завершалась на 17-й минуте. Десорбция этилцеллозолява и бутанола-1 достигала максимума соответственно на 15-й и 16-й минутах, практически завершаясь на 19-й минуте.

Конверсия

Каталитическое окисление паров компонентов растворителя происходит практически одновременно с их десорбцией и завершается в течение 20 мин (рис. 2). На рисунке показаны результаты конверсии компонентов растворителя Р650, полученные при анализе газовых проб, отбиравшихся с интервалом в 1 мин.

Выводы

В результате проведенных исследований установлено следующее: на величину сорбционного объема (V_s) цеолита марки NaX для каждого класса рассмотренных соединений оказывают влияние свои лимитирующие параметры: для спиртов – длина углеродного скелета и положение гидроксильной группы; для производных бензола – количество метильных групп в составе молекул; для эфиров уксусной кислоты – увеличение длины углеводородного радикала на метиленовую группу CH_2 и конформация углеводородного радикала спирта; для этилцеллозолява – строение углеродного скелета и положение гидроксильной группы.

В случае смесевых растворителей, имеющих в своем составе органические соединения различных классов, на кривой десорбции присутствует ряд пиков, на время выхода которых определяющее значение оказывают их физико-химические свойства.

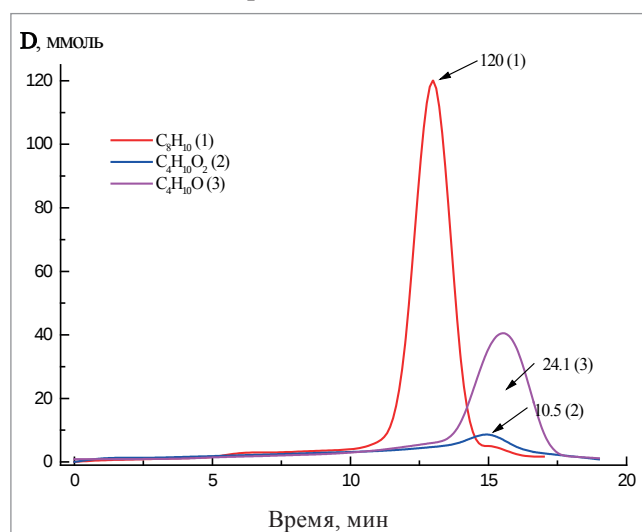


Рис. 1. Графики десорбции:
1 – ксилолы; 2 – этилцеллозольв; 3 – бутанол-1

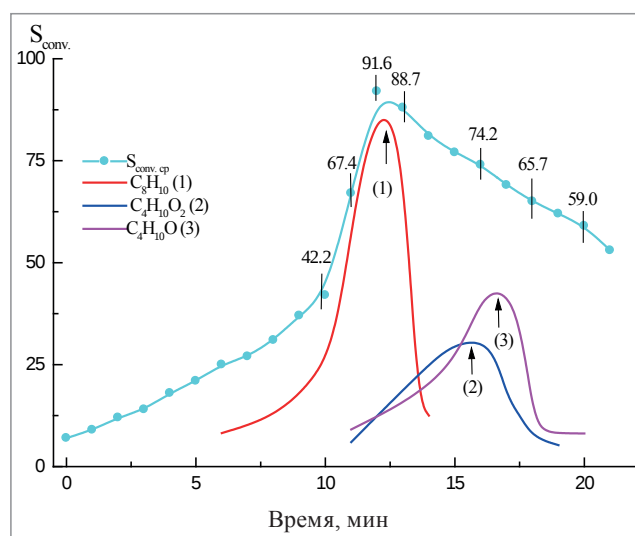


Рис. 2. Графики конверсии:
 $S_{\text{conv.sp}}$ – интегральная кривая суммарной конверсии компонентов растворителя Р650; 1 – паров ксилолов; 2 – паров этилцеллозолява; 3 – паров бутанола-1

Степень конверсии компонентов смесового растворителя составляет 65,4–90,1%, несмотря на то что концентрации веществ, поступающих в каталитический реактор на заключительной стадии термодесорбции, имеют относительно низкие значения. За счет инерционности процесса разогрева в объеме катализатора создается зона высокотемпературного горения, где в автокаталитическом режиме реализуется процесс каталитического разложения паров.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Панасюгин, А.С.** Использование адсорбционно-каталитического метода для очистки вентиляционных выбросов формовочных участков литейных цехов от паров фенола и формальдегида / А.С. Панасюгин, В.А. Ломоносов, О.Л. Смoryго // *Литье и металлургия*. 2014. № 2. С. 19–25.
2. **Панасюгин, А.С.** Использование адсорбционно-каталитического метода для очистки вентиляционных выбросов, образующихся при использовании азотсодержащих формовочных смесей / А.С. Панасюгин, В.А. Ломоносов, О.Л. Смoryго // *Литье и металлургия*. 2014. № 2. С. 26–29.
3. **Панасюгин, А.С.** Использование адсорбционно-каталитического метода для очистки выбросов в атмосферу, образующихся при использовании антипригарных покрытий, содержащих этиловый спирт / А.С. Панасюгин, В.А. Ломоносов, О.Л. Смoryго // *Литье и металлургия*. 2014. № 4. С. 44–46.
4. **Панасюгин, А.С.** Обезвреживание паров пропанола и изопропанола адсорбционно-каталитическим методом / А.С. Панасюгин и [др.] // *Литье Украины*. 2017. № 3. С. 2–5.
5. **Панасюгин, А.С.** Обезвреживание паров одноатомных спиртов C1-C5 адсорбционно-каталитическим методом / А.С. Панасюгин и [др.] // *Литье Украины*. 2017. № 7. С. 2–8.
6. **Lomonosov V.A., Panasyugin A.S., Smorygo O.L., Mikutskii V.A. et al.** Pd/g-Al₂O₃ catalysts on cellular supports for VOC vapor neutralization // *Catalysis in Industry*. 2010. Vol. 2. No 4. P. 387–392..

REFERENCES

1. **Panasyugin A.S., Lomonosov V.A., Smorygo O.L.** Ispolzovanie adsorbtsionno-kataliticheskogo metoda dlya ochistki ventilyatsionnykh vybrosov formovochnykh uchastkov litynykh uchastkov ot parov fenola i formaldegida [The use of the adsorption-catalytic method for purification of ventilation emissions of moulding sections of foundries from phenol and formaldehyde vapors]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 2, pp.19–25.
2. **Panasyugin A.S., Lomonosov V.A., Smorygo O.L.** Ispolzovanie adsorbtsionno-kataliticheskogo metoda dlya ochistki ventilyatsionnykh vybrosov, obrazuyuschikhsya pri ispolzovanii azotsoderzhaschikh formovochnykh smesey [The use of the adsorption-catalytic method for purification of ventilation emissions forming under use of nitrogen containing molding mixtures]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 2, pp. 26–29.
3. **Panasyugin A.S., Lomonosov V.A., Smorygo O.L.** Ispolzovanie adsorbtsionno-kataliticheskogo metoda dlya ochistki vybrosov v atmosferu, obrazuyuschikhsya pri ispolzovanii antiprigarnykh pokrytiy, soderzhaschikh etilovyy spirt [The use of the adsorption-catalytic method for purification of air emissions generated under use of non-stick coatings containing ethyl alcohol]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 44–46.
4. **Panasyugin A.S., Tsyganov A.R., Grigoriev S.V. et. al.** Obezvrezhivanie parov propanola i izopropanola adsorbtsionno-kataliticheskim metodom [Neutralization of propanol and isopropanol vapors by the adsorption-catalytic method]. *Lit'e Ukrainy = Ukraine Foundry Production*, 2017, no. 3, pp. 2–5.
5. **Panasyugin A.S., Tsyganov A.R., Grigoriev S.V. et. al.** Obezvrezhivanie parov odnoatomnykh spirtov C1-C5 adsorbtsionno-kataliticheskim metodom [Neutralization of vapors of monohydric alcohols C1-C5 by the adsorption-catalytic method]. *Lit'e Ukrainy = Ukraine Foundry Production*, 2017, no. 7, pp. 2–8.
6. **Lomonosov V.A., Panasyugin A.S., Smorygo O.L., Mikutskii V.A. et al.** Pd/g-Al₂O₃ catalysts on cellular supports for VOC vapor neutralization. *Catalysis in Industry*, 2010, vol. 2, no. 4, pp. 387–392.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-33-37>
УДК 621.74

Поступила 20.10.2021
Received 20.10.2021

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ВЕРТИКАЛЬНО-СТОПОЧНОЙ ФОРМОВКИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК БЕЗ ЛИТЕЙНЫХ УКЛОНОВ

В. В. ФОНОВ, С. Н. ГРЕЧАНИК, Д. М. ГОЛУБ, ОАО «БЕЛНИИЛИТ»,
г. Минск, Беларусь, ул. Машиностроителей, 28. E-mail: d.golub@belniilit.by. Тел.: +375-17-3586782

В статье сообщается о новой технологии и оборудовании вертикально-стопочной формовки (ВСФ), созданных в ОАО «БЕЛНИИЛИТ» для изготовления вертикально-стопочных форм. Разработка предназначена для получения форм и литых заготовок маслотов, которые в дальнейшем используются для изготовления поршневых колец двигателей внутреннего сгорания.

Отличие приведенной технологии от традиционных методов ВСФ заключается в применении моделей без уклонов. Разработка носит экспортоориентированный характер, имеет большой экономический эффект для предприятий-производителей колец в связи с отсутствием уклонов на отливках, так как исключается часть механических операций по их обработке, снижается металлоемкость заготовок, уменьшаются требуемые в связи с этим производственные площади, необходимые трудовые ресурсы и т. д.

В ОАО «БЕЛНИИЛИТ» успешно проведены опытно-конструкторские и опытно-технологические работы по созданию новой научно-технической продукции, к которой проявляют большой интерес мировые производители поршневых колец. Изготовлены промышленный образец формовочной машины и манипулятор форм.

Ключевые слова. Формовка, формовочная машина, форма, стопка, стопочная отливка, опока, заготовка литая, маслота новая, уклон, твердость, технология, кольцо поршневое, двигателестроение, двигатель внутреннего сгорания, твердость, уплотнение, манипулятор, прессование.

Для цитирования. Фонов, В. В. Технология и оборудование вертикально-стопочной формовки для изготовления отливок без литейных уклонов / В. В. Фонов, С. Н. Гречаник, Д. М. Голуб // *Литье и металлургия*. 2021. № 4. С. 33–37. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-33-37>.

TECHNOLOGY AND EQUIPMENT OF VERTICAL-STACK MOLDING FOR THE PRODUCTION OF CASTINGS WITHOUT PATTERN DRAFTS

V. V. FONOV, S. N. GRECHANIK, D. M. GOLUB, OJSC “BELNIILIT”,
Minsk, Belarus, 28, Mashinostroiteley str. E-mail: d.golub@belniilit.by. Tel.: +375-17-3586782

The article reports on the new technology and equipment of vertical-stack molding (VSM), created by OJSC “BELNIILIT” for the manufacture of vertical-stack molds. The development is intended for the production of molds and cast blanks of oil, which are later used for the manufacture of piston rings of internal combustion engines.

The difference between the above-mentioned technology and traditional methods of VSM is the use of models without drafts. The development is export-oriented and has a great economic effect for ring manufacturers due to the absence of drafts on castings, since part of the mechanical operations for their processing is excluded, the metal consumption of blanks is reduced, the production spaces required in this regard are reduced, the necessary labor supply is reduced, etc.

OJSC “BELNIILIT” has successfully carried out experimental design and technological work on the new scientific and technical products creation, which are of great interest to the world manufacturers of piston rings. An industrial sample of a molding machine and a mold manipulator were manufactured.

Keywords. Molding, molding machine, mold, stack, stack casting, box-form, blanks, cast, oil, new, draft, hardness, technology, ring, piston engine-building, internal combustion engine, hardness, sealing, manipulator, pressing.

For citation. Fonov V. V., Grechanik S. N., Golub D. M. Technology and equipment of vertical-stack molding for the production of castings without pattern drafts. *Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 33–37. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-33-37>.

Развитие рынка оборудования для производства отливок поршневых колец требует систематического совершенствования технологии и оборудования с целью повышения производительности, качества поршневых колец двигателей внутреннего сгорания и максимального исключения отрицательного влияния человеческого фактора при их производстве.

В ОАО «БЕЛНИИЛИТ» в результате выполненных работ при финансовой поддержке централизованного фонда ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» исследованы и получили практическое разрешение проблемные вопросы уплотнения и вытяжки из формы моделей без литейных уклонов. Разработана технология и создан комплект оборудования для изготовления песчано-глинистых вертикально-стопочных форм с целью производства отливки «маслота» без литейных уклонов. Отработана технология получения форм высокого качества, спроектирован и изготовлен технологический комплекс мод. 7260, включающий формовочную машину мод. 4850 и манипулятор мод. П1940 (рис. 1, см. таблицу). Разработка носит экспортоориентированный характер.

Технология позволяет на существующих предприятиях увеличить выпуск заготовок поршневых колец в 4–6 раз по сравнению с технологией двойной заготовки. Оборудование может встраиваться в автоматическую и механизированную линию.

При использовании технологического процесса литья в песчано-глинистые формы (ПГФ) «маслота» представляет собой тонкостенную втулку (рис. 2, а) из серого или высокопрочного чугуна высотой 32–40 мм, которая после снятия литейных уклонов 1–2° на специальных токарных станках разрезается на 4–6 заготовок поршневых колец в зависимости от их толщины.

В результате испытаний оборудования ОАО «БЕЛНИИЛИТ», разработанного технологического процесса получения форм для отливок «маслота» без литейных уклонов (рис. 3), получены отливки маслота с размерами: диаметр – 110 мм, высота – 32 мм, толщина стенки – 6,5 мм. Экспериментами установлено, что оптимальная высота маслота при таком технологическом процессе должна составлять 32–35 мм. При высоте более 35 мм изменяется структура металла по высоте отливки, что может привести к разным по качеству поршневым кольцам после механической обработки.



Рис. 1. Технологический комплекс мод. 7260

Технические характеристики комплекса

Режим работы комплекса	Автоматический	Высота опоки, мм	45
Тип машины формовочной	Трехпозиционная карусель	Максимальная высота стопки форм, мм	650
Способ формообразования	Прессование	Максимальная высота модели, мм	32
Тип привода	Гидравлический, пневматический, электрический	Максимальный диаметр модели, мм	110
Время изготовления одной формы, с	6,5	Установленная мощность, кВт	24
Размер опоки в свету, мм: длина / ширина	395 / 370	Габаритные размеры комплекса без гидростанции и шкафа управления, мм: длина / ширина / высота	4095 / 2305 / 2865
Литейные уклоны на моделях	Отсутствуют	Масса комплекса, кг	5600
		Количество обслуживающего персонала, чел.	1

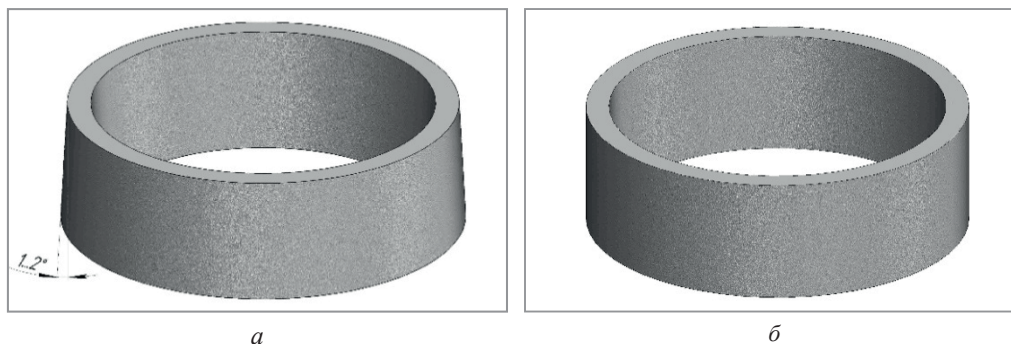


Рис. 2. Маслотные заготовки поршневых колец высотой 32–40 мм: *а* – традиционная отливка маслотной заготовки для производства поршневых колец с уклонами; *б* – отливка «маслота» без литейных уклонов

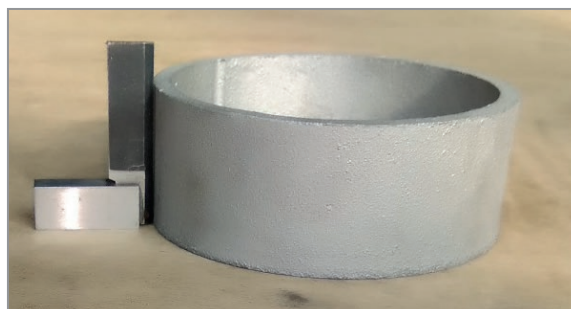


Рис. 3. Полученная отливка маслотной заготовки

Формовочный комплекс работает в автоматическом режиме. Согласно циклограмме, комплекс может производить 25 вертикальных стопочных форм в час. Стопка состоит из 13 полуформ, нижняя полуформа металлом не заливается. Размер опоки – $370 \times 395 \times 45$ мм, а высота формы – около 50 мм. Толщина формы регулируется в автоматическом режиме.

Формовочная машина и манипулятор (см. рис. 1) функционально связаны между собой. Управление выполнением очередности операций осуществляется с панели оператора. Процесс уплотнения и вытяжки моделей является ноу-хау ОАО «БЕЛНИИЛИТ».

Твердость форм имеет высокие и равномерные показатели по толщине и площади со стороны лада и контрлада опоки и составляет до 98 ед. При изготовлении форм применяли сырые песчано-глинистые формовочные смеси с прочностью $1,0\text{--}1,4$ кг/см² (рис. 4).

Разработанный манипулятор можно применять на действующих литейных предприятиях для оснащения работающих формовочных машин мод. 4812 для исключения тяжелого и монотонного труда оператора.

Во время отработки технологии формообразования проводили исследования на предмет влияния наличия вибрации на показатели значений твердости поверхности формы со стороны лада и контрлада опоки, определяли оптимальное усилие прессования для получения качественной формы.

Конструкция системы управления формовочной машиной позволяет адаптировать процесс уплотнения и засыпки под различные свойства сырых песчано-глинистых формовочных смесей, применяемые в литейном производстве.

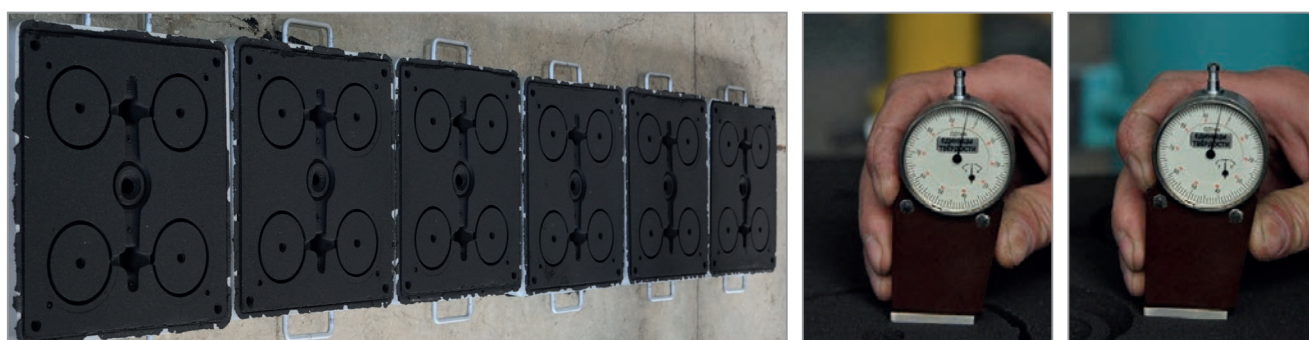


Рис. 4. Полученная форма и показатели твердости в разных точках

В результате проведенных работ установлено, что наличие вибрации при прессовании практически не влияет на показания твердости формы в ее центральной части и имеет существенное значение на периферии опоки и в местах расположения моделей, а также между моделью и опокой. Разница в центре и на периферии опоки с вибрацией и без нее достигает до 8–9 ед. твердости, что не приемлемо для производства отливок поршневых колец. Разница в твердости объясняется физическими процессами текучести песчано-глинистой формовочной смеси в трудноуплотняемых местах при уплотнении смеси прессованием, уменьшением ее коэффициента внутреннего трения (рис. 5). Вибрация придает частицам смеси вынужденные колебания и способствует равномерному предварительному распределению смеси в опоке в процессе ее засыпки, увеличению ее текучести в процессе деформации прессованием с учетом конструктивных особенностей уплотняющего узла новой машины.

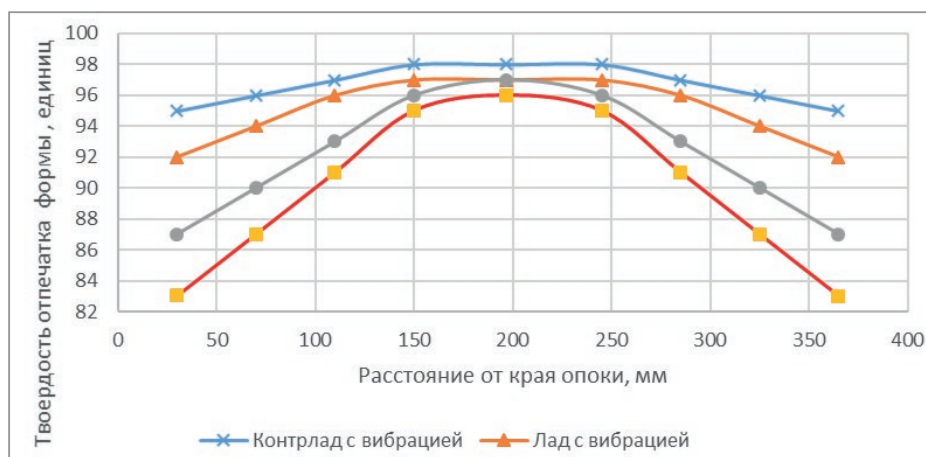


Рис. 5. Распределение значений твердости на плоских поверхностях формы

Сравнение технологических процессов: существующего и нового

1. **Существующий технологический процесс.** Производство вертикальных стопочных форм на формовочных машинах модели 4812 для получения одинарных и двойных заготовок поршневых колец.

Количество поршневых колец после разрезки сдвоенной заготовки – 2 ед. (рис. 6). Максимальная высота отливки – 14,8 мм. Время изготовления одной полуформы – 6 с. Количество полуформ в стопке – 17 шт. Масса одной полуформы – 7 кг. Размер опок в свету – 395 × 345 мм. Высота опоки – 30–35 мм. Операции разборки выбитых стопок и сборки полуформ в стопку осуществляются оператором вручную или манипулятором.

2. **Новый технологический процесс.** Количество поршневых колец после разрезки маслотно-й заготовки – до 6 ед. (рис. 7). Максимальная высота отливки – 32 мм. Время изготовления одной



Рис. 6. Сдвоенная заготовка



Рис. 7. Маслотно-й заготовка

полуформы – 6,5 с. Количество полуформ в стопке – 13 шт. Масса одной полуформы – 20 кг. Размер опок в свету – 395 × 370 мм. Высота опоки – 45 мм. Операции разборки выбитых стопок и сборки полуформ в стопку осуществляются манипулятором. Действия оператора заключаются в наблюдении за комплексом или несколькими формовочными линиями.

Достоинства применяемой технологии и оборудования ОАО «БЕЛНИИЛИТ»:

1. Оборудование разработано на базе модели формовочной машины 4812, которая себя полностью положительно зарекомендовала для изготовления вертикально-стопочных форм, в том числе и за рубежом.
2. Отсутствие уклонов на литой заготовке – снижение потребления электроэнергии на выплавку «лишнего» металла, уменьшение количества механообработки, ускорение процесса и т.д.
3. Технология вытяжки и конструкция узла протяжки моделей в формовочной машине полностью исключают брак форм по отрыву «болванов».
4. Увеличение производительности участка с единицы занимаемой оборудованием площади.
5. Использование современных комплектующих мировых лидеров, применение панели оператора исключает сбой в работе оборудования и упрощает работу оператора.
6. Твердость форм имеет высокие и равномерные показатели по толщине и площади со стороны лада и контрлада опоки.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-38-41>
УДК 621.74

Поступила 20.10.2021
Received 20.10.2021

АВТОМАТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЫРОЙ ПЕСЧАНО-ГЛИНИСТОЙ ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСИ В ПРОЦЕССЕ СМЕСЕПРИГОТОВЛЕНИЯ В НОВЫХ РАЗРАБОТКАХ ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

С. Л. РИМОШЕВСКИЙ, Д. М. ГОЛУБ, С. Н. ГРЕЧАНИК, А. В. ПАШКЕВИЧ,
Е. Д. ШВАРЦ, А. А. БОСЬКО, Н. А. ЯЦЕВИЧ, А. О. ЛАГУНОВИЧ,
ОАО «БЕЛНИИЛИТ», г. Минск, Беларусь, ул. Машиностроителей, 28. E-mail: belniilit@belniilit.by

Специалистами ОАО «БЕЛНИИЛИТ» разработан метод и автоматическое устройство для контроля и управления качеством сырой песчано-глинистой формовочной смеси, который основывается на принципах комплексного контроля – уплотняемости формовочной смеси, замера влажности и прочности в сыром состоянии, температуры прямо в процессе смесеприготовления. Оборудование встраивается в существующие автоматизированные смесеприготовительные комплексы, выпускаемые ОАО «БЕЛНИИЛИТ», возможна установка на смесители старой конструкции.

Ключевые слова. Исследования, формовочная смесь, качество, свойства, смесеприготовление, прибор, лаборатория, измерение, предел прочности на сжатие в сыром состоянии, влажность, уплотняемость, оборудование, наука, конструкция, прочность.

Для цитирования. Римошевский, С. Л. Автоматический контроль физико-механических свойств сырой песчано-глинистой формовочной смеси в процессе смесеприготовления в новых разработках ОАО «БЕЛНИИЛИТ» / С. Л. Римошевский, Д. М. Голуб, С. Н. Гречаник, А. В. Пашкевич, Е. Д. Шварц, А. А. Босько, Н. А. Яцевич, А. О. Лагунович // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 38–41. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-38-41>.

AUTOMATIC CONTROL OF THE PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE RAW SAND-CLAY MOLDING MIXTURE IN THE PROCESS OF MIXTURE PREPARATION IN THE NEW DEVELOPMENTS OF OJSC “BELNIILIT”

S. L. RIMOSHEVSKIY, D. M. GOLUB, S. N. GRECHANIK, A. V. PASHKEVICH,
E. D. SHWARTS, A. A. BOSKO, N. A. YATSEVICH, A. O. LAGUNOVICH,
OJSC “BELNIILIT”, Minsk, Belarus, 28, Mashinostroiteley str. E-mail: belniilit@belniilit.by

OJSC “BELNIILIT” specialists have developed a method and an automatic device for monitoring and managing the quality of raw sand-clay molding blend, which is based on the integrated control – compaction of the molding blend principles, measurement of humidity and strength in the raw state, measurement of temperature directly in the process of mixture preparation. The equipment is integrated into existing automated mixture preparation complexes manufactured by OJSC “BELNIILIT”, it is possible to install on old design mixers.

Keywords. Research, molding blend, quality, properties, mixture preparation, device, laboratory, measurement, tensile strength in the raw state, humidity, compactability, equipment, science, construction, strength.

For citation. Rimoshevskij S. L., Golub D. M., Grechanik S. N., Pashkevich A. V., Shwarts E. D., Bosko A. A., Yatsevich N. A., Lagunovich A. O. Automatic control of the physical and mechanical properties of the raw sand-clay molding mixture in the process of mixture preparation in the new developments of OJSC “BELNIILIT”. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 38–41. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-38-41>.

В литейном производстве в силу его технологических особенностей брак продукции находится на более высоком уровне по сравнению с технологиями металлообработки. Около 50% всего брака отливок прямо или косвенно связано с качеством формовочных материалов и смесей. Приготовление смесей стабильно высокого качества при низких затратах требует большего, чем просто хорошие смесители и формовочные материалы. Контроль свойств формовочной смеси играет важную роль в этой системе.

ОАО «БЕЛНИИЛИТ» несколько десятков лет занимается проектированием и изготовлением автоматизированных смесеприготовительных комплексов для приготовления сырых песчано-глинистых формовочных смесей. Смесители оснащаются устройствами определения влажности оборотной смеси за пределами смесителя. Влажность готовой смеси и ее другие параметры не определяются.

Отсутствие системы оперативного контроля и управления свойствами формовочной смеси на стадии смесеприготовления является одной из самых острых проблем в современном литейном производстве, что связано, в первую очередь, с трудностью автоматизации контроля параметров формовочной смеси и наличием ряда факторов, влияющих на ее свойства. При создании систем автоматического управления процессами смесеприготовления основным контролируемым параметром в большинстве случаев выбирается влагосодержание, а основным инструментом оперативного воздействия – дозирование воды, вводимой в состав. Остальные факторы, определяющие свойства приготавливаемой смеси: количество и соотношение подаваемых в смеситель компонентов (связующее, наполнитель, спецдобавки при этом сохраняются в большинстве случаев неизменными), задаются избранной технологией и требованиями, предъявляемыми к литейной форме.

Специалистами ОАО «БЕЛНИИЛИТ» разработан метод и автоматическое устройство для контроля и управления качеством сырой песчано-глинистой формовочной смеси, который основывается на принципах комплексного замера – уплотняемости формовочной смеси, замера влажности и прочности в сыром состоянии, температуры прямо в процессе смесеприготовления (проба автоматически отбирается из смесителя). Оборудование встраивается в существующие автоматизированные смесеприготовительные комплексы, выпускаемые ОАО «БЕЛНИИЛИТ». Возможна установка на смесители старой конструкции (рис. 1, см. таблицу).

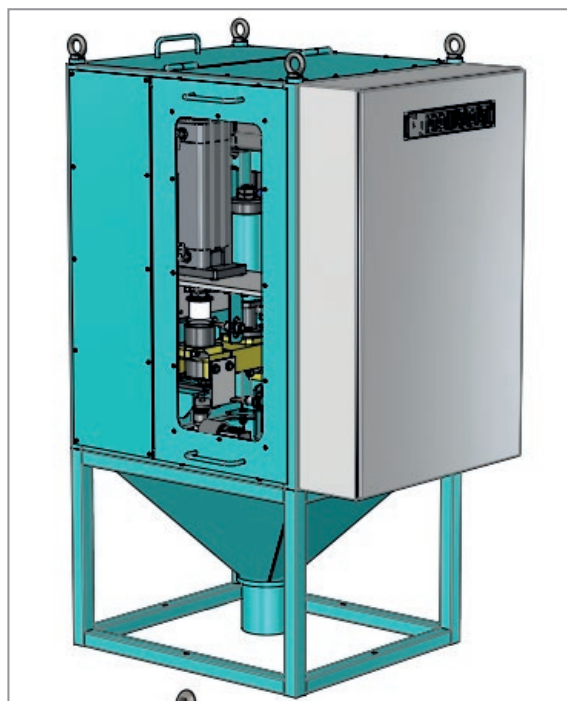


Рис. 1. Установка для определения свойств сырых песчано-глинистых формовочных смесей мод. П1937

Технические характеристики установки

Режим работы установки	Автоматический
Тип установки	Двухпозиционная
Способ формирования пробы	Прессование
Тип привода	Пневматический, электрический
Время цикла, с, не более	20
Размер гильзы, мм: диаметр / высота	50 / 100
Удельное давление прессования, Н/см ² (кгс/см ²)	100 (10,2)
Род тока питающей сети	Переменный, трехфазный
Частота тока, Гц	50
Напряжение силовой цепи, В	220/380
Установленная мощность, кВт	
Рабочее давление сжатого воздуха в пневмосистеме, МПа, не менее	0,5–0,6
Расход сжатого воздуха, м ³ /ч, не более	

Пределы значений контролируемых свойств смеси:

- предел прочности на сжатие в сыром состоянии – 0,4–2,0 кг/см²;
- уплотняемость – 25–50 %;
- влажность (косвенный показатель) – 2–6 %;
- температура – 0–100 °С.

Одна из задач проекта – разработка, изготовление и внедрение локализованного автоматизированного лабораторного комплекса для оснащения практически всех литейных участков смесеприготовления, только визуализация. Вторая задача – полная автоматизация процесса управления качеством смесей во время смешивания.

Цель – создать простое по конструкции устройство, которое сообщит оператору о физико-механическом состоянии формовочной смеси, находящейся в смесителе, что создаст возможность корректировки и исключения выгрузки некачественной формовочной смеси и направления ее на формовочный участок.

В настоящее время проводятся испытания изготовленного устройства на вихревом смесителе мод. 4842 (рис. 2, 3) в лаборатории ОАО «БЕЛНИИЛИТ». Имеются положительные результаты, планируются производственные испытания.

Панель оператора (7 дюймов) имеет до 10 вкладок для удобства работы и обслуживания оборудования, ведения статистики, определения неисправностей, ввода технологических настроечных параметров.

Полученные результаты интересны тем, что дают возможность мгновенного сопоставления изменения свойств смеси на одной мнемосхеме. Разработанное ПО и применение современного контроллера в системе управления устройством позволяют проводить анализ статистических данных свойств смеси в широких пределах (см. рис. 2). Скорость измерения всех замеров – 15 с, что дает возможность произвести до пяти замеров за один цикл смесеприготовления, если есть такая необходимость.



Рис. 2. Настройка и испытания устройства на вихревом смесителе в ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

Система управления установки обеспечивает надежное и стабильное определение требуемых параметров свойств формовочной смеси. Входными значениями для определения свойств смеси служат измеренные величины линейного перемещения, массы и температуры.

Постоянный контроль параметров свойств формовочной смеси будет обеспечивать предупреждение образования брака отливок, уменьшение затрат на формовочные материалы и очистку отливок, повышение эффективности литейного производства.

Устройство может использоваться со смесителями любого типа, оно полностью устраняет ручной труд по управлению контролем качества смеси (рис. 4).

Влажность, температура, уплотняемость, сырая прочность каждого замеса автоматически определяются и сообщаются оператору.

Конструкция устройства предусматривает стационарную его установку на смесителях.

ПО блока контроля записывает все заданные параметры и полученные в результате испытаний образцов.

Предусмотрены две версии ПО: обеспечивающее отображение свойств на панели, расширенная версия программного обеспечения блока, которая позволит регулировать дополнительную подачу воды и бентонита в песчаную смесь по результатам измерений свойств смеси в смесителе.

Разработка и изготовление установки в Республике Беларусь осуществлена впервые. В России подобных разработок нет. В мировой практике подобные разработки известны. Их стоимость достигает 50–80 тыс. евро. Известные изготовители подобного оборудования: DISA-Georg Fischer, AIERICH, SIMPSON, Ferberg. Отечественный образец будет в 2–3 раза дешевле.



ОАО «БЕЛНИИЛИТ»			состояние входов - выходов	17-9-2021 10:42
Входы				
0.02	SQ1	Механизм перемещения на прессовании		
0.03	SQ2	Механизм перемещения на загрузку		
0.04	SQ3	Шиббер втянут		
0.05	SQ4	Шиббер выдвинут		
0.06	SQ5	Пробка отбора смеси открыта		
0.07	SQ6	Пробка отбора смеси закрыта		
0.08	KM1	Привод ворошиллки ВКЛ		
Выходы				
100.00	KM1	Привод ворошиллки ВКЛ		
100.03	Y1	Поворот механизма перемещения на прессование		
100.04	Y2	Поворот механизма перемещения на загрузку		
100.05	Y3	Шиббер втянут		
100.06	Y4	Шиббер выдвинут		
100.07	Y5	Пробка отбора смеси		
101.00	Y6	Механизм уплотнения вверх		
101.01	Y7	Механизм уплотнения прессование		
101.02	Y8	Обдув бункера		
101.03	Y9	Обдув гильзы		
Параметры смеси Калибровка Кнопки Лог аварий Входы - выходы Графики Статистика				



ОАО «БЕЛНИИЛИТ»			ДВИЖЕНИЯ	17-9-2021 10:42
Непрер. работа Один цикл Наладка				
Поворот гильзы		Шиббер		
На засыпку	На анализ	Втянуть	Выдвинуть	
Механизм подготовки смеси	Механизм отбора смеси	Измеренная влажность, % 2.44		
Проверка уплотняемости	29.43 %	Проверка прочности	Проверка прочности (без стакана)	1.00 Кг/см²
Параметры смеси Калибровка Кнопки Лог аварий Входы - выходы Графики Статистика				

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»			СТАТИСТИКА	17-9-2021 10
Дата	Время	Проч, кг/см²	Упл, %	Вл. по. пл. %
17/09/21	10:31	1.00	29.43	2.44
17/09/21	10:30	1.02	30.31	2.50
17/09/21	10:30	1.14	33.04	2.72
17/09/21	10:30	1.16	34.53	2.85
17/09/21	10:29	1.20	35.55	2.94
17/09/21	10:29	1.20	37.04	3.07
17/09/21	10:29	1.21	40.29	3.38
17/09/21	10:28	1.33	42.52	3.61
17/09/21	10:28	1.32	43.11	3.67
17/09/21	10:28	1.28	43.96	3.76
Параметры смеси Калибровка Кнопки Лог аварий Входы - выходы Графики Статистика				

Рис. 3. Панель оператора. Пример мнемосхем на панели

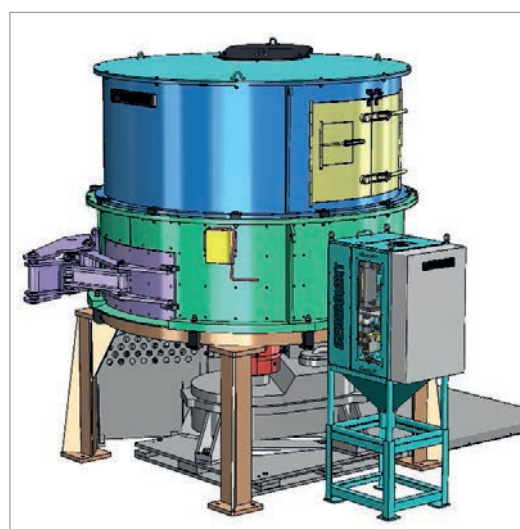
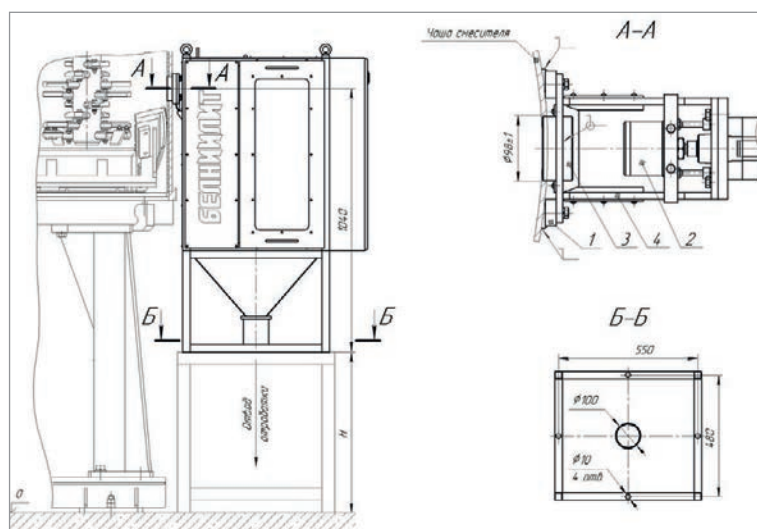


Рис. 4. Пример установки устройства для измерения свойств формовочной смеси модели П1937 на вихревом смесителе ОАО «БЕЛНИИЛИТ»



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-42-49>
УДК 669.046

Поступила 15.09.2021
Received 15.09.2021

ПРИМЕНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ ШЛАКОВ И ПРОДУКТОВ ИХ ПЕРЕРАБОТКИ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Л. В. ТРИБУШЕВСКИЙ, Б. М. НЕМЕНЕНОК, Г. А. РУМЯНЦЕВА, А. В. АРАБЕЙ,
Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.
E-mail: nemenenok@bntu.by

В работе приведены результаты анализа технической литературы и собственных исследований по использованию алюминиевых шлаков и продуктов их переработки в металлургическом производстве. Показано, что основная масса реагентов, полученных из отходов производства вторичного алюминия (ОПВА), используется с повышенным содержанием хлористых солей натрия и калия. Это создает определенные неудобства при внепечной обработке стали из-за повышенного содержания хлоридов в рабочей зоне. Предлагается для обработки стали использовать ОПВА, образующиеся при бесфлюсовой плавке или отвалы алюминиевые шлаки. Это позволяет снизить содержание остатков солевых флюсов до 1,0–1,5% и улучшить условия труда на установках «печь-ковш» при разжижении рафинировочных шлаков.

Ключевые слова. Алюминиевый шлак, раскисление, десульфурация, разжижение шлака, экология, неметаллические включения.

Для цитирования. Трибушевский, Л. В. Применение алюминиевых шлаков и продуктов их переработки в металлургическом производстве / Л. В. Трибушевский, Б. М. Немененок, Г. А. Румянцова, А. В. Арабей // Литейное и металлургическое производство. 2021. №4. С. 42–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-42-49>.

USING OF ALUMINIUM SLAGS AND PRODUCTS OF THEIR PROCESSING IN METALLURGICAL PRODUCTION

L. V. TRIBUSHEVSKIY, B. M. NEMENENOK, G. A. RUMIANTSEVA, A. V. ARABEY,
Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: nemenenok@bntu.by

The work contains the results of the analysis of technical literature and author's research on the use of aluminium slags and products of their processing in metallurgical production. It has been shown that the bulk of reagents derived from secondary aluminum production wastes (APWs) are used with increased sodium and potassium chloride. This creates some inconvenience for out-of-furnace steel treatment due to the increased chloride content in the working area. It is proposed for steel processing to use APWs formed during flux-free melting or dump aluminium slags. This allows to reduce the content of salt fluxes residues to 1.0–1.5% and to improve working conditions at ladle furnaces when liquefying refining slags.

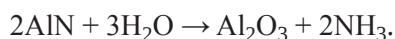
Keywords. Aluminium slag, acidification, desulphurization, slag dilution, ecology, non-metallic inclusions.

For citation. Tribushevskiy L. V., Nemenenok B. M., Rumiantsseva G. A., Arabey A. V. Using of aluminium slags and products of their processing in metallurgical production. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 42–49. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-42-49>.

В современных условиях рециклинг алюминия обеспечивает существенную экономию энергии и невозобновляемых сырьевых ресурсов, а также сокращение выбросов «парниковых» газов, уменьшая тем самым так называемый «углеродный след» от производства алюминия [1].

Плавка лома и отходов алюминия под слоем флюса в настоящее время является одним из наиболее распространенных методов получения алюминиевых сплавов из вторичного сырья. Побочным продуктом такой плавки являются солевые шлаки, в которых содержатся алюминий и другие ценные металлы [2]. Содержание алюминия в таких шлаках составляет от 6,0 до 15% при плавке алюминиевого лома и отходов в отражательных печах с использованием 10–20% флюсов от массы шихты. Кроме металлического алюминия, такие шлаки содержат Al_2O_3 ; SiO_2 ; $\text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; AlN ; Al_4C_3 ; NaCl ; KCl ; MgCl_2 . При остаточном содержании алюминия в шлаке менее 10% его дальнейшая переработка считается нерентабельной и такой шлак складывается в отвалах, которые занимают сотни

гектаров плодородных земель, выводя эти площади из сельскохозяйственного оборота. Под воздействием атмосферных условий шлаки интенсивно разлагаются, выделяя аммиак, сероводород, ацетилен, пропан и другие токсичные газы [3, 4]:



Соли, содержащиеся в шлаках, растворяясь, загрязняют и засоляют почву, поверхностные и подземные воды. Наибольшую опасность представляют мелкодисперсные пылевидные частицы, которые легко поднимаются ветром и переносятся на значительные расстояния, загрязняя атмосферу, почву, водоемы, что наносит экологический вред окружающей среде и экономический ущерб народному хозяйству [5, 6]. Для предприятий Российской Федерации ежегодный выход таких отходов составляет 300–400 тыс. т [6]. Значительные объемы отвальных алюминиевых шлаков скопились и на предприятиях Республики Беларусь (рис. 1).



Рис. 1. Отходы продуктов переработки алюминиевых шлаков на производственной площадке ООО «НПФ «Металлон»

Дальнейшее развитие металлургического производства следует рассматривать с позиции безотходной металлургии. Эта проблема не ограничивается только возвращением в оборот металла из отходов. Ее решение кординально улучшит общие экологические показатели производства и позволит обеспечить дополнительно выпуск новых видов товарной продукции, получаемых ранее с использованием природного сырья. Необходимо сделать все возможное для реализации современной полноценной схемы создания добавленной стоимости при переработке отходов производства и в полной мере использовать концепцию No WASTE, т.е. в будущем вывозить за пределы предприятия только реально ценные материалы [7]. Постараемся более подробно раскрыть эту идею на примере переработки алюминиевых шлаков.

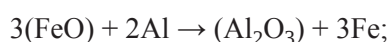
С целью эффективного извлечения алюминия из съемов и отвальных шлаков ООО НПФ «КОМ-ТЕРМ» был разработан процесс безотходной переработки алюминийсодержащих шлаков путем их плавки в дуговых печах с добавлением стального лома и флюсов, позволяющий получать в качестве целевых продуктов ферроалюминий и высокоглиноземистый синтетический шлак, пригодный для последующего использования в качестве рафинирующей смеси в сталеплавильном производстве. Реализация данной технологии в дуговых печах постоянного тока вместимостью 0,5 т позволила извлечь 98 % алюминия из шлака в сплав [8].

Авторы работы [9] предлагают использовать низкокачественные отходы алюминиевого производства: отсеы алюминиевой стружки, шлаки бесфлюсовой плавки, магнитную фракцию переработки лома и отходов для получения ферроалюминия, применяемого для раскисления стали. Полупромышленные испытания полученного ферроалюминия подтвердили экономическую и экологическую целесообразность данной технологии, поскольку, с одной стороны, в производстве используются низкокачественные дешевые отходы и затраты на их подготовку к плавке окупаются экономией алюминия, обычно применяемого для производства ферросплавов. С другой стороны, переработка части отвальных продуктов сокращает их объем, уменьшая загрязнение окружающей среды, и является шагом на пути к безотходной технологии.

Отходы переработки литейных шлаков широко применяют в сталеплавильном производстве [8–15]. Для внепечной десульфурации стали разработана шлаковая смесь Synaltex на основе извести и алюминиевого шлака, содержащая 60 % Al_2O_3 . Степень десульфурации мартеновской стали достигает 30 %, электро-стали – 50 %. При расходе смеси 10 кг/т затраты на нее не превышают 0,6 % цены на сталь [15].

При производстве стали в кислородном конвертере, мартеновской и электродуговой печах применяют шлакообразующий реагент, где в качестве основного шлакообразующего вещества (30–94 %) используют отходы алюминиевого производства, содержащие до 30 % Al_2O_3 . Это обеспечивает быстрое образование белого шлака, ускорение процесса десульфурации стали, а также сокращение восстановительного периода [15].

По мнению автора работы [12], использование отходов, образующихся в процессе производства вторичного алюминия, позволяет кратковременно снижать скорость обезуглероживания вследствие раскисления сталеплавильного шлака алюминием по реакции:



нагревать шлак, так как окисление алюминия сопровождается выделением тепла; снижать температуру плавления шлака и повышать его жидкоподвижность вследствие влияния Al_2O_3 ; ускорять усвоение шлаком извести из-за повышения температуры шлака и снижения его вязкости, что сопровождается улучшением ее десульфурации. Поскольку условия удаления серы улучшаются, сокращается длительность плавки в целом. Учитывая, что при этом снижается расход других шлакообразующих добавок (например, боксита), использование отходов производства вторичного алюминия оказывается весьма рентабельным.

По результатам более чем 5000 плавок авторами работы [13] показано, что применение алюмошлаковых брикетов уменьшает продолжительность наведения рафинирующего шлака и внепечной обработки стали, снижает расход извести, металлического алюминия на раскисление и расход электроэнергии и огнеупоров, стабилизирует показатели десульфурации. Использование указанных брикетов способствует увеличению стойкости футеровки шлакового пояса ковшей и снижению расхода ковшовых огнеупоров.

Авторы патента Российской Федерации № 2396364С1 предлагают задействовать вновь образующиеся алюминиевые шлаки, и извлекаемые из существующих отвалов и захоронений, в производстве флюсов для раскисления, рафинирования, модифицирования и легирования стали.

Авторами работы [16] установлено, что обработка углеродистых и низколегированных сталей отходами алюминиевого производства обеспечивает глобуляризацию неметаллических включений и равномерное их распределение в металлической матрице, ослабление ликвации и химической неоднородности, снижение загрязненности, измельчение дендритной структуры и повышение ее однородности и плотности, упрочнение межкристаллических связей металлической основы за счет очищения границ зерен от вредных примесей.

Авторами работ [2, 6] предложены принципиальные схемы комплексной переработки оксидно-солевых отходов с получением покровно-рафинирующего флюса для вторичной металлургии алюминия и сплавов на основе алюминия и кремния для раскисления стали. Аналогичные продукты из алюмосодержащего шлака после его глубокой переработки предлагают получать и авторы патента Российской Федерации № 2449032. При этом глубокая переработка включает дробление и измельчение шлака до крупности 0,064–2,0 мм, водное выщелачивание его при расходе воды 1,05–2,5 л/кг в течение 20–60 мин в реакторе с механическим перемешиванием, фильтрование пульпы и выпаривание солевого раствора с получением готового покровного флюса влажностью 0,5–5,0 %. Оксидный осадок после сушки подвергают электролизу в фторидно-хлоридном расплаве при температуре 910–990 °С и катодной плотности тока 0,55–1,2 А/см² с получением сплава на основе алюминия для раскисления стали или производства марочных алюминиевых сплавов.

В патенте Российской Федерации № 2409685С2 предлагается использовать мелкодисперсные отходы обогащения алюминиевых шлаков при получении гранул для разжижения сталеплавильных шлаков. Е. С. Махоткина [14] показала возможность вовлечения отходов производства вторичного алюминия (пыль, крупностью менее 0,1 мм и отсеvy шлака 0–3 мм) для получения глиноземистых шлаков доменной плавкой бокситов.

А. С. Тужилин [17] разработал аппаратные и технологические схемы комплексной переработки алюминийсодержащих отходов: стружки, шлака, гидроксидного осадка с получением глинозема, коагулянтов для очистки питьевой и сточной воды, стройматериалов. Реализация предлагаемых решений позволит существенно уменьшить отвалы и хранилища алюминийсодержащих отходов с извлечением

из них ценных компонентов, что окажет положительное влияние на экологическую и экономическую ситуацию в различных регионах Российской Федерации. В работе [18] предлагается перерабатывать алюминийсодержащие шлаки путем отмывки их водой с последующей сушкой полученного осадка, его измельчения до получения пудры, которую используют в качестве газообразователя при изготовлении бетонной смеси.

С. А. Рязанов [19, 20] показал возможность использования отходов переработки алюминиевых шлаков в формовочных и стержневых смесях, огнеупорных бетонах и кокильных красках, а авторы работы [21] рекомендуют шлак в качестве антипригарных покрытий форм и стержней для стального и чугунного литья. Эффективность действия таких покрытий связана с газовыми затворами в их структуре, противодействующими проникновению расплава. По качеству покрытия не уступают противопригарным краскам на основе маршаллита и цирконового концентрата, а по стоимости они существенно ниже. В работе [22] установлена принципиальная возможность использования алюминиевых шлаков для формирования керамической оболочки при литье по выплавляемым моделям. При этом качество поверхности отливок из цветных сплавов выше, чем при использовании плавленного кварца.

В работе [15] установлена возможность использования шлаков вторичного переплава алюминия в качестве сырья для получения глиноземистого цемента без изменения его качества и технологии изготовления.

Вместе с тем, следует отметить, что вовлечение этого вторичного сырья в производство встречает значительные трудности технологического и экологического характера. Ввиду сравнительно низкого содержания металлизированной фракции шлак требует обогащения, при котором много металла теряется с мелкими фракциями, как при повторном переплаве концентрата, – суммарно 13–20 % от исходного содержания [23]. Утилизация мелких фракций крайне затруднительна из-за их сложного и непостоянного вещественного состава. Например, в 2003 г. при добавке пыли от механического обогащения алюминиевого шлака Подольского завода в шихту для производства керамзита марочность керамзита повысилась с 400 до 600, а использование пыли того же завода в 2005 г. дало крайне нестабильные результаты. Применение для тех же целей пыли пермской фирмы «Алур», специализирующейся на переработке шлаков пермского ломоперерабатывающего предприятия и привозных шлаков, положительных результатов не дало [23].

Одним из перспективных направлений реализации шлаков является их использование для очистки сточных вод от сульфата кальция [10, 15], а отсеvy фракции 3 мм, получаемые при механической переработке алюминиевых шлаков, могут быть задействованы для производства оксихлорида алюминия, обладающего высокими основностью и коагулирующими свойствами при очистке сточных вод промышленных производств [15]. Солевые отходы предлагается использовать в качестве минерализатора растворов при бурении нефтяных скважин [10].

Авторы работы [24] предлагают схему безотходной технологии переработки вторичных алюминиевых дроссов, по которой получают гидроксид алюминия, используемый для коррекции молярного отношения $Al:Cl$ в оксихлоридных растворах алюминия, и содержащий более 80 % Al_2O_3 , который можно задействовать в производстве огнеупорных материалов. В качестве компонента с добавками песка и других элементов алюминиевый шлак может служить заполнителем жаростойкого бетона. При использовании тонкомолотого заполнителя более 5–10 % (шлак – 70 %, песок – 30 %), содержащего более 30 % оксида алюминия и высокоглиноземистого цемента, в работе [25] были получены образцы керамических огнеупорных материалов пористостью 25–30 % с пределом прочности 25–30 МПа.

В зависимости от фракционного состава алюминиевый шлак может найти применение как активная тонкомолотая добавка на фосфатном связующем для производства керамических огнеупорных материалов, применяемых в литейном производстве алюминиевых сплавов [25]. Технология формования определяется назначением и условиями эксплуатации. Такие материалы отличаются высокой термостойкостью, шлакоустойчивостью и пригодны для футеровки индукционных печей и изделий литниковой системы (утеплители прибыли) [25], а также могут быть предложены в качестве клеевых растворов и обмазок футеровки тиглей и для защиты чугунных тиглей и плавильно-заливочного инструмента.

Таким образом, алюминиевые шлаки и продукты их переработки находят применение в черной металлургии, строительстве, литейном производстве, химической и других отраслях промышленности. Вместе с тем, следует отметить, что основным потребителем продуктов, полученных на основе алюминиевых шлаков, являются предприятия черной металлургии. В таблице приведены результаты обзора литературы по способам обработки стали отходами алюминия.

Результаты обзора литературы по способам обработки стали отходами алюминия

Состав материала или сущность способа обработки	Страна	Источник информации
Брикет для раскисления стали получают прессованием алюминиевой стружки с частицами добавки, в качестве которой используют хлоридно-фторидный флюс в количестве 2–5 мас. %	Россия	Патент 2336313С1
Флюс для раскисления, рафинирования, модифицирования и легирования стали в виде шлака алюминиевого производства, содержащего, мас. %: алюминий – 1,0–60,0; оксиды алюминия – 1,00–50,0; оксид кальция – 0,28–1,0; оксид магния – 1,0–10,0; оксид железа – 1,0–9,0; оксид кремния – 1,0–16,0; оксиды меди – 0,1–10,0; оксид марганца – 0,1–2,0; оксид цинка – 0,2–12,0; оксид свинца – 0,01–0,15; оксид никеля – 0,01–0,15; оксид хрома – 0,05–0,5; хлорид натрия – 0,1–40,0; хлорид калия – 0,1–40,0	Россия	Патент 2396364С1
Шлакообразующая смесь: известь, плавиковый шпат, смесь гранулированная глиноземсодержащая (оксиды алюминия, кремния, кальция, алюминий металлический до 10%, оксиды щелочных металлов в сумме до 6%), раскислители шлака (гранулированный алюминий и алюминиевый концентрат из твердошлаковых отходов переплава алюминиевых сплавов, содержащий оксиды алюминия, кремния, кальция, металлический алюминий и хлориды щелочных металлов), алюмошлаковый брикет (АШБ), содержащий, мас. %: CaO – 25–30; Al ₂ O ₃ – 15–35; SiO ₂ – 15–20; MgO – 2–8; Al – 15–20, связующее	Россия	[13]
Алюминиевая раскислительная смесь (APC-1), содержащая, мас. %: Al ₂ O ₃ – ≥ 50,0; Al – ≥ 20,0; C – ≤ 6,0; (K ₂ O + Na ₂ O) – 8,0; SiO ₂ – ≤ 10,0; Fe ₂ O ₃ – ≤ 10,0; массовая доля частиц размером 0–30 мм, % – не менее 80; 30–50 мм не более 20	Беларусь	ТУ ВУ 700028768.003-2008
Глиноземсодержащий продукт (отходы Вторцветмета), мас. %: Al 8–15; Al ₂ O ₃ – 30–50; SiO ₂ – 12–20; соли или оксиды натрия и калия – 12–23; примеси – остальное	Украина	[26]
Смесь для внепечной десульфурации стали, содержащая известь и алюминиевый шлак с 60% Al ₂ O ₃	СССР	[15]
Алюминиевая раскислительная смесь (APC-2), содержащая, мас. %: Al ₂ O ₃ – ≥ 30,0; Al – ≥ 20,0; C – ≤ 6,0; (K ₂ O + Na ₂ O) – 8,0; SiO ₂ – ≤ 10,0; Fe ₂ O ₃ – ≤ 10,0; массовая доля частиц размером 0–30 мм, % – не менее 80; 30–50 мм не более 20	Беларусь	ТУ ВУ 700028768003-2008
Брикетируемая смесь, используемая для наведения синтетического рафинировочного шлака на установке печь-ковш, состоящая из 30% отработанных катализаторов нефтехимического производства после выщелачивания, 30% CaO, 25% (CaMg)(CO ₃) ₂ и 15% алюминиевой стружки	Россия	[27]
Шлак производства вторичного алюминия, содержащий, %: Al ₂ O ₃ – 50–70; SiO ₂ – ≤ 8,0; CaO – 4,0–6,0; FeO – 6,0–8,0; (K ₂ O + Na ₂ O) – 2,0–4,0; Al – 8,0–15,0 используется: а) для кратковременного снижения скорости обезуглероживания вследствие раскисления сталеплавильного шлака алюминием по реакции 3(FeO) + 2Al = (Al ₂ O ₃) + 3Fe; б) для нагрева шлака, так как окисление алюминия сопровождается выделением тепла; в) для снижения температуры плавления шлака и повышения его жидкотекучести вследствие влияния Al ₂ O ₃ ; г) для ускорения усвоения шлаком извести вследствие повышения температуры шлака и снижения его вязкости, что сопровождается улучшением условий десульфурации	Россия	[17]
Способ получения гранул для разжижения сталеплавильных шлаков, включающий окомкование мелкодисперсных отходов обогащения алюминиевых шлаков в гранулы, загрузку порции гранул в обжиговое оборудование шахтного типа слоем не менее 1м, розжиг с помощью горелки нижних слоев гранул до температуры 840 °С в течение не более 5 мин для запуска процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, подачу воздуха в зону горения, обжиг и выпуск порции готовых гранул, имеющих следующий состав, мас. %: Al ₂ O ₃ – 50–60; Al _{Me} – 3–5; SiO ₂ – 6–8; P – не более 0,2; S – не более 0,2; N – до 1,0; оксиды и хлориды металлов – остальное	Россия	Патент 2409685С2
Состав глиноземсодержащего материала «Пантал 50 гр», содержащего, мас. %: 1,98 – TiO ₂ ; 72,1 – Al ₂ O ₃ ; 20 – SiO ₂ ; 0,71 – CaO; 0,70 – MgO; 2,05 – Fe ₂ O ₃ ; 0,52 – Na ₂ O; 0,31 – K ₂ O; 2,95 – примеси	Россия	[28]
Состав глиноземсодержащих брикетов ОООН «РОИС», содержащих, мас. %: 3,3 – Al; 55,7 – Al ₂ O ₃ ; 6,04 – SiO ₂ ; 1,91 – CaO; 12,6 – MgO; 2,77 – Fe ₂ O ₃ ; 4,3 – Na ₂ O; 3,7 – K ₂ O; 8,1 – хлориды; 11,9 – примеси	Россия	[28]
Составы разжижителей шлака марки АСМ, содержащие, мас. %: 50–80 – Al ₂ O ₃ ; 2–3 – SiO ₂ ; 1–15 – CaO; 4–17 – MgO; 1–2 – (K ₂ O + Na ₂ O)	Чехия	[29]
Составы разжижителей шлака марки АСМС, содержащие, мас. %: 50–70 – Al ₂ O ₃ ; 2–3 – SiO ₂ ; 5–13 – CaO; 3–9 – MgO; 2–6 – Cr ₂ O ₃ ; 1–3 – (K ₂ O + Na ₂ O)	Чехия	[29]
Добавка МША для наведения рафинировочных шлаков, содержащая, мас. %: 15–25 – Al; ≥ 50 – Al ₂ O ₃ ; ≤ 8 – SiO ₂ ; ≤ 0,2 – S; ≤ 0,2 – P; ≤ 10 – (NaCl + KCl); ≤ 10 – Fe ₂ O ₃ ; ≤ 10 – (MnO + MgO)	Россия	[30]
Способ приготовления флюса на основе вторичного алюмосодержащего шлака, содержащего, мас. %: 5,0–25,0 – Al; 30,0–70,0 – Al ₂ O ₃ ; 4,0–10,0 – SiO ₂ ; 5,0–10,0 – Fe ₂ O ₃ ; 1,0–20,0 – CaO; 1,0–20,0 – MgO; 0,055–0,825 – SrO; 0,16–2,40 – BaO; 1,0–8,0 – (K ₂ O + Na ₂ O)	Беларусь	Евразийский патент № 037174

Как следует из приведенного обзора, отходы от переработки вторичного алюминия широко используются в металлургии стали и преимущественно при ее выпечной обработке.

Требования по загрязненности стали вредными примесями и неметаллическими включениями постоянно ужесточаются. Например, для сталей энергетического машиностроения за последние 50 лет допустимые концентрации по сере снижены в 15 раз, а по фосфору – в 12 раз и составляют в настоящее время соответственно 0,002 и 0,003 % [31]. Наиболее высокие показатели десульфурации обеспечиваются при обработке стали синтетическими шлаками на основе CaO и Al_2O_3 . При этом носителем оксида алюминия в синтетических шлаках, как правило, выступают отходы от переработки вторичного алюминия или отвалы алюминиевые шлаки. Вместе с тем, отходы от переработки вторичного алюминия содержат в своем составе значительное количество хлоридов натрия и калия, которые в условиях обработки стали при температуре 1590–1650 °С обладают высокой летучестью и существенно ухудшают условия труда рабочих. Это является основным сдерживающим фактором широкого использования раскислительных смесей и синтетических шлаков на основе отходов переработки вторичного алюминия [32].

Из данной ситуации возможны два выхода. Во-первых, можно использовать бесфлюсовую плавку отходов алюминия, что исключит загрязнение образующихся шлаков хлоридом натрия и калия. Во-вторых, можно использовать мелкую фракцию (менее 8 мм) отвалов шлаков, длительное хранение которых на открытой площадке способствует окислению остаточного алюминия до Al_2O_3 и вымыванию остатков солевых флюсов до содержания 1,0–1,5 %.

Для некоторых марок сталей не допускается ее раскисление алюминием, что требует снижения его содержания во вводимых реагентах, в том числе и в шлакообразующих смесях. Отделить корольки алюминия от шлаков можно вихревой сепарацией с использованием ленточного конвейера с многополюсным магнитным ротором. При вращении многополюсной магнитной системы в частицах металлического алюминия индуцируются вихревые токи, которые, в свою очередь, создают магнитное поле, противоположное по направлению роторной магнитной системе. В результате взаимодействия магнитных полей металлические частицы алюминия выбрасываются из движущегося потока и отделяются от электропроводящей фракции.

Такая подготовка отвального шлака позволяет полностью извлечь из него металлический алюминий, который в дальнейшем можно использовать для производства раскислителей в виде чушки или «пирамидок». Неэлектропроводящая фракция отвального шлака, содержащего более 75 % Al_2O_3 , сплавляется с известью для получения синтетического шлака или используется при производстве разжижителей рафинировочного шлака [32].

С целью усиления рафинирующего действия и модифицирования неметаллических включений в сталях к смеси $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ целесообразно добавлять барий-стронциевый карбонат БСК-2 в количестве до 15 мас. %.

Таким образом, использование в сталеплавильном производстве техногенных отходов от плавки вторичного алюминия в режиме рециклинга вторичных ресурсов является существенным резервом повышения эффективности металлургического производства и позволяет решить ряд экологических, экономических и социальных вопросов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Макаров, Г.С. Состояние и проблемы вторичного алюминия в России (по материалам 7-й Международной конференции «Алюминий-21/Рециклинг») / Г.С. Макаров // Цветные металлы. 2019. № 2. С. 79–84.
2. Лысенко, А.П. Использование комплексной технологии переработки шлаков алюминиевой промышленности для последующего раскисления стали / А.П. Лысенко, Е.А. Шевченко // Цветные металлы. 2020. № 3. С. 63–67.
3. Загрязнение атмосферы при хранении шлаков вторичной переработки алюминия / А.С. Панасюгин [и др.] // Литье и металлургия. 2013. № 1. С. 66–69.
4. Повышение экологической безопасности процессов плавки и рафинирования алюминиевых сплавов / С.П. Задруцкий [и др.]. Минск: БНТУ, 2012. 231 с.
5. Лысенко, А.П. Переработка низкосортного глинозема для получения раскислителей стали в алюминиевых электролизерах / А.П. Лысенко, Р.С. Сельницын // Цветные металлы. 2015. № 3. С. 14–19.
6. Лысенко, А.П. Задачи и перспективы переработки окисно-солевых отходов вторичной металлургии алюминия / А.П. Лысенко, Д.С. Пузанов // Вест. МГОУ. Сер. Техника и технология. 2011. № 3. С. 10–14.
7. Люнген, Х.Б. Гибкие решения в сталелитейной отрасли для сокращения выбросов CO_2 и повышения эффективности производства / Х.Б. Люнген, М. Шпрехер // Черные металлы. № 11. 2017. С. 64–71.
8. Нехамин, С.М. Плавка алюминиевых сплавов и отвальных шлаков в дуговых печах постоянного тока / С.М. Нехамин, М.М. Крутянский // Цветные металлы. 2006. № 9. С. 113–115.
9. Перспективы использования в черной металлургии ферроалюминия, полученного из низкокачественных отходов алюминиевого производства / А.И. Сачко [и др.] // Цветные металлы. 1986. № 8. С. 78–79.

10. Кольцова, В.Я. О безотходной технологии на предприятиях вторичной металлургии / В.Я. Кольцова, А.М. Апанасенко, В.З. Колесник // Цветные металлы. 1991. № 11. С. 51–52.
11. Новичков, С.Б. Теория и практика переработки отходов алюминия в роторных наклонных печах: автореф. дис. ... д-ра техн. наук / С.Б. Новичков, Иркутск. гос. тех. ун-т. Иркутск, 2007. 40 с.
12. Кудрин, В.А. Теория и технология производства стали / В.А. Кудрин. М.: Мир, 2003. 528 с.
13. Применение алюмошлаковых брикетов при внепечной обработке стали на Ашинском металлургическом заводе / М.Т. Гиндулин [и др.] // Сталь. 2011. № 8. С. 28–30.
14. Махоткина, Е.С. Применение отходов производства вторичного алюминия при получении глиноземистых шлаков доменной плавкой бокситов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Магнитогорск. гос. техн. ун-т. Магнитогорск, 2011. 19 с.
15. Захаров, В.А. Использование алюминийсодержащих шлаков и отходов их переработки / В.А. Захаров, Н.И. Артемьев, В.З. Колесник // Цветные металлы. 1986. № 7. С. 80–81.
16. Горелов, В.Г. Рафинирование сталей отходами алюминиевого производства / В.Г. Горелов, Г.П. Ким, Р.П. Машков // Литейное производство. 1999. № 11. С. 27–28.
17. Тужилин, А.С. Физико-химические и технологические исследования комплексной переработки алюминийсодержащих отходов: стружки, шлака, гидроксидного осадка: автореф. дис. ... канд. техн. наук. ИМет. РАН. М., 2012. 21 с.
18. Козлов, А.А. Металлургия вторичного алюминия / А.А. Козлов, Н.В. Немчинова // Перспективы развития технологии переработки углеводородных, растительных и минеральных ресурсов: материалы 4-й Всерос. науч.-практ. конф. Иркутск, 24–25 апреля 2014. Иркутск, 2014. С. 76–78.
19. Рязанов, С.А. Технологии утилизации алюминиевых шлаков / С.А. Рязанов // Вторичные металлы. 2009. № 2. С. 54–56.
20. Рязанов, С.А. О комплексной переработке алюминиевых шлаков / С.А. Рязанов // Литейщик России. 2010. № 7. С. 43–45.
21. Леушен, И.О. Разработка эффективных противопригарных покрытий литейных форм на основе алюмошлаковых наполнителей / И.О. Леушен, А.И. Грачев // Литейное производство. 2002. № 4. С. 13–14.
22. Соколов, А.В. Литье по выплавляемым моделям с использованием продуктов переработки алюминиевых шлаков / А.В. Соколов, С.А. Рязанов, Н.Н. Зонненберг // Литейное производство. 2012. № 7. С. 31–32.
23. Гель, В.И. Переработка упорного вторичного алюминиевого и медного сырья во вращающихся печах / В.И. Гель, Ю.Н. Вензига, В.Б. Родионов // Цветные металлы. 2006. № 3. С. 56–59.
24. Lucheva, B. Non-waste aluminum dross recycling / B. Lucheva, Ts. Tsonev, R. Petkov // J. Univ. Chem. Technol. and Met. 2005. Vol. 40. No 4. P. 335–338.
25. Волочко, А.Т. Переработка и использование алюминиевых отходов в производстве порошков, паст, композиционных и керамических материалов / А.Т. Волочко. Минск: Белорусская наука, 2006. 302 с.
26. Пронский, Л.И. Технология обработки стали собственными печными шлаками / Л.И. Пронский, Ю.Н. Ткачев, Н.В. Полядко // Неметаллические включения и газы в литейных сплавах: материалы V респ. науч.-техн. конф. Запорожье, 6–8 сент. 1988. Запорожье: ЗМИ, 1988. С. 126–127.
27. Павлов, А.В. Способы утилизации отработанных молибденсодержащих катализаторов нефтехимического синтеза / А.В. Павлов, В.С. Римошевский // Изв. высш. учеб. завед. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 1. С. 5–10.
28. Повышение стойкости футеровки агрегатов внепечной обработки стали / А.А. Метелкин [и др.]. Нижний Тагил: НТИ УрФУ, 2015. 144 с.
29. Рекламный проспект фирмы JAP TRADING, s.r.o. RCz. 7 с.
30. Леонтьев, Л.И. Переработка и утилизация техногенных отходов металлургического производства / Л.И. Леонтьев, В.И. Пономарев, О.Ю. Шешуков // Экология и промышленность России. 2016. Т. 20. № 3. С. 24–27.
31. Еланский, Д.Г. Обзор докладов на пленарном заседании XIV международного конгресса сталеплавильщиков / Д.Г. Еланский, Г.Н. Еланский // Сталь. 2016. № 11. С. 21–29.
32. Трибушевский, Л.В. Безотходная технология переработки окисленных отходов алюминия в короткопламенной роторной печи бесфлюсовой плавкой: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Белорус. нац. техн. ун-т. Минск, 2021. 21 с.

REFERENCES

1. Makarov G.S. Sostoyaniye i problemy vtorichnogo alyuminiya v Rossii (po materialam 7-y Mezhdunarodnoy konferentsii “Alyuminiy-21/Retsikling”) [The state and problems of secondary aluminum in Russia (based on the materials of the 7th International Conference “Aluminum-21 / Recycling”)]. *Tsvetnyye metally = Non-ferrous metals*, 2019, no. 2, pp. 79–84.
2. Lysenko A.P., Shevchenko E.A. Ispol'zovaniye kompleksnoy tekhnologii pererabotki shlakov alyuminiyevoy promyshlennosti dlya posleduyushchego raskisleniya stali. [The use of integrated technology for processing slags of the aluminum industry for the subsequent deoxidation of steel]. *Tsvetnyye metally = Non-ferrous metals*, 2020, no. 3, pp. 63–67.
3. Panasyugin A.S., Mikhaylov D.P., Panasyugin S.A., Pavlovskiy N.D., Chipurko Z.N. Zagryazneniye atmosfery pri khraneniі shlakov vtorichnoy pererabotki alyuminiya [Pollution of the atmosphere during storage of slag secondary processing of aluminum]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 1, pp. 66–69.
4. Zadruksky S.P., Nemenenok B.M., Rumyantseva G.A., Sletova N.V. Povysheniye ekologicheskoy bezopasnosti protsessov pлавki i rafinirovaniya alyuminiyevykh splavo. [Increasing the ecological safety of the processes of melting and refining of aluminum alloys]. Minsk, BNTU Publ., 2012. 231 p.
5. Lysenko A.P., Selnitsyn R.S. Pererabotka nizkotsortnogo glinozema dlya polucheniya raskisliteley stali v alyuminiyevykh elektrolizerakh [Processing of low-grade alumina for obtaining deoxidizers of steel in aluminum electrolyzers]. *Tsvetnyye metally = Non-ferrous metals*, 2015, no. 3, pp. 14–19.
6. Lysenko A.P., Puzanov D.S. Zadachi i perspektivy pererabotki oksidno-solevykh otkhodov vtorichnoy metallurgii alyuminiya [Tasks and prospects for the processing of oxide-salt waste from secondary metallurgy of aluminum]. *Vestnik MGOU. Ser. Tekhnika i tekhnologiya = Bulletin MGOU. Technique and technology*, 2011, no. 3, pp. 10–14.

7. **Lyngen Kh.B., Shprekher M.** Gibkiye resheniya v staliteynoy otrasli dlya sokrashcheniya vybrosov CO₂ i povysheniya effektivnosti proizvodstva [Flexible solutions in the steel industry to reduce CO₂ emissions and increase production efficiency]. *Chernye metally = Black metals*, 2017, no. 11, pp. 64–71.
8. **Nekhamin S.M., Krutyanskiy M.M.** Plavka alyuminiyevykh splavov i otval'nykh shlakov v dugovykh pechakh postoyannogo toka [Melting of aluminum alloys and dump slags in DC arc furnaces]. *Tsvetnye metally = Non-ferrous metals*, 2006, no. 9, pp. 113–115.
9. **Sachko A.J., Artemev N.I., Mikulyak O.P., Baranov A.A., Ladyan V.J.** Perspektivy ispol'zovaniya v chornoy metallurgii ferroaluminiuma, poluchennogo iz nizkokachestvennykh otkhodov alyuminiyevogo proizvodstva [Prospects for the use in ferrous metallurgy of ferroaluminium obtained from low-quality wastes of aluminum production]. *Tsvetnye metally = Non-ferrous metals*, 1986, no. 8, pp. 78–79.
10. **Koltsova V.Ya., Apanasenko A.M., Kolesnik V.Z.** O bezotkhodnoy tekhnologii na predpriyatiyakh vtorichnoy metallurgii [On the hopeless technology at the enterprises of secondary metallurgy]. *Tsvetnye metally = Non-ferrous metals*, 1991, no. 11, pp. 51–52.
11. **Novichkov S.B.** *Teoriya i praktika pererabotki otkhodov alyuminiya v rotornykh naklonnykh pechakh. Diss. dokt. tekhn. nauk* [Theory and practice of processing aluminum waste in rotary tilting furnaces: abstract of thesis]. Irkutsk, 2007.
12. **Kudrin V.A.** *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva stali* [Theory and technology of steel production]. Moscow, Mir Publ. 2003. 528 p.
13. **Gindulin M.T., Fedotov S.V., Shakirov Z.Kh., Gerner V.I., Obpezkov V.V., Senin A.V.** Primeneniye alyumoshlakovykh briketov pri vneprechnoy obrabotke stali na Ashinskoy metallurgicheskoy zavode [The use of alumoslag brackets in out-of-furnace steel processing at the Ashinskiy metallurgical plant]. *Stal = Steel*, 2011, no. 8, pp. 28–30.
14. **Makhotkina E.S.** *Primeneniye otkhodov proizvodstva vtorichnogo alyuminiya pri poluchenii glinozemistykh shlakov domennoy plavkoy boksitov. Diss. kand. tekhn. nauk* [The use of waste from the production of secondary aluminum in the production of alumina slags by blast-furnace smelting of bauxite]. Magnitogorsk, 2011.
15. **Zakharov V.A., Artemev N.I., Kolesnik V.Z.** Ispol'zovaniye alyuminiysoderzhashchikh shlakov i otkhodov ikh pererabotki [Use of aluminum-containing slags and waste of their processing]. *Tsvetnye metally = Non-ferrous metals*, 1986, no. 7, pp. 80–81.
16. **Gorelov V.G., Kim G.P., Mashkov R.P.** Rafinirovaniye staley otkhodami alyuminiyevogo proizvodstva [Refining of steels by waste of aluminum production]. *Liteynoe proizvodstvo = Foundry production*, 1999, no. 11, pp. 27–28.
17. **Tuzhilin A.S.** *Fiziko-khimicheskiye i tekhnologicheskkiye issledovaniya kompleksnoy pererabotki alyuminiysoderzhashchikh otkhodov: struzhki, shlaka, gidrooksidnogo osadka. Diss. kand. tekhn. nauk* [Physicochemical and technological research of complex processing of aluminum-containing waste: shavings, slag, hydroxide sludge]. Moscow, 2012.
18. **Kozlov A.A., Nemchinova N.V.** Metallurgiya vtorichnogo alyuminiya [Metallurgy of secondary aluminum]. *Materialy 4 Vserossiyskoy nauch.-prakt. konf. «Perspektivy razvitiya tekhnologii pererabotki uglevodorodnykh, rastitelnykh i mineralnykh resyrsrov* [Prospects for the development of technology for the processing of hydrocarbon, plant and mineral resources: materials of the 4th All-Russian scientific-practical]. Irkutsk, 2014, pp. 76–78.
19. **Ryazanov S.A.** Tekhnologii utilizatsii alyuminiyevykh shlakov [Technologies for utilization of aluminum slag]. *Vtorichnye metally = Secondary metals*, 2009, no. 2, pp. 54–56.
20. **Ryazanov S.A.** O kompleksnoy pererabotke alyuminiyevykh shlakov [On the complex processing of aluminum slag]. *Liteyschik Rossii = Foundry of Russia*, 2010, no. 7, pp. 43–45.
21. **Leushen I.O., Grachev A.I.** Razrabotka effektivnykh protivoprigarnykh pokrytiy liteynykh form na osnove alyumoshlakovykh napolniteley [Development of effective non-stick coatings for casting molds based on aluminoslag fillers]. *Liteynoe proizvodstvo = Foundry production*, 2002, no. 4, pp. 13–14.
22. **Sokolov A.V., Ryazanov S.A., Sonnenberg N.N.** Lit'ye po vyplavlyayemym modelyam s ispol'zovaniyem produktov pererabotki alyuminiyevykh shlakov [Investment casting with the use of products of processing of aluminum slag]. *Liteynoe proizvodstvo = Foundry production*, 2002, no. 7, pp. 31–32.
23. **Gel V.I., Venziga Yu.N., Rodionov V.B.** Pererabotka upornogo vtorichnogo alyuminiyevogo i mednogo syr'ya vo vrashchayushchikhsya pechakh [Processing of refractory secondary aluminum and copper raw materials in rotary furnaces]. *Tsvetnye metally = Non-ferrous metals*, 2006, no. 3, pp. 56–59.
24. **Lucheva B., Tsonev Ts., Petkov R.** Non-waste aluminum dross recycling. *J. Univ. Chem. Technol. and Met.* 2005, vol. 40, no. 4, pp. 335–338.
25. **Volochko A.T.** *Pererabotka i ispol'zovaniye alyuminiyevykh otkhodov v proizvodstve poroshkov, past, kompozitsionnykh i keramicheskikh materialov* [Processing and use of aluminum waste in the production of powders, pastes, composite and ceramic materials]. Minsk, Belaruskaya nayka Publ., 2006, 302 p.
26. **Pronsky L.I., Tkachev Yu.N., Polyadko N.V.** *Tekhnologiya obrabotki stali sobstvennymi pechnymi shlakami* [Processing technology became our own furnace slags]. *Materialy V respublikanskoy nauch.-tekhn. konf. «Nemetallicheskiye vklucheniya i gazy v liteynykh splavakh»* [Nonmetallic inclusions and gases in casting alloys: materials of the V republican scientific. tech. conf]. Zaporozhye, 1988, pp. 126–127.
27. **Pavlov A.V., Rimoshevsky V.S.** Sposoby utilizatsii otrabotannykh molibdensoderzhashchikh katalizatorov neftekhimicheskogo sinteza [Methods of utilization of waste molybdenum-containing crystallizers of petrochemical synthesis]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya = Proceedings of nigh schools. Ferrous metallurgy*, 2016, vol. 59, no. 1, pp. 5–10.
28. **Metelkin A.A., Sheshukov O.Yu., Nekrasov I.V., Shevchenko O.I.** *Povysheniye stoykosti futerovki agregatov vneprechnoy obrabotki stali* [Increasing the lining resistance of out-of-furnace steel processing units]. Nizhny Tagil, NTI UrFU Publ., 2015, 144 p.
29. Reklamny prospect firmy JAP TRADING, s.r.o. RCz. 7 p.
30. **Leontiev L.I., Ponomarev V.I., Sheshukov O.Yu.** Pererabotka i utilizatsiya tekhnogennykh otkhodov metallurgicheskogo proizvodstva [Processing and utilization of technogenic waste of metallurgical production]. *Ekologiya i promyshlennost' Rossii = Ecology and Industry of Russia*, 2016, vol. 20, no. 3, pp. 24–27.
31. **Elansky D.G., Elansky G.N.** Obzor dokladov na planarnom zasedanii XIV mezhdunarodnogo kongressa staleplavil'shchikov [Review of reports at the planar meeting of the XIV International Congress of Steel Smelters]. *Stal = Steel*, 2016, no. 11, pp. 21–29.
32. **Tribushevsky L.V.** Bezotkhodnaya tekhnologiya pererabotki okislennykh otkhodov alyuminiya v korotkoplamennoy rotornoy pechi besflyusovoy plavkoy. Dis. kand. tekhn. nauk. Waste-free technology for processing oxidized aluminum wastes in a short-flame rotary furnace with flux-free melting]. Minsk, 2021.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-50-54>
УДК 669

Поступила 20.10.2021
Received 20.10.2021

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИНЫ РАЗРУШЕНИЯ ОПЫТНОГО ПРОКАТНОГО ВАЛКА ЧЕРНОВОЙ ГРУППЫ КЛЕТЕЙ ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА 150

И. А. ГУЗОВА, Н. А. ХОДОСОВСКАЯ, И. А. КОВАЛЕВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: gtp.icm@bmz.gomel.by, тел. +375-2334-55941

В условиях жесткой национальной и международной конкуренции решающую роль играет качество закупаемых ресурсов. Для производства продукции закупаются сырье, материалы и комплектующие, качество изготовления которых непосредственно влияет на производство металла в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». Проблема чрезмерно высокого уровня динамических нагрузок особенно остро стоит для клетей черновой группы. Основными причинами динамических перегрузок являются интенсивные переходные процессы, имеющие место в цикле прокатки, наличие в системе упругих механических связей и зазоров, несовершенство системы электропривода, ошибки, допущенные при разработке. В связи с этим существует необходимость подбора материала и технологии изготовления прокатных валков, способных выдерживать такие нагрузки достаточно продолжительный период времени. Проведены исследования причин разрушения опытного прокатного валка черновой группы клетей стана 150 сортопрокатного цеха ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». На основании анализа установлены основные классификационные признаки излома. Представлены результаты металлографических исследований микроструктуры и химического состава фрагментов прокатного валка центральной и подповерхностной зоны. Выявлена причина разрушения опытного прокатного валка – несоответствие марки материала валка требованиям технологической инструкции и нормативной документации для черновой группы клетей № 1–3.

Ключевые слова. Прокатный валок, динамические нагрузки, разрушение, хрупкий излом, микромеханизм разрушения, химический анализ, металлографическое исследование, микроструктура, несоответствие марки материала.

Для цитирования. Гузова, И. А. Определение причины разрушения опытного прокатного валка черновой группы клетей проволочного стана 150 / И. А. Гузова, Н. А. Ходосовская, И. А. Ковалева // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 50–54. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-50-54>.

DETERMINATION OF DESTRUCTION CAUSE OF EXPERIMENTAL MILL ROLL OF STAND ROUGHING GROUP OF MILL 150

I. A. GUZOVA, N. A. HODOSOVSKAYA, I. A. KOVALEVA, OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37 Promyshlennaya st. E-mail: gtp.icm@bmz.gomel.by; Tel.: +375-2334-55941

High quality of purchased resources plays a critical role under the conditions of severe international competition. Raw materials, materials and components are purchased for product production and their quality is an essential part in the production of steel at OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMC” holding». The problem of excessively high level of dynamic loads is especially acute for roughing stands. The main reasons for dynamic overloads are intense transient processes occurring in the rolling cycle, the presence of elastic constraints and gaps in the system, imperfection of electric drive system and errors made during development. Therefore, there is a need for selection of material and manufacturing technology for mill rolls capable to withstand such loads for a sufficiently long period. Investigations of destruction causes of experimental mill roll of stand roughing group of mill 150 of section rolling shop at OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMC” holding were carried out. Main classification features are established based on the analysis of the fracture. The results of metallographic studies of microstructure and chemical composition of central and subsurface zone roll fragments are presented. The reason of destruction of experimental mill roll was discovered – nonconformance of roll material grade with the requirements of technological instructions and normative documentation for rough group of stands No. 1–3

Keywords. Mill roll, dynamic loads, destruction, brittle fracture, micromechanism of fracture, chemical analysis, metallographic examination, microstructure., nonconformance of steel grade.

For citation. Guzova I. A., Hodosovskaya N. A., Kovaleva I. A. Determination of destruction cause of experimental mill roll of stand roughing group of mill 150. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 50–54. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-50-54>.

В условиях жесткой национальной и международной конкуренции решающую роль играет качество закупаемых ресурсов. Для производства продукции закупаются сырье, материалы и комплектующие, качество изготовления которых непосредственно влияет на производство металла в ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (БМЗ) [1].

Производственные и экономические показатели прокатного производства во многом зависят от качества прокатных валков. Эксплуатационные свойства валков должны отвечать предъявляемым к ним требованиям, таким, как высокая износостойкость по длине и глубине рабочего слоя при высоких температурах и давлениях, статическая прочность (стойкость против поломок), постоянство рабочего диаметра, чистота поверхности калибров, точность обработки [2].

Главная операция в процессе прокатки металла осуществляется валками стана и заключается в деформации металла. Она достигается обжатием материала, причем достигаются определенные размеры и поперечный профиль. Валки при вращении берут на себя усилие, имеющее место в процессе работы прокатной линии и передающееся на составные элементы прокатной клетки стана [3].

Как известно, проблема чрезмерно высокого уровня динамических нагрузок особенно остро стоит для клеток черновой группы. Основными причинами динамических перегрузок являются интенсивные переходные процессы, имеющие место в цикле прокатки, наличие в системе упругих механических связей и зазоров, несовершенство системы электропривода, ошибки, допущенные при разработке. В связи с этим существует необходимость подбора материала и технологии изготовления прокатных валков, способных выдерживать такие нагрузки достаточно продолжительный период времени [4].

В настоящее время изготовление заготовок для валков осуществляется методом вертикального литья, центробежным литьем заготовок или методомковки первоначального слитка. Одним из современных способов получения литых валков является способ центробежного литья. Данный метод более дорогой, но позволяет максимально уплотнить структуру металла ближе к наружной поверхности, которая является рабочей и обеспечивает более долгий срок службы валка.

На БМЗ в сортопрокатный цех № 1 закуплен новый опытный валок размером 550×550 мм, который был установлен во второй черновой клетки стана 150. При использовании опытного валка размером 550×550 мм прокатано 1300 т продукции (в среднем прокатывается 190 тыс. т металла). При эксплуатации произошло разрушение валка в районе бочки (излом по среднему бурту). В процессе прокатки нарушений технологических режимов зафиксировано не было.

В исследовательскую лабораторию исследовательского центра – отраслевую лабораторию технологий металлургического и сталепроволочного производств представлен фрагмент валка опытной партии от нового поставщика, разрушившегося при прокатке металла.

Внешний вид разрушенного валка представлен на рис. 1.



Рис. 1. Внешний вид разрушенного валка и характер разрушения

В процессе работы изучен излом валка. На основании анализа установлены основные классификационные признаки [5]:

- излом валка отчетливо разделяется на две зоны (первая – подповерхностная, вторая – центральная);
- ориентация (излом прямой, проходящий по бочке валка);
- микрогеометрия (излом «лучистый», характерный для чугуновых изделий);
- шероховатость, блеск, цвет (кристаллический, светло-серый с металлическим блеском);

- степень пластической деформации при разрушении и энергия разрушения (хрупкий излом, о чем свидетельствуют гладкие, ровные кромки излома);
- макрогеометрия (излом отличается неоднородностью строения, наличием геометрических зон с различной макроориентированностью, кристалличностью, шероховатостью, блеском; неоднородность строения излома обусловлена неоднородностью самого исследуемого материала по химическому составу, структуре и свойствам);
- микромеханизм разрушения (поверхность разрушения имеет мелкокристаллический излом (образовался в условиях малой пластической деформации));
- внутренние дефекты материала (выявлены поры (неплотности), которые могли стать источниками разрушения и вызвать его начало на более ранних стадиях нагружения или при меньших нагрузках, чем это наблюдается в бездефектном материале).

Для проведения исследований и определения химического состава подготовлены образцы, вырезанные в направлении от поверхности к центру, в следующих местах разрушенного валка (рис. 2).



Рис. 2. Зоны излома валка: 1 – подповерхностная; 2 – центральная

Химический состав фрагментов валка определяли:

- углерод и серу – на эмиссионном спектрометре ARL 3560 в лаборатории аналитического обеспечения центральной заводской лаборатории;
- остальные элементы – на плазменном спектрометре ICAP 7400 Thermo в химической лаборатории металлургического производства центральной заводской лаборатории. Химический состав образцов приведен в таблице.

Результаты определения химического состава разрушенного прокатного валка

Наименование	Массовая доля химических элементов, %							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Фрагмент валка подповерхностной зоны (№ 1)	1,46	0,44	0,75	0,032	0,026	1,15	0,9	0,25
Фрагмент валка центральной зоны (№ 2)	2,22	2,40	0,52	0,022	0,01	0,20	0,47	0,12
150CrNiMo Сертификат	1,56	0,42	0,71	0,04	0,04	1,12	1,1	0,26
150ХНМ ГОСТ 5950	1,4–1,6	0,25–0,5	0,5–0,8	≤0,04	≤0,04	0,9–1,25	0,8–1,2	0,1–0,3

Как видно из таблицы, материал фрагмента валка подповерхностной зоны (№ 1) представляет собой сталь марки 150ХНМ согласно ГОСТ 5950 [6], что соответствует данным сертификата качества и требованиям технической документации; материал фрагмента валка центральной зоны (№ 2) представляет собой чугуны, что не соответствует данным сертификата качества и требованиям технической документации.

Металлографическое исследование проводили на нетравленных поперечных микрошлифах, а также после их травления в реактивах «Nital» и растворе пикрата натрия с помощью инвертированного металлографического микроскопа отраженного света «OLYMPUS» с цифровой системой изображений.

В образце, вырезанном из подповерхностной зоны вала (№ 1), обнаружена микропористость (рис. 3, *а*). После травления микрошлифа в реактиве «Nital» было выявлено, что микроструктура состоит из сорбита отпуска, неравномерно распределенных участков карбидной эвтектики (ледебурита, в среднем около 5%) и вторичного цементита по границам зерен.

В образце, вырезанном из центральной зоны вала (№ 2), обнаружен чугуи с шаровидной формой графита (рис. 3, *б*). Микроструктура образца состоит из перлита, ледебурита, шаровидного графита и цементита.

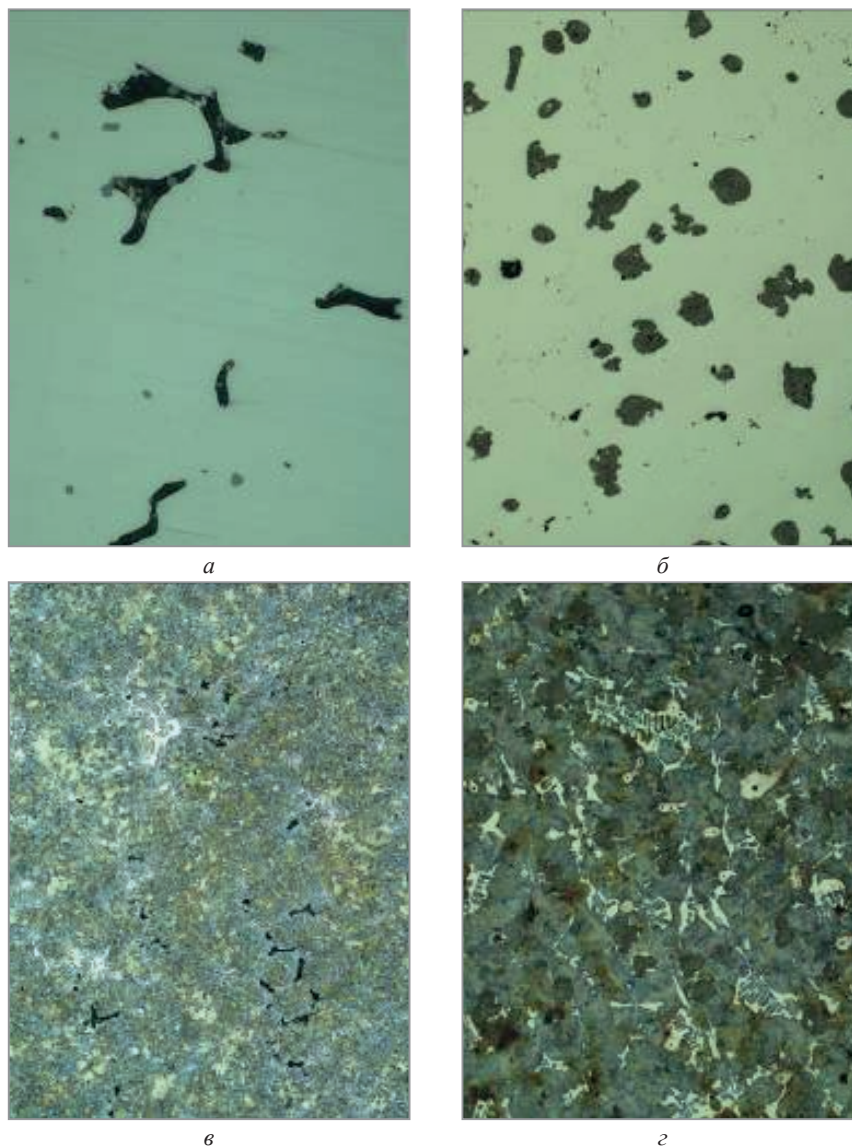


Рис. 3. Микроструктуры в поперечных микрошлифах: *а* – микропоры в зоне № 1 в нетравленном микрошлифе. $\times 500$; *б* – микроструктура зоны № 1 после травления реактивом «Nital». $\times 100$; *в* – микроструктура зоны № 2 на нетравленном микрошлифе. $\times 500$; *г* – микроструктура зоны № 2 после травления в растворе пикрата натрия. $\times 100$

Твердость поверхности фрагмента разрушенного вала составила 39 HRC (замер по Роквеллу), что составляет 52 HSh (замер по Шору) и соответствует значениям твердости, указанным в сертификате качества (54–54–52 HSh) и чертеже (55 HSh).

В технологической инструкции стана 150 указано, что для клеток черновой группы № 1–3, испытывающих наибольшие нагрузки, валки должны изготавливаться из стали марки 150ХНМ для обеспечения достаточного сопротивления повышенным нагрузкам.

Таким образом, после изучения излома, анализа химического состава и металлографического исследования можно сделать вывод о том, что разрушение опытного вала произошло по причине несоответствия марки материала вала требованиям технологической инструкции и нормативной документации для черновой группы клеток № 1–3.

Заказчик может защитить себя от поставки некачественного товара еще на этапе проведения испытаний опытной партии инструмента. Своевременно обнаруженные несоответствия закупаемых материалов, а также принятые оперативные решения позволяют обезопасить технологический процесс при производстве продукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Руководство по качеству для внешних поставщиков ОАО «Могилевлифтомаш». [электронный ресурс] – Режим доступа: <https://www.liftmach.by/upload/iblock.pdf>.
2. **Будагьянц Н. А., Карский В. Е.** Литые прокатные валки. М.: Metallurgiya. 1983. 172 с.
3. Прокатные валки. Валки для прокатных станов: [электронный ресурс]–Режим доступа: https://stellite-parts.ru/ru/rolling_equipment/mill_rolls/
4. **Гулидов, И. Н.** Оборудование прокатных цехов (эксплуатация, надежность): учеб. пособ. для студентов сред. спец. завед. / И. Н. Гулидов. М.: Интермет Инжиниринг, 2004. 320 с.
5. **Шестопалова, Л. П.** Методы исследования материалов и деталей машин при проведении автотехнической экспертизы: учеб. пособ. / Л. П. Шестопалова, Т. Е. Лихачева. М.: МАДИ, 2017. 180 с.
6. ГОСТ 5950–2000 Прутки, полосы и мотки из инструментальной легированной стали. Общие технические условия [электронный ресурс] – Режим доступа: <http://docs.cntd.ru/document/1200013>

REFERENCES

1. <https://www.liftmach.by/upload/iblock.pdf>.
2. **Budag'janc N.A., Karskij V.E.** *Litye prokatnye valki* [Cast rolls]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983, 172 p.
3. https://stellite-parts.ru/ru/rolling_equipment/mill_rolls
4. **Gulidov I.N.** *Oborudovanie prokatnyh cehov (jekspluatacija, nadezhnost')* [Equipment for rolling shops (operation, reliability)]. Moscow, Intermet Inzhiniring Publ., 2004, 320 p.
5. **Shestopalova L.P., Lihacheva T.E.** *Metody issledovaniya materialov i detalej mashin pri provedenii avtotekhnicheskoy jekspertizy* [Methods for the study of materials and machine parts during auto-technical expertise]. Moscow, MADI Publ., 2017, 180 p.
6. <http://docs.cntd.ru/document/1200013>



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-55-58>
УДК 669

Поступила 18.10.2021
Received 18.10.2021

ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЕ ПРЕИМУЩЕСТВА ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РАСКАТНЫХ ОПРАВОК, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ КОВАННОЙ ЗАГОТОВКИ, ПРИ ПРОКАТКЕ НА НЕПРЕРЫВНОМ СТАНЕ С КОНТРОЛИРУЕМО-ПЕРЕМЕЩАЕМОЙ ОПРАВКОЙ

А. И. ТОВСТЕЛЕВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: engt.icm@bmz.gomel.by

Рассмотрена актуальная на сегодняшний день проблема снижения себестоимости трубопрокатной продукции, которая особенно остро стоит в условиях высокой конкуренции на мировом рынке металлопродукции. Весомую долю в себестоимости трубной продукции составляет стоимость прокатного инструмента. Уменьшение затрат на покупку деформирующего инструмента позволяет получить существенную экономию при производстве бесшовных труб. В статье представлены анализ экономической эффективности изготовления длинных цилиндрических оправок из полуфабриката – кованой заготовки в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»; разработка технологического процесса производства длинных оправок в зависимости от необходимого размера; результаты работы по изготовлению длинных цилиндрических оправок из кованой заготовки в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», а также их промышленные испытания в условиях трубопрокатного цеха. Получен положительный результат использования длинных оправок стана PQF, изготовленных из кованой заготовки.

Ключевые слова. Непрерывный стан, длинная оправка, дефекты внутренней поверхности трубы, изготовление оправок.

Для цитирования. Товстелева, А. И. Техничко-экономические преимущества использования раскатных оправок, изготовленных из кованой заготовки, при прокатке на непрерывном стане с контролируемо-перемещаемой оправкой / А. И. Товстелева // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 55–58. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-55-58>.

TECHNICAL AND ECONOMIC ADVANTAGES OF USING ELONGATING MANDREL MADE OF FORGED BLANK WHEN ROLLING ON A CONTINUOUS MILL WITH A CONTROLLED-MOVABLE MANDREL

A. I. TOVSTELEVA, OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMC”,
Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37 Promyshlennaya st. E-mail: engt.icm@bmz.gomel.by

In the article, the current problem of reducing the cost of pipe-rolling products, which is especially acute in the world market of metal products high competition conditions is considered. A significant share in the cost of pipe products stands at the cost of rolling tools. Reducing the cost of buying a deforming tool allows you to make considerable savings in the seamless pipes' production. The article presents: analysis of the economic efficiency of manufacturing long cylindrical mandrels from a semi-finished product – forged billet at OJSC «BSW – management company of «BMC» holding»; development of the technological process for the production of long mandrels depending on the required size; the results on the manufacture of long cylindrical mandrels from forged billet at OJSC «BSW – management company of «BMC» holding», as well as their industrial tests in the conditions of the pipe rolling shop. A positive result of using long mandrels of the PQF mill made of forged blanks was obtained.

Keywords. Continuous mill, long mandrel, defects of the inner surface of the pipe, manufacture of mandrels.

For citation. Tovsteva A. I. Technical and economic advantages of using elongating mandrel made of forged blank when rolling on a continuous mill with a controlled-movable mandrel. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 55–58. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-55-58>.

В настоящее время в связи с более жесткими условиями конкуренции на рынке (повышения стоимости основных топливных энергоресурсов, ввозных пошлин, мировое перепроизводство) особенно остро стоит вопрос повышения качества и снижения издержек при производстве металлопродукции в трубопрокатной отрасли.

Производство бесшовных труб на непрерывных трубопрокатных станах широко используется ввиду высокой экономичности и технологичности процесса [1]. Раскатка гильз (трубной заготовки)

осуществляется деформацией ее стенки между прокатными валками одновременно в нескольких прокатных клетях (формируется наружная поверхность трубы) и длинной оправкой (формируется внутренняя поверхность трубы). Эта технология обеспечивает получение равномерного обжатия стенки трубы [2]. Процесс прокатки трубы на непрерывном стане состоит из следующих технологических операций: нанесение смазочного покрытия на наружную поверхность длинной цилиндрической оправки, подача данной оправки внутрь гильзы, подача гильзы в стан непрерывной прокатки (в валки). При осуществлении данного технологического процесса оправка движется в очаге деформации вместе с заготовкой. Диаметр оправки выбирается таким образом, чтобы сформировать внутренний диаметр трубы, а последовательно расположенные круглые калибры, уменьшающиеся по ходу прокатки, обеспечивают получение необходимого наружного диаметра [3]. Схема раскатки трубной заготовки в стане PQF приведена на рис. 1.

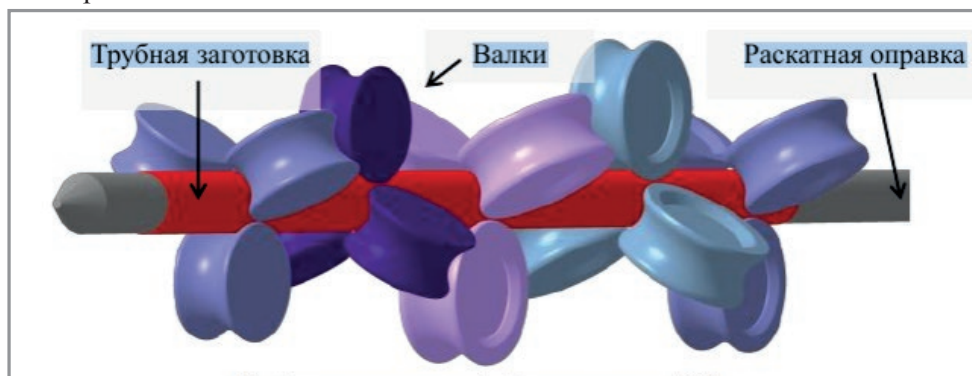


Рис. 1. Схема раскатки трубной заготовки в стане PQF

На качество внутренней и наружной поверхности бесшовных труб оказывают существенное влияние качество поверхности деформирующего прокатного инструмента, а также технологические режимы прокатки. Именно поэтому при производстве бесшовных труб возникает необходимость осуществлять периодический осмотр поверхности прокатного инструмента. Чем выше степень его износа, тем выше вероятность получения отклонения по геометрическим и качественным показателям готовой трубопрокатной продукции. При этом дефекты внутренней поверхности бесшовных труб, как правило, доработке не подвергаются ввиду сложности ее проведения.

Длинная оправка раскатного стана – длинный цилиндрический стержень с проточкой на заднем конце для захвата при извлечении трубы.

Длинные оправки изготавливаются из инструментальных сталей 4ХМФ1СА, 15Х3ГНМ, 30ХЗМФ, 35ХН2Ф, обладающих высокими прочностными характеристиками, такими, как поверхностная твердость, которая гарантирует жесткие условия, обеспечивающие способность справиться с высокими контактными нагрузками и температурами.

Стойкость рабочей части оправки составляет 200–2000 прокатанных труб. После чего она отправляется на переточку на меньший размер. Оправка изготавливается по довольно трудоемкой технологии, которая имеет высокую стоимость. В себестоимости продукции доля затрат, приходящихся на оправки, составляет до 5 %.

В ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (БМЗ) применяется технология восстановления раскатных оправок [4]. С целью снижения затрат на приобретение готовых оправок раскатного стана закуплена опытная партия поковок диаметром 120 мм (8 шт.) и диаметром 123 мм (7 шт.) марки стали X35CrMoV5 для дальнейшего изготовления из них оправок непрерывного стана и определения их эксплуатационных характеристик при прокатке горячедеформированных бесшовных труб различного размерного и марочного сортамента.

Проведена научно-исследовательская работа, целью которой стало освоение технологии изготовления и определение эксплуатационных характеристик опытной партии раскатных оправок диаметром 116,1 мм, изготовленных из поковок в условиях БМЗ.

В рамках научно-исследовательской работы разработан опытный технологический процесс на изготовление детали «оправка диаметром...» для каждого диаметра заготовок (рабочая часть) согласно требованиям нормативной документации (далее НД) и проведено изготовление оправок диаметром 116,1 мм в условиях предприятия.

Полученные в результате разработанных технологических процессов раскатные оправки, изготовленные из заготовок (рабочая часть) по геометрическим размерам, твердости, шероховатости поверхности и толщине хромового покрытия соответствовали требованиям заводской НД.

Была проведена механическая обработка заготовок (рабочая часть) и хромирование раскатных оправок. Изготовленные в условиях БМЗ оправки для раскатного стана соответствовали требованиям заводской НД и были переданы на участок горячей прокатки труб для проведения промышленных испытаний.

Однако в процессе эксплуатации на семи опытных раскатных оправках из 15 была выявлена кривизна, превышающая требования НТД, установленные для готового изделия – раскатной оправки. При этом параметр прямолинейности (кривизны) для каждой заготовки фиксировали на всех технологических стадиях ее переработки: в изначальном виде → после обточки → после прокатки. Результаты измерений приведены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты измерений отклонения от прямолинейности оправки диаметром 116,1 мм

Номер раскатной оправки	Результаты измерения отклонения от прямолинейности на всю длину, мм	
	после обточки	после проката
1	4	4
2	10	15
3	5	5
4	5	3
5–6	15	15
7	9	15
8	10	10
9	11	10
10	4	6
11	7	9
12	1	8
13–15	11	11
Требования НТД	10	10

При проведении входного контроля поступивших заготовок несоответствий по отклонению от прямолинейности зафиксировано не было. Как видно из таблицы, превышение данного технологического параметра зафиксировано после проведения механических операций по обточке и в результате эксплуатации изготовленных оправок при производстве труб. Для устранения отклонения от прямолинейности оправки применяли правку заготовок на косовалковой правильной машине после обточки и после проката. Однако проведение данной технологической операции затруднено в связи с высокими прочностными характеристиками заготовок. С целью исключения дополнительных затрат на правку заготовок принято решение о внесении изменений в проектные чертежи на изготовление заготовок – параметр максимально допустимого отклонения от прямолинейности снижен до значения 6 мм на всю длину заготовки.

Изготовленные опытные оправки находились в эксплуатации в течение 2020 г. Эксплуатационная стойкость опытной партии оправок диаметром 116,1 мм приведена в табл. 2.

Таблица 2. Эксплуатационная стойкость опытной партии оправок диаметром 116,1 мм

Номер оправки	1	2	3	4	7	8	9	10	11	12
Количество проходов	44	137	164	166	301	340	107	117	321	390
Среднее количество проходов – 208,7										
Эффект – 15,43 %										
Оправки № 5, 6, 13–15 в эксплуатации не были в связи с превышением допустимого уровня отклонения от прямолинейности.										

В результате проведенных испытаний отмечено, что опытные оправки, изготовленные в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», по эксплуатационным характеристикам не уступают промышленно применяемым раскатным оправкам, закупаемым в готовом к эксплуатации состоянии, а основными причинами отбраковки опытных оправок в процессе их эксплуатации явились характерные для трубопрокатного цеха виды брака: риски и продирсы.

Выводы

1. Экономия от закупки заготовок для изготовления оправок (даже с учетом расходов на производство оправок в условиях БМЗ).
2. Экономия при эксплуатации опытной партии оправок (более высокая стойкость по сравнению с промышленно используемыми оправками).
3. Снижение времени простоев на перевалку прокатного оборудования в связи с износом рабочей поверхности оправок.
4. Снижение количества дефектной продукции.

Учитывая полученный положительный эффект, рекомендовано продолжить работу по изготовлению оправок стана PQF других диаметров из заготовок-поковок в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

ЛИТЕРАТУРА

1. Трубное производство: учеб./ Б. А. Романцев, А. В. Гончарук, Н. М. Вавилкин, С. В. Самусев. 2-е изд., испр. и доп. М.: Изд. Дом МИСиС, 2011. 970 с.
2. Машины и агрегаты трубного производства: учеб. пособ. для вузов / А. П. Коликов, В. П. Романенко, С. В. Самусев и др. М.: Изд. Дом МИСиС, 1998. 536 с.
3. Технология и оборудование трубного производства: учеб. для вузов / В. Я. Осадчий, А. С. Вавилин, В. Г. Зимовец и др. М.: Интернет Инжиниринг, 2001. 608 с.
4. **Щеглов А. Г.** Технология восстановления раскатных оправок непрерывного стана PQF в трубoproкатном цехе ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» // *Литье и металлургия*. 2013. № 2 (70). С. 72–74.

REFERENCES

1. **Romancev B.A., Goncharuk A.V., Vavilkin N.M., Samusev S.V.** *Trubnoe proizvodstvo* [Pipe production]. Moscow, Izd. Dom MISiS Publ., 2011, 970 p.
2. **Kolikov A.P., Romanenko V.P., Samusev S.V. et al.** *Mashiny i agregaty trubnogo proizvodstva* [Machines and units for pipe production]. Moscow, Izd. Dom MISiS Publ., 1998. 536 p.
3. **Osadchij V. Ja., Vavilin A. S., Zimovec V. G. et al.** *Tehnologija i oborudovanie trubnogo proizvodstva* [Pipe production technology and equipment]. Moscow, Internet Inzhiniring Publ., 2001, 608 p.
4. **Shheglov A. G.** *Tehnologija vosstanovlenija raskatnyh opravok nepreryvnogo stana PQF v truboprokatnom cehe ОАО «BMZ – Upravljajushhaja Kompanija Holdinga «BMK»* [Reconditioning technology for rolling mandrels of a continuous mill PQF in the pipe-rolling shop of OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMC”]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2 (70), pp. 72–74.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-59-65>
УДК 621.78

Поступила 20.09.2021
Received 20.09.2021

ВЫБОР ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ И ИХ РЕЖИМ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОЙ ПРОГРАММЫ

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

Установлены связи между параметрами структуры термически обработанных сталей и их абразивной износостойкостью. При всех температурах окончательного отпуска закаленной стали наблюдается прямая связь между ее параметрами структуры (количеством элементов в твердом растворе, плотностью дислокаций, размерами частиц цементита и межцементитного расстояния) и износостойкостью при трении скольжения о незакрепленные абразивные частицы. Разработана компьютерная программа для выбора химического состава марки стали и способов термического упрочнения с целью обеспечения требуемой износостойкости.

Ключевые слова. Термическая обработка, плотность дислокаций, экстремальная температура, низколегированная сталь, компьютерная программа.

Для цитирования. Бердиев, Д. М. Выбор химического состава сталей и их режим термического упрочнения с помощью компьютерной программы / Д. М. Бердиев, М. А. Умарова, А. А. Юсупов // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 59–65. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-59-65>.

SELECTION OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF STEELS AND THEIR THERMAL HARDENING MODE USING A COMPUTER PROGRAM

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

The relationships between the parameters of the structure of heat-treated steels and their abrasive wear resistance are established. At all temperatures of the final tempering of hardened steel, there is a direct relationship between its structure parameters (the number of elements in a solid solution, the density of dislocations, the size of cementite particles and the inter-cementite distance) and wear resistance when sliding friction against loose abrasive particles. A computer program has been developed to select the chemical composition of the steel grade and methods of thermal hardening in order to ensure the required wear resistance.

Keywords. Heat treatment, dislocation density, extreme temperature, low-alloy steel, computer program.

For citation. Berdiev D. M., Umarova M. A., Yusupov A. A. Selection of the chemical composition of steels and their thermal hardening mode using a computer program. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 59–65. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-59-65>

Абразивное изнашивание является основной причиной выхода из строя металлических деталей. Изготовление деталей из быстроизнашиваемого материала часто не обосновано и, как правило, обусловлено инертностью производства [1, 2]. В ремонтном производстве данная тенденция часто связана с отсутствием или недостатком необходимых износостойких марок сталей, что может привести к преждевременному выходу из строя при эксплуатации отремонтированных узлов. Выбор сталей для изготовления ответственных деталей должен основываться на показателях их износостойкости [3].

Задачи настоящего исследования: выполнение подготовительной термической обработки на экстремальных режимах с завершающей термической обработкой; установление связей между параметрами структуры сталей и их абразивной износостойкостью; создание программы выбора материалов и способов упрочнения для достижения требуемой износостойкости изготавливаемых деталей.

Материалы и методика исследования

Исследовали углеродистые стали (от технического железа до У8) и малолегированную сталь 65Г. Марки данных сталей регламентирует ГОСТ 8559–75 [4]. Для создания в исследуемых сталях разных структур образцы подвергали термической обработке. Режимы обработки подбирали таким образом, чтобы обеспечить изучение влияния на износостойкость одного структурного параметра стали при относительной стабильности других параметров.

Испытания материалов на абразивное изнашивание осуществляли на приборе ПВ-7, на котором реализуется разрушение поверхности образца в результате трения [5, 6].

Металлографический анализ выполняли с помощью микроскопа МИМ-8М с увеличением 100 и 1000 [7]. Межцементное расстояние в закаленных и отпущенных сталях определяли по микрофотографиям, полученным с угольных реплик на электронном микроскопе УМВ-100Л, а также со шлифов на световых микроскопах. Съемки выполняли при ускоряющем напряжении до 75 кВ и увеличении в 17 000–27 000 раз [8].

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-2.0 [9]. Определяли состояние тонкой структуры стали (плотность дислокаций), количество остаточного аустенита, период кристаллической решетки, количество углерода в фазах закаленной стали.

Для определения закономерностей структурообразования предварительную нормализацию сталей выполняли при разных температурах (выше A_{c3} (или A_{c1}) + 30–50 до 1 200 °С). Была установлена экстремальная температура нормализации (1100 °С), при которой после (γ - α)-превращения формируется ферритная фаза с максимальной плотностью дислокаций.

Испытания на изнашивание показали, что, несмотря на некоторое повышение твердости и неравномерности структуры, с повышением температуры нагрева для нормализации наименьшее изнашивание наблюдается при температуре 1100 °С. Повышение износостойкости по сравнению с износостойкостью образцов, нормализованных традиционно (выше A_{c3} (или A_{c1}) + 30–50 °С), тем больше, чем выше содержание углерода в стали (табл. 1).

Таблица 1. Относительные износы ΔQ сталей при экстремальном режиме обработки в сравнении с износом при традиционной обработке

Сталь	30 (без отпуска)	30 (с отпуском)	45	55	65Г	У8
$\Delta Q, \%$	22	19	23	30	40	50

При закалке с последующим отпуском при температуре 350 °С и выше структуры углеродистых и малолегированных сталей представляют собой ферритоцементитную смесь, однако в зависимости от легирования феррит в своем составе имеет повышенное количество углерода. В этом случае на изнашивание влияет твердорастворное упрочнение феррита углеродом.

Степень этого влияния можно установить по разнице ΔQ износов, т.е. между износом закаленного и отпущенного при температуре 200 °С технического железа (содержание углерода $C_C = 0,15\%$) и износами железа в нормализованном состоянии при равной плотности дислокаций. Разница износов в результате твердорастворного упрочнения феррита углеродом составила $\Delta Q_{\text{тв.р}} = \xi C_C$ [10] ($C_C, \%$ – содержание углерода в твердом растворе α -фазы; $\xi, \text{мг}/\%$ – коэффициент упрочнения и снижения износа при вводе в твердый раствор феррита атомов углерода ($\xi = 6,2 \text{ мг}/\%$)).

Изнашивание сталей в отожженном состоянии (при минимальной плотности дислокаций) зависит только от количества перлитной составляющей структуры, тогда разность износов $\Delta Q_{\text{п}} = Q_0 - \Pi$, где $Q_0 = 7,5 \text{ мг}$ – износ технического железа после отжига; $\Pi = 0,047\%$ – содержание перлитной составляющей в структуре отожженной стали.

Повторную фазовую перекристаллизацию осуществляли нагреванием до температуры, принятой для каждой марки стали при закалке. Углеродистые стали (сталь 30) закачивали в воде или в 10%-ном водном растворе NaCl, легированную сталь 65Г закачивали в масле. После закалки образцы подвергали отпуску при температуре 200 °С, часть образцов из стали 30 оставили без отпуска.

Исследования показали [10], что после повторной фазовой перекристаллизации аустенитные зерна сталей были примерно одинаковые независимо от температуры предварительной нормализации, количество остаточного аустенита было минимальным. Однако состояние тонкой структуры в зависимости от температуры предварительной нормализации менялось по экстремальному закону. Плотность дислокаций была максимальной, если предварительную нормализацию осуществляли при температуре

1100 °С, что свидетельствует о наследовании элементов исходной субмикструктуры при повторной фазовой перекристаллизации. При повторной закалке значительная часть атомов углерода уходит на дислокации, поэтому при экстремальной температуре предварительной нормализации тетрагональность решетки мартенсита минимальная. Аналогичные результаты имели место при непосредственной закалке при температуре 1100 °С. В частности, сталь 30 (содержание углерода $C_C = 0,28\%$) после резкого закалочного охлаждения имела структуру мартенсита, но содержание углерода в тетрагональной решетке не превышало 0,15%, а при закалке при температурах 1100 и 1150 °С в тетрагональной решетке углерода не обнаруживалось.

Повышенная плотность дислокаций в закаленной стали, которая наблюдается при предварительной нормализации с экстремальной температурой, существенно влияет на износостойкость стали при трении скольжении о незакрепленные абразивные частицы [10].

На рис. 1 показаны зависимости разницы износов ΔQ образцов из низкоотпущенных сталей 30, 45, 55, У8 и 65Г от относительной плотности $\sqrt{\rho}$ дислокаций. Полученные зависимости линейные. Для всех исследованных сталей справедлива зависимость $\Delta Q_d = \alpha \Delta \sqrt{\rho}$, где $\alpha = 0,4$. Однако у каждой стали есть отличительная особенность, обусловленная дополнительным структурным параметром. Для однофазной мартенситной структуры это может быть только твердорастворное упрочнение.

Если рассматривать твердорастворное упрочнение мартенсита углеродом, то его можно найти при одной приведенной плотности дислокаций $\sqrt{\rho}$ (рис. 1). Экстраполируя зависимости $Q = f(\sqrt{\rho})$ на ось ординат, определяем степень снижения износа в результате твердорастворного упрочнения мартенсита углеродом.

На рис. 2, а показаны значения относительных ΔQ износов сталей 30, 45, 55, 65Г и У8 от содержания C_C углерода в мартенсите и аппроксимирующая их кривая, которая носит нелинейный характер и описывается уравнением $y = ax^b$, т.е. $\Delta Q = a(\Delta C_C)^b$. Задавая содержание углерода в стали и имея экспериментальные значения ΔQ , можно найти коэффициенты a и b , тогда получаем: $\Delta Q_{\text{тв.р}} = 1,06 \Delta C_C^{0,78}$.

Для углеродистых и низколегированных доэвтектоидных и эвтектоидных сталей, закаленных на мартенсит и низкоотпущенных, можно записать обобщенную зависимость износа от параметров структуры:

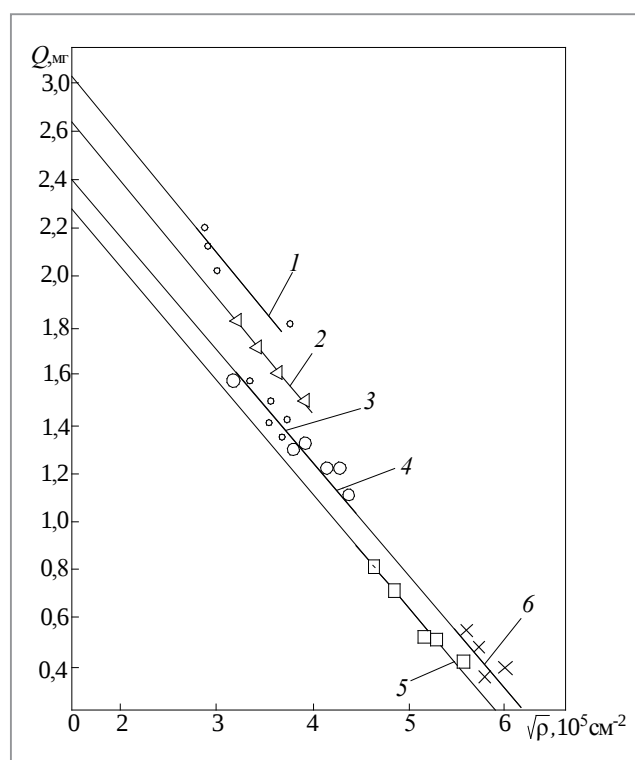


Рис. 1. Зависимости изменения износов Q образцов из низкоотпущенных сталей 30 (1), 45 (2), 30 без отпуска (3), 55 (4), У8 (5) и 65Г (6) от плотности $\sqrt{\rho}$ дислокаций

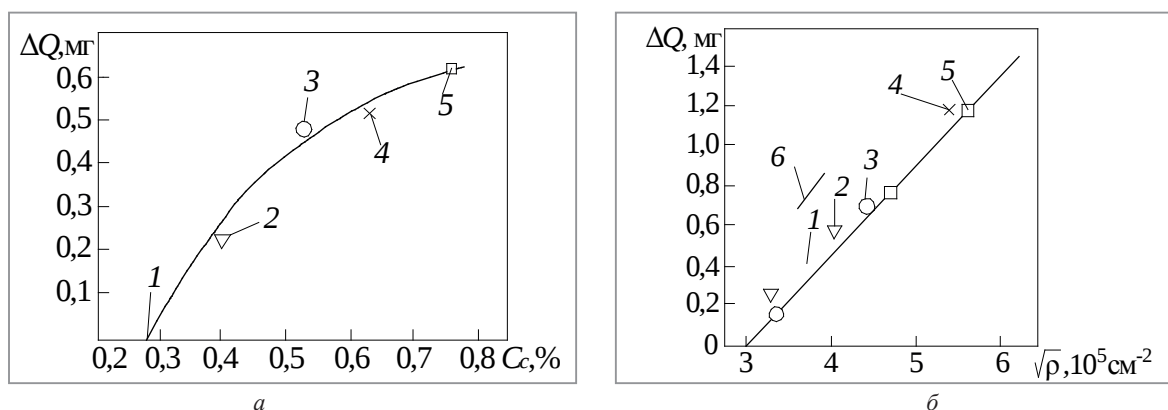


Рис. 2. Значения разниц ΔQ износов для сталей 30 (1), 45 (2), 55 (3), 65Г (4), У8 (5) и стали 30 без отпуска (6) в зависимости от содержания C_C углерода в мартенсите (а) и плотности $\sqrt{\rho}$ дислокаций (б), а также их аппроксимирующие кривые

$$Q = Q_{0Cr30} - 0,4\Delta\sqrt{\rho} - 1,06\Delta C_C^{0,78}, \quad (1)$$

где $Q_{0Cr30} = 2,2$ мг – износ эталонного образца из стали 30 с $C_C = 0,28\%$ после закалки с температуры $890\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$ и отпуска при температуре $200\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\Delta\sqrt{\rho}$ – разница между плотностями дислокаций в исследуемой и эталонной сталях; ΔC_C – разница содержаний углерода в исследуемой и эталонной сталях.

Формула (1) отражает аддитивное влияние параметров структуры на износостойкость. Она получена для сталей с максимальным упрочнением, при этом коэффициенты структурных параметров остаются постоянными. Эксперименты показали, что введение в сталь в малых количествах марганца как легирующего элемента не повлияло на износостойкость сталей с мартенситной структурой.

В выражении (1) значимым фактором является плотность дислокаций. Максимальное снижение износа для закаленной на мартенсит стали в результате повышения плотности дислокаций составило $1,5$ мг, а при твердорастворном упрочнении мартенсита углеродом – $0,62$ мг.

Снижение износа в результате дислокационного упрочнения определяли после вычитания износа эталонной стали (сталь 30, предварительная нормализация при температуре $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, повторное нагревание до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, закалка и отпуск при температуре $200\text{ }^{\circ}\text{C}$), анализ показал снижение износа в результате твердорастворного упрочнения.

Данные, представленные на рис. 2, б, указывают на то, что снижение износа в результате дислокационного упрочнения в целом соответствует выражению (1), однако выпадают данные по стали 30 после закалки без отпуска:

$$Q = Q_{0Cr30} - 0,4\Delta\sqrt{\rho} - \Delta Q_{д.у} - 1,06\Delta C_C^{0,78} = 2,2 - 0,4\Delta\sqrt{\rho} - 0,5 - 1,06\Delta C_C^{0,78},$$

где $\Delta Q_{д.у}$ – разница износов в результате деформационного упрочнения, обусловленная процессом трения неотпущенной стали.

Значительное снижение износа стали 30 в состоянии закалки без отпуска нельзя объяснить только ростом плотности дислокаций (рис. 2, б), так как плотность дислокаций по сравнению с отпущенной сталью при температуре $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ мало изменяется.

При деформации $\epsilon > 2\%$ неотпущенной стали в мартенсите сохраняется больше новых дислокаций. Происходит перестройка исходной дислокационной структуры. Рентгеновский анализ показал снижение ширины рентгеновской линии. Перераспределение углерода обуславливает уменьшение ширины рентгеновских линий. Образование атмосфер Коттрелла [11] также способствует уменьшению искажений кристаллической решетки. Однако это означает интенсивное протекание деформационного старения в процессе абразивного изнашивания.

Использовать закалку без отпуска для средне- и высокоуглеродистых сталей, из которых изготавливают быстроизнашиваемые детали, нельзя, так как повышается вероятность хрупкого разрушения. Однако хрупкое разрушение закаленной низкоуглеродистой стали 30 маловероятно даже в состоянии без отпуска. Поэтому в исследованиях закалки без отпуска ограничились сталью 30.

Максимальная плотность дислокаций и минимальный износ (при температурах отпуска 350 , 450 и $600\text{ }^{\circ}\text{C}$) наблюдаются при температуре предварительной нормализации $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$. При всех температурах окончательного отпуска наблюдается линейная связь между снижением износа и повышением плотности дислокаций.

Дислокационное упрочнение ферритной матрицы сталей, которое приводит к снижению изнашиваемости, определяет зависимость $\Delta Q_d = \alpha \sqrt{\rho}$ [12], где α – угловой коэффициент.

Разницу износов по абсолютной величине для разных сталей следует связать с влиянием дисперсионного упрочнения частицами цементита, так как при приведенных температурах отпуска весь углерод углеродистых сталей выделяется из твердого раствора.

Дисперсионное упрочнение зависит от размеров и количества цементитных частиц в матрице сплава (феррите), т.е. от среднего расстояния между частицами цементита.

Средний диаметр частичек цементита, а также среднее расстояние между частицами цементита определяют по фотографиям и формуле диффузии углерода в феррите [13]. Структуры сталей после закалки и отпуска при температурах 350 , 450 и $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ представляли собой дисперсные частицы цементита в ферритной матрице, т.е. троостит и сорбит отпуска.

Средний диаметр частиц цементита можно найти в работе [13], если известен коэффициент диффузии углерода в феррите, и далее можно определить расстояние λ между частицами.

Расчетные данные соответствуют экспериментальным.

Влияние цементитных частиц на износ при отпуске стали при температуре $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ показано в табл. 2.

Таблица 2. Влияние цементитных частиц на износ при отпуске сталей при температуре 600 °С

Материал	Q, мг	ΔQ , мг	λ , мкм	$1/\lambda$, мкм ⁻¹
Техническое Fe	7,5	0	—	0
Сталь 45	3,1	4,4	0,90	1,04
Сталь 55	2,9	4,6	0,83	1,20
Сталь У8	3,3	5,2	0,68	1,47

По экспериментальным данным построены зависимости относительного износа от содержания в ферритной матрице частиц второй фазы (цементита) – обратная величина межцементитного расстояния: $\Delta Q_{\phi} = K \left(\frac{1}{\lambda} \right)$ [13], которые для каждой температуры отпуска представляют собой прямые линии. Коэффициенты $K = \Delta Q_{\phi} \lambda$ и α зависят от температуры отпуска, и они будут разными: при температуре отпуска 600 °С $K = 3,8$ и $\alpha = 1,0$; для 350 °С $K = 0,35$ и $\alpha = 0,70$.

Таким образом, с повышением прочности стали (снижение температуры отпуска закаленной стали) влияние упрочняющих структурных параметров на ее износостойкость снижается.

Если предположить аддитивное влияние параметров структуры на износостойкость, то износ в данном случае (после отпуска при температурах 350 °С и выше) можно определить по выражению

$$Q = Q_{0Fe} - \alpha \sqrt{\rho} - K \lambda^{-1} - \xi C_C, \quad (2)$$

где $Q_{0Fe} = 7,5$ мг – износ отожженного технического железа; ρ – плотность дислокаций ферритной матрицы; α – коэффициент упрочнения стали и снижения износа при повышении плотности дислокаций; λ – расстояние между частицами цементита закаленной и отпущенной стали; K – коэффициент упрочнения и снижения износа в результате дисперсности в структуре второй фазы; C_C – содержание углерода в твердом растворе α -фазы, т.е. в феррите, когда после отпуска часть углерода еще не выделилась из твердого раствора; ξ – коэффициент упрочнения и снижения износа при вводе в твердый раствор феррита атомов углерода.

Содержание углерода в составе феррита отпущенной стали не бывает большим, поэтому найденное по результатам экспериментов с техническим железом выражение будет общим для всех сталей со структурой на ферритной основе.

Так как было установлено, что $\xi = 6,2$, то для легированных сталей $\Delta Q_{\text{тв.р}} = 6,2 C_C$ [10].

В общем виде запишем:

$$Q = Q_{0Fe} - \Delta Q_{\text{д}} - \Delta Q_{\phi} - \Delta Q_{\text{тв.р}}, \quad (3)$$

где $Q_{0Fe} = 7,5$ мг – износ отожженного технического железа при принятых условиях; $\Delta Q_{\text{д}}$ – разница износов в результате повышения плотности дислокаций; ΔQ_{ϕ} – разница износов в результате присутствия дисперсных частиц цементита в ферритной матрице; $\Delta Q_{\text{тв.р}}$ – разница износов в результате присутствия атомов углерода в феррите отпущенной легированной стали.

При закалке с низким отпуском малолегированных сталей не выявили влияние легирующих химических элементов в составе мартенсита (на пример Mn) на износостойкость, что нельзя отнести к закалке с отпуском при температурах 350 °С и выше. В этом случае количество легирующего химического элемента и углерода в феррите зависит от температуры отпуска, поэтому влияние твердорастворного упрочнения на износостойкость может оказаться значительным, тогда будет справедливо выражение

$$Q = Q_{0Fe} - \Delta Q_{\text{д}} - \Delta Q_{\phi} - \Delta Q_{\text{тв.р}} - \Delta Q_{\text{лег}} = 7,5 - \alpha \sqrt{\rho} - K \frac{1}{\lambda} - \eta M - 6,2 C_C, \quad (4)$$

где M – количество легирующего химического элемента в твердом растворе α -фазы; η – коэффициент упрочнения феррита легирующим элементом.

Таким образом, для низкоотпущенных сталей с мартенситной структурой износ можно определить по формуле (1), а для сталей после закалки и отпуска при температурах 350 °С и выше – по формуле (4).

В формуле (1) переменными являются только плотность дислокаций и содержание углерода. В сталях с мартенситной структурой содержание углерода может изменяться с 0,28 % (сталь 30) до 0,82 % (сталь У8). В этом случае легко вычислить плотность дислокаций (или $\sqrt{\rho}$) при заданном износе при данном содержании углерода.

В выражении (4) переменными величинами, зависящими от температуры отпуска, являются коэффициенты α , ϵ , η , а также содержание углерода C_C и количество M легирующего химического элемента

в феррите. Эти данные можно вводить в компьютерную программу в виде дискретных величин, используя указанные выше результаты, а также данные работ [10, 12].

Программа по выбору материалов и технологии упрочнения разработана для определения только одного показателя – относительной износостойкости: $E = Q_{0Fe}/Q$, где Q_{0Fe} – износ эталонной стали (отожженного технического железа); Q – расчетный износ.

Сначала рассчитываем межцементитное расстояние в сталях после закалки и отпуска при температурах выше 350 °С по формуле (4) при заданном износе. Межцементитные расстояния зависят от температуры отпуска и содержания углерода, поэтому для расчета среднего диаметра цементитных частиц необходимо определить количество цементитной составляющей. По уравнению диффузии углерода в феррите можно найти температуру отпуска при известном среднем диаметре d цементитных частиц и содержании углерода [13].

Далее вычисляем плотность дислокаций низкоотпущенной стали при разном содержании углерода для заданного износа по формуле (1).

Последовательность (без ограничений области существования и сочетаний структурных параметров) выбора материала и способов его упрочнения для обеспечения требуемой износостойкости:

- ввод данных;
- цикл-1 по плотности дислокации закаленных и отпущенных при температурах 350 °С сталей;
- вычисление межцементитных расстояний λ по соотношению (4);
- цикл-2 по содержанию цементита в стали;
- расчет среднего диаметра частиц цементита d по межцементитному расстоянию и количества цементита f ;
- нахождение температуры отпуска закаленной стали при известном количестве углерода и среднем диаметре цементита частиц;
- цикл-3 по содержанию углерода в стали после закалки на мартенсит и низкого отпуска;
- вычисление плотности дислокаций по соотношению (1) и сверка данных с интервалами их существования, включая термическую обработку с предварительной подготовкой структуры.

С помощью разработанной программы можно определить состав стали и режим термического упрочнения в зависимости от требуемой износостойкости.

Для проверки полученных результатов проведены натурные испытания лемехов плуга, изготовленных из стали 30, лезвия которых были закалены с температуры нагревания до 1100 °С без отпуска. В качестве контрольных образцов использовали лемех плуга из стали Л53 производства ОАО «Бахтсельмаш».

Испытания показали, что износостойкость серийных лемехов незначительно превышает износостойкость лемехов, изготовленных из стали 30, лезвия которых закалены с температуры 1100 °С без отпуска.

Выводы

1. Установлены количественные зависимости между параметрами структуры термически обработанной стали и ее абразивной износостойкостью при трении скольжения о незакрепленные абразивные частицы.
2. Наблюдается взаимозависимость между величиной износа при трении о незакрепленные абразивные материалы (кварцевый песок) и плотностью дислокаций закаленных и отпущенных сталей.
3. Установлено, что при всех температурах окончательного отпуска закаленной стали наблюдается прямая связь между ее параметрами структуры (количеством элементов в твердом растворе, плотностью дислокаций, размерами частиц цементита и межцементитного расстояния) и износостойкостью при трении скольжения о незакрепленные абразивные частицы.
4. Разработаны алгоритм и программа расчета для нахождения состава сталей, режимов их термического упрочнения в зависимости от требуемого уровня относительной износостойкости при трении скольжения о незакрепленные абразивные частицы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ткачев В. Н. Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин. М.: Машиностроение, 1971. 264 с.
2. Беренштейн Д. Б. Абразивное изнашивание лемешного лезвия и работоспособность плуга // Тракторы и сельскохозяйственные машины. 2002. № 6. С. 39–42.
3. Dyuchenko S. S. Heredity in phase transformation: mechanism of the phenomenon and effect on the properties // Metall Science and heat treatment. 2000. Vol. 42. № 3, 4. P. 122–126.
4. Шишков М. М. Марочник сталей и сплавов: справ. Изд. 3-е допол. Донецк: Юго-Восток, 2002. 456 с.

5. Гаркунов Д.Н. Триботехника. М.: МСХА, 2005. 356 с.
6. Тененбаум М.М. Закономерности абразивного изнашивания деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин // Трения и износ. 1980. Т. 1. № 2. С. 357–364.
7. Металлография сплавов железа: справочник / Пер. с нем. под ред. М.Л. Бернштейна. М.: Металлургия, 1985. 248 с.
8. Батаев В.А., Батаев А.А., Алхимов А.П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей. М.: Наука, 2007. 224 с.
9. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Растворгуйев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСиС, 1994. 328 с.
10. Бердиев Д.М., Умарова М.А., Тошматов Р.К. Особенности фазовых и структурных превращений конструкционных сталей при нетрадиционных режимах термической обработки // Вест. машиностроения. 2020. № 10. С. 63–65.
11. Савицкий И.А., Скаков Ю.А. Влияние деформации на ширину рентгеновских линий и перераспределение углерода // Изв. вузов. Черная металлургия. 1972. № 9. С. 123–126.
12. Berdiev D.M., Yusupov A.A. Improving wear resistance of steel products to unconventional heat treatment methods // International journal of scientific & technology research. 2020. Vol. 9. Is. 2. P. 2504–2509.
13. Бокштейн С.З. Структура и механические свойства легированной стали. М.: Металлургия, 1954. 287 с.

REFERENCES

1. Tkachev V.N. *Iznos i povыshenie dolgovечnosti detaley selskoxozyaystvennykh mashin* [Wear and increase of durability of parts of agricultural machines]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1971. 264 p.
2. Berenshteyn D.B. Abrasive wear of the ploughshare blade and the working capacity of the plow] *Traktorny i selskoxozyaystvennyye mashina = Tractors and agricultural machines*, 2002, no. 6, pp. 39–42.
3. Dyuchenko S.S. Heredity in phase transformation: mechanism of the phenomenon and effect on the properties. *Metall Science and heat treatment*, 2000, vol. 42, no. 3, 4, pp. 122–126.
4. Shishkov M.M. *Marochnik staley i splavov* [Grade list of steels and alloys]. Donetsk, Yugo-Vostok Publ., 2002, 456 p.
5. Garkunov D.N. *Tribotexnika* [Tribotechnology]. Moscow, Izd-vo MSXA Publ., 2005. 356 p.
6. Tenenbaum M.M. Zakonomernosti abrazivnogo iznashivaniya detaley rabochix organov selskoxozyaystvennykh mashin [Patterns of abrasive wear of parts of working bodies of agricultural machines]. *Treniya i iznos = Friction and wear*, 1980, vol. 1, no. 2, pp. 357–364.
7. *Metallografiya splavov jeleza* [Metallography of iron alloys]. Moscow, Metallurgy Publ., 1985. 248 p.
8. Bataev V.A., Bataev A.A., Alximov A.P. *Metodny strukturnogo analiza materialov i kontrolya kachestva detaley* [Methods of structural analysis of materials and quality control of parts]. Moscow, Nauka Publ., 2007, 224 p.
9. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastvorguev L.N. *Rentgenograficheskiy i elektronno-opticheskiy analiz* [X-ray and electron-optical analysis]. Moscow, MISIS Publ., 1994, 328 p.
10. Berdiev D.M., Umarova M.A., Toshmatov R.K. Osobennosti fazovnykh i strukturnykh prevrasheniy konstruksionnykh staley pri netraditsionnykh rejimax termicheskoy obrabotki [Features of phase and structural transformations of structural steels under unconventional modes of heat treatment] *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of Mechanical Engineering*, 2020, no. 10, pp. 63–65.
11. Savitskiy I.A., Skakov Yu.A. Vliyanie deformatsii na shirinu rentgenovskikh liniy i pereraspredelenie ugleroda [The effect of deformation on the width of X-ray lines and the redistribution of carbon]. *Izv. vuzov Chernaya metallurgiya = Proceedings of Universities. Ferrous metallurgy*, 1972, no. 9, pp. 123–126.
12. Berdiev D.M., Yusupov A.A. Improving wear resistance of steel products to unconventional heat treatment methods. *International journal of scientific & technology research*, 2020, vol. 9, Is. 2, pp. 2504–2509.
13. Bokshsteyn S.Z. *Struktura i mehanicheskie svoystva legirovannoy stali* [Structure and mechanical properties of alloy steel]. Moscow, Metallurgy Publ., 1954, 287 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-66-69>
УДК 669.187.2

Поступила 27.10.2021
Received 27.10.2021

АНАЛИЗ СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИЙ ПЕРЕРАБОТКИ ДИСПЕРСНЫХ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ

Н. И. УРБАНОВИЧ, С. В. КОРНЕЕВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: Urbanovichbntu@tut.by, korneev@bntu.by
В. И. ВОЛОСАТИКОВ, Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: Volvik75@tut.by
Д. О. КОМАРОВ, РУП БелНИЦ «Экология», г. Минск, Беларусь, ул. Г. Якубова, 76. E-mail: KDOI12176334@gmail.com

В статье рассмотрены виды различных пылевидных железосодержащих отходов, образующихся в металлургическом и литейном производствах. Рассмотрены существующие технологии переработки отходов. Приведены анализ химического состава железосодержащих отходов, морфология и размер частиц. Предложены приемлемые для условий Республики Беларусь варианты технологии переработки и использования.

Ключевые слова. Пылевидные отходы, гидromеталлургия, пирометаллургия, брикетирование, частицы, морфология, варианты использования.

Для цитирования. Урбанович, Н. И. Анализ состава и технологий переработки дисперсных железосодержащих отходов / Н. И. Урбанович, С. В. Корнеев, В. И. Волосатиков, Д. О. Комаров // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 66–69. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-66-69>.

ANALYSIS OF THE COMPOSITION AND PROCESSING TECHNOLOGIES OF DISPERSED IRON-CONTAINING WASTE

N. I. URBANOVICH, S. V. KORNEEV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti Ave. E-mail: Urbanovichbntu@tut.by, korneev@bntu.by
V. I. VOLOSATIKOV, State Enterprise “Science and Technology Park BNTU” Polytechnic”, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str. E-mail: Volvik75@tut.by
D. O. KOMAROV, RUE BelNITS “Ecology”, Minsk, Belarus, 76, G. Yakubova str. E-mail: KDOI12176334@gmail.com

The article discusses the types of various dusty iron-containing waste generated in metallurgical and foundry production. Rational waste processing technologies are considered. The analysis of the chemical composition of iron-containing waste, morphology and particle size is presented. Variants of processing and use technology that are acceptable for the conditions of the Republic of Belarus are proposed.

Keywords. Pulverized waste, hydrometallurgy, pyrometallurgy, briquetting, particles, morphology, use cases.

For citation. Urbanovich N. I., Korneev S. V., Volosatikov V. I., Komarov D. O. Analysis of the composition and processing technologies of dispersed iron-containing waste. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 66–69. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-66-69>.

В промышленном производстве образуется значительное количество пылевидных (дисперсных) железосодержащих отходов. Наибольшее их количество приходится на долю металлургического и литейного производств. К ним относятся пыль от плавильных печей, отходы дробеметной и дробеструйной обработки отливок и поковок и др.

Для некоторых дисперсных отходов, таких, как отходы дробеметной обработки отливок, рециклинг железа в промышленный оборот не вызывает трудностей. Для других, таких, как пылевидные отходы от плавильных печей, переработка требует сложных технологий и дорогостоящего оборудования. Проблема состоит в том, что эти отходы имеют сложный состав: наряду с оксидами железа и неметаллическими

компонентами (SiO_2 , Al_2O_3) присутствуют оксиды цинка, которые попадают в пыль в процессе плавки цинксоудержающего лома.

Возможны два способа переработки отходов от электропечной плавки. При гидрометаллургическом способе цветные металлы (цинк, свинец и другие) выщелачиванием переводятся в раствор, после чего путем электролиза извлекаются из него. Железосодержащий шлак высушивают, окомковывают с углем и добавляют в шихту ЭДП. Недостатками этого метода являются дорогостоящее оборудование и высокая токсичность сопутствующих отходов [1].

Широкое применение для утилизации железосодержащих пылевидных отходов получило пирометаллургическое направление, к которому относятся процессы вальцевания и технологии: FASTMET, FASTMELT, PRIMUS и др. В основе процесса лежит восстановление цинка и свинца из окомкованной шихты, в состав которой, кроме пыли, входят коксовая мелочь и флюсы [2]. Окомкованная шихта поступает в нагревательные печи для возгонки цинка, который осаждается в охлаждаемых скрубберах, а оставшаяся часть шихты расплавляется в электропечах с выходом жидкой стали. Общим недостатком всех систем является дорогостоящее оборудование и многоступенчатость процесса. Такие процессы могут окупаться только при больших объемах пылевидных отходов и не могут быть использованы для условий Республики Беларусь.

В связи с изложенным представляла интерес попытка провести анализ состава дисперсных железосодержащих отходов и в порядке предположения – поиск простых технологий их переработки исходя из сравнительно небольших объемов их образования.

Проанализированы составы и размеры пыли от индукционных электропечей (УПП «Универсал-Лит», г. Солигорск), дуговых сталеплавильных печей (Белорусский металлургический завод, г. Жлобин), отходов абразивной очистки отливок и отходов дробеструйной обработки отливок (Минский тракторный завод), дробеструйной обработки поковок (Могилевский металлургический завод).

С помощью сканирующего электронного микроскопа Vega II LMU изучали морфологию и размеры частиц. Результаты исследований показали, что пыль плавильных печей состоит из частиц в основном округлой формы размером от 0,2 до 3,0 мкм (рис. 1, а). Внешний вид частиц пыли: абразивной обработки, дробеструйной обработки отливок, дробеструйной обработки поковок, отсева и колки дробы показан на рис. 1, б–е.

Химический состав в среднем по площади и отдельных частиц определяли методами сканирующей электронной микроскопии с электронно-зондовым анализом. По цвету можно различить три типа конгломератов: светло-серый, темно-серый и светлые включения округлой формы. Светло-серые конгломераты преимущественно состоят из оксидов железа и цинка, в темно-серых доминирует оксид кремния, а светлые включения в виде шариков на 82 % состоят из железа. Усредненный состав плавильной пыли индукционных печей по площади приведен в таблице рис. 2, из которой следует, что Zn, Fe, Si и Mn, а также их оксиды доминируют в пыли от индукционных печей.

Результаты анализов состава других отходов с указанием размерного диапазона частиц приведены в таблице.

Содержание основных элементов в различных видах отходов

Содержание основных элементов					Источник отходов	Размер частиц, мкм
Fe	Si	O	Mn	Zn		
31	22	7	16	11	Индукционная печь	0,2–3
40	10	22	3	22	ДСП печь	0,3–20
78	10	5	0,6	—	Абразивная обработка отливок	До 280
46	38	10	0,7	—	Дробеструйная обработка отливок	До 200
95	2	4	—	—	Дробеструйная обработка поковок	До 200
98	—	—	—	—	Отсев дробы	До 300

Анализ состава и размера частиц различных видов железосодержащих отходов позволяет в порядке предположения определить варианты технологических процессов их переработки, учитывая сравнительно небольшие объемы их накопления. Для пылевидных отходов плавильных печей основной проблемой их переработки является высокое содержание цинка. Разделение оксидов железа и цинка с помощью магнитной сепарации не дало положительных результатов. В связи с высокой дисперсностью пылевидных частиц они не разделяются по составу, а все вместе притягиваются магнитом. Теоретически возможна переработка этих отходов путем прессования в брикеты совместно с восстановителем (углем)

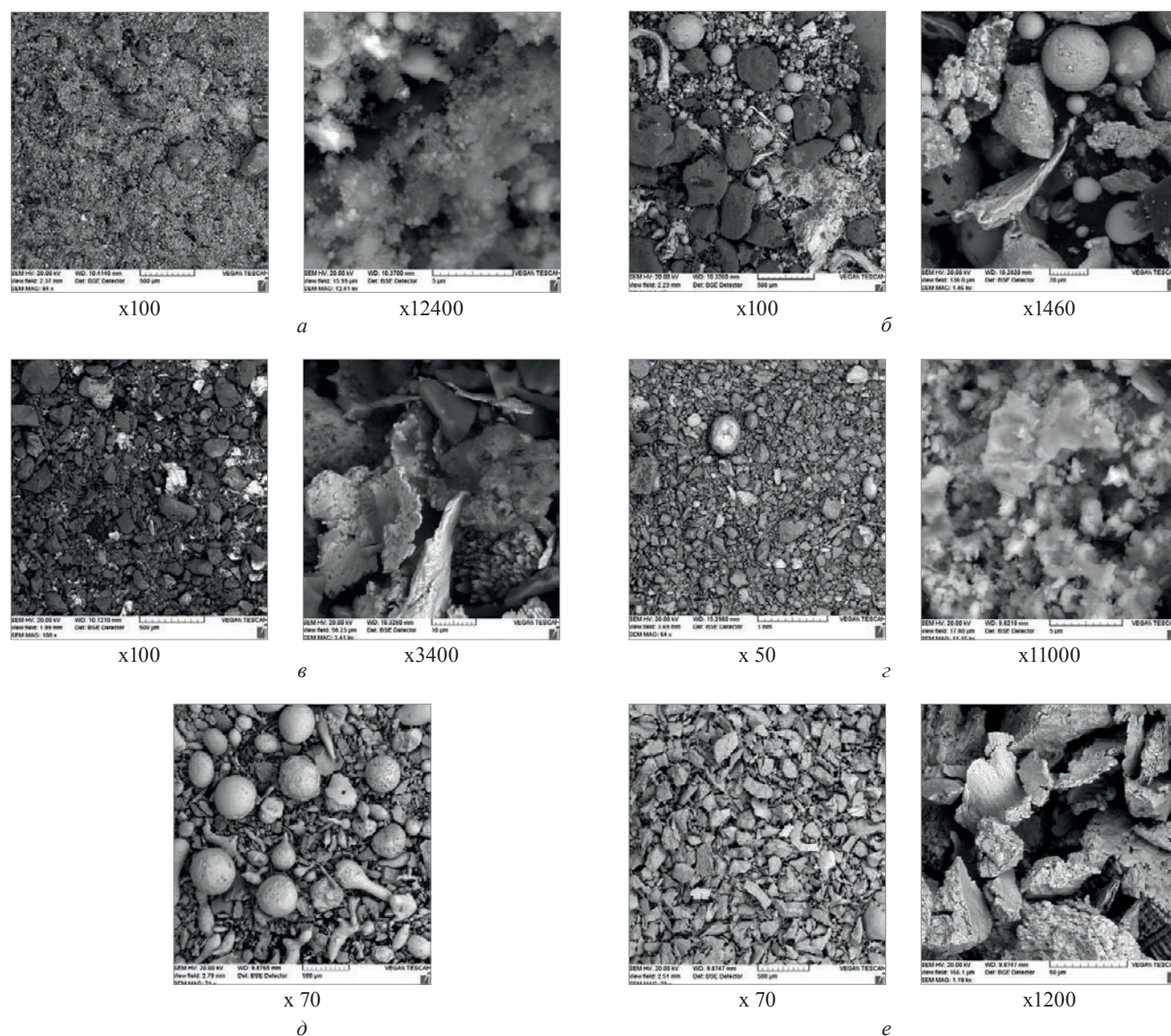


Рис. 1. Внешний вид и морфология частиц железосодержащей пыли газоочисток:
а – от плавильных печей; *б* – после абразивной обработки отливок; *в* – после дробеметной обработки отливок;
г – после дробеструйной обработки поковок; *д*, *е* – после рассева и помола (колки) литой дроби

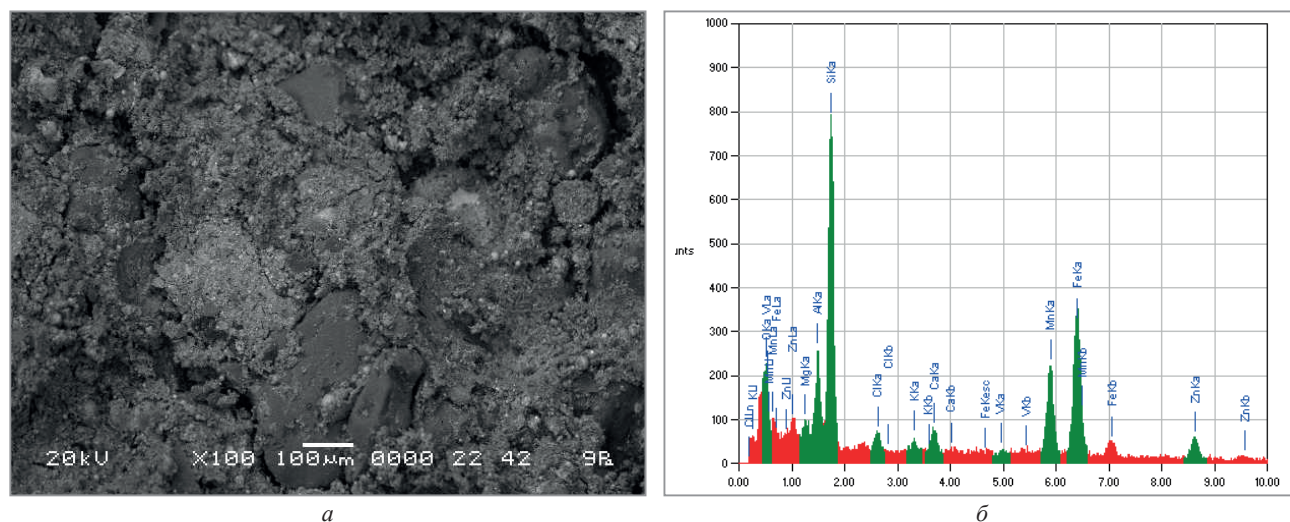


Рис. 2. Химический состав плавильной пыли индукционных печей:
а – область исследования состава по площади; *б* – спектр качественного состава по площади

Element	(keV)	mass %	Error %	At %	Compound mass % K
O K*	0.525	7.42	0.05	17.35	0.8825
Mg K*	1.253	1.40	0.02	2.16	0.0598
Al K*	1.486	5.80	0.01	8.03	0.3201
Si K	1.739	22.35	0.01	29.75	1.5240
Cl K	2.621	1.55	0.01	1.63	0.1556
K K*	3.312	0.97	0.01	0.93	0.1115
Ca K*	3.690	2.11	0.01	1.97	0.2627
V K	4.949	0.13	0.02	0.09	0.0142
Mn K	5.894	16.29	0.02	11.08	1.7913
Fe K	6.398	30.54	0.02	20.45	3.4597
Zn K	8.630	11.45	0.06	6.55	1.1962
Total		100.00		100.00	

6

6 – таблица результатов химического состава по площади

и связующим (жидким стеклом), но в процессе нагревания брикета при плавке происходит восстановление и возгонка цинка, что приводит к повышению его содержания в пыли. В связи с изложенным представляет интерес поиск технологии переработки, не предусматривающей разделение оксидов цинка и железа, а их очистка от примесей других оксидов с целью последующего использования в других областях промышленного производства, например, в производстве краски, керамики, цемента.

Можно предложить два способа очистки оксидов железа и цинка от загрязняющих примесей. В первом случае можно использовать перетирание пылевидных отходов в воде с последующим отмучиванием. Более высокой степени очистки возможно добиться гидрометаллургической переработкой, для чего за счет обработки раствором серной кислоты цинк и железо переводятся в раствор, из которого они выделяются в виде гидроксидов добавкой щелочи. После промывки и прокалки осадка в качестве конечного продукта получается чистая смесь дисперсных оксидов железа и цинка.

Отходы абразивной обработки отливок и дробеструйной обработки поковок и рассева дробы в связи с высоким содержанием железа можно перерабатывать путем брикетирования совместно с необходимым количеством восстановителя и связующего [3]. Для улучшения прессуемости в состав шихты можно добавить чугунную стружку.

Для отходов дробеметной обработки в связи с высоким содержанием SiO_2 необходимо перед брикетированием провести обогащение методом магнитной сепарации [4].

ЛИТЕРАТУРА

1. Карелов С. В. Комплексная переработка цинко- и свинцовосодержащих пылей предприятий цветной металлургии. М.: ЦНИИЭИцветмет, 1996. 40 с.
2. Доронин И. Е., Свяжин А. Г. Промышленные способы переработки сталеплавильной пыли // Металлург. 2010. № 10. С. 48–53.
3. Комаров О. С., Комаров Д. О., Урбанович Н. И. Переработка и использование отходов, содержащих цветные металлы. Минск: БНТУ. 2018. 113 с.
4. Абрамов А. А. Пути развития теории и совершенствования процессов обогащения полезных ископаемых // Горный журнал. 2006. № 6. С. 108–113.

REFERENCES

1. Karelov S. V. *Kompleksnaja pererabotka cinko- i svincovosoderzhashhih pylej predpriyatij cvetnoj metallurgii* [Complex processing of zinc and lead-containing dusts of nonferrous metallurgy enterprises]. Moscow, CNINJeI cvetmet Publ., 1996. 40 p.
2. Doronin I. E., Svjazhin A. G. Promyshlennye sposoby pererabotki staleplavil'noj pyli [Industrial methods of steelmaking dust processing]. *Metallurg=Metallurgist*, 2010, no. 10, pp. 48–53.
3. Komarov O. S., Komarov D. O., Urbanovich N. I. *Pererabotka i ispol'zovanie othodov, sodержashhih cvetnye metally* [Recycling and use of waste containing non-ferrous metals]. Minsk, BNTU Publ., 2018. 113 p.
4. Abramov A. A. Puti razvitiya teorii i sovershenstvovaniya processov obogashheniya poleznyh iskopaemyh [Ways of developing the theory and improving the processes of mineral processing]. *Gornyy zhurnal=Miningjournal*, 2006, no. 6, pp. 108–113.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-70-78>
УДК 669.017

Поступила 20.09.2021
Received 20.09.2021

ПОЛУЧЕНИЕ, СОСТАВ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр. Мира 43. E-mail: lovshenko2014@yandex.ru
Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси,
г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11.
И. А. ЛОЗИКОВ, А. И. ХАБИБУЛЛИН, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр. Мира 43.

Несмотря на значительное количество работ в области механически легированных сплавов и, прежде всего, на основе алюминия и меди, исследования, направленные на создания механически легированных сталей, крайне ограниченные. В связи с этим настоящая работа, целью которой является установление закономерностей формирования фазового состава, структуры и свойств при реализации технологии получения механически легированных жаропрочных сталей, представляется важной и актуальной.

Основой для разработки механически легированных сталей явились результаты многолетних исследований, выполненных в Белорусско-Российском университете и направленных на изучение механически и термически активированных структурно-фазовых превращений, имеющих место на всех технологических этапах получения механически легированных металлических сплавов. В данной статье в обобщенном виде представлены заключительные результаты исследований, раскрывающие закономерности протекания этих превращений, являющиеся надежной научной базой для создания механически легированных комплексно-упрочненных жаропрочных сталей.

Ключевые слова. Жаропрочные стали, технология получения, механическое легирование, состав, структура, свойства.

Для цитирования. Ловшенко, Ф. Г. Получение, состав, структура и свойства механически легированных жаропрочных сталей / Ф. Г. Ловшенко, Е. И. Марукович, И. А. Лозиков, А. И. Хабибуллин // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 70–78. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-70-78>.

PREPARATION, COMPOSITION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF MECHANICALLY ALLOYED HEAT-RESISTANT STEELS

F. G. LOVSHENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.
E-mail: lovshenko2014@yandex.ru
E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus,
Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str.
I. A. LOZIKOV, A. I. KHABIBULIN, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

Despite a significant amount of work in the field of mechanically doped alloys and, above all, based on aluminum and copper, research aimed at creating mechanically doped alloys is extremely limited. In this regard, the following work aimed at establishing the regularities of the formation of the phase composition, structure, and properties in the implementation of the technology for obtaining mechanically doped heat-resistant steels, is important and relevant.

The basis for the development of mechanically doped alloys were the results of long-term research carried out at the Belarusian-Russian University and aimed at studying mechanically and thermally activated structural phase transformations taking place at all the technological stages of obtaining mechanically doped metal alloys. In this article, in a generalized form the final research results are presented, revealing the patterns of these transformations, which are a reliable scientific basis for the creation of mechanically doped complex-hardened heat-resistant steels.

Keywords. Heat-resistant steels, production technology, mechanical alloying, composition, structure, properties.

For citation. Lovshenko F. G., Marukovich E. I., Lozikov I. A., Khabibulin A. I. Preparation, composition, structure and properties of mechanically alloyed heat-resistant steels. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 70–78. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-70-78>.

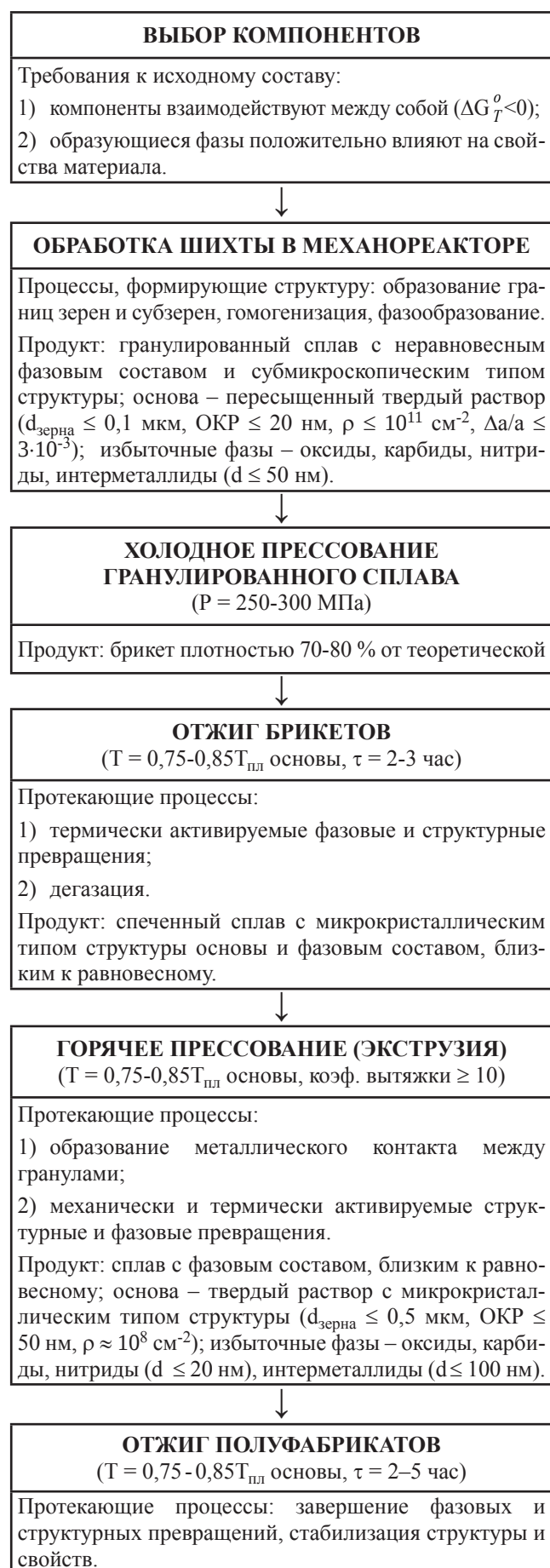


Рис. 1. Схема типовой технологии получения МЛ сплавов

Методика исследования, исходные материалы и оборудование

Основными технологическими этапами изготовления механически легированных высокопрочных материалов для производства деталей машин, инструментальной оснастки и изделий различного функционального назначения с заданным комплексом физико-механических свойств, работающих в жестких температурно-силовых условиях, являются: выбор легирующих компонентов; обработка шихты в механореакторе; холодное прессование гранулированной композиции; термическая обработка холоднопрессованных брикетов; горячее прессование (экструзия) и получение полуфабрикатов; отжиг полуфабрикатов. Схема типовой технологии получения материалов, а также наиболее значимые процессы и характеристики продуктов на всех этапах ее реализации представлены на рис. 1.

Разрабатываемые механически легированные жаропрочные стали по химическому составу являются аналогами классических литых, относящиеся по структуре после нормализации к перлитному (12Х1МФ – 0,12 % С, 1,1 % Cr, 0,3 % Мо, 0,2 % V), мартенситному (15Х11МФ – 0,15 % С, 11 % Cr, 0,7 % Мо, 0,3 % V) и аустенитному (12Х18Н10Т – 0,14 % С, 18 % Cr, 10 % Ni, 0,5 % Ti) классам, а также конструкционной стали общего назначения 12Х2Н4 (0,14 % С, 1,5 % Cr, 3,5 % Ni).

Исходными компонентами в разработанных авторами сталях служили стандартные порошки железа ПЖ2М2 (ГОСТ 9849–74), никеля ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722–79), порошки технически чистых металлов с размером частиц менее 150 мкм: хрома, молибдена, титана, ванадия, алюминия. Хром вводили в виде порошка ПХ-30 (ГОСТ 13084–88). Концентрация кислорода и углерода в железном порошке ПЖ2М2 составляла 0,15–0,25 % и учитывалась при определении состава композиции. Дополнительно с целью связывания кислорода, находящегося в виде примеси в порошке ПЖ2М2 в количестве примерно 0,25 %, в стабильный оксид в шихту вводили 0,3 % алюминия. Согласно расчету, это обеспечивало образование 0,57 % Al_2O_3 , эффективно выполняющего роль упрочняющей фазы. Кроме того, наряду со сталью 12Х18Н10Т, имеющей химический состав, близкий к классическому, исследовали сталь, дополнительно легированную Al (1,0 %) и MoO_3 (5,3 %), взятыми в количестве, стехиометрически необходимом для связывания первого в Al_2O_3 (3,8 %).

В результате протекания механически и термически активируемых превращений элементы,

имеющие высокое сродство к кислороду (Al и Cr) или углероду (Cr, V и Ti), связывают кислород и углерод в термодинамически стабильные оксиды (Al_2O_3 и Cr_2O_3) и карбиды (Cr_7C_3 , VC, TiC), обеспечивающие дисперсное упрочнение.

Механическое легирование проводили в энергонапряженной вибромельнице при оптимальных параметрах процесса обработки: ускорение рабочих тел – $140 \text{ м} \cdot \text{с}^{-2}$, степень заполнения помольной камеры рабочими телами – 80 %, отношение объемов рабочих тел и шихты – 10, температура в помольной камере – 50°C , время обработки – 8 ч. Для сравнительного анализа использовали также материалы, изготовленные из шихты, полученной в смесителе типа «пьяная» бочка. Продолжительность смешивания составляла 2 ч.

Производство брикетов плотностью 70 % от теоретической осуществляли холодным двухсторонним прессованием шихты в стальной пресс-форме.

Полуфабрикаты (прутки диаметром 10 мм) изготавливали методом горячего прессования (экструзией) с коэффициентом вытяжки 12. Температура нагрева брикетов составляла 1100°C , матрицы – 600°C .

Результаты исследования

Анализ структурно-фазовых превращений

Равновесный фазовый состав сплавов получен расчетом для адиабатических условий протекания процесса. Согласно результатам термодинамического анализа (табл. 1), стали имеют сложный фазовый состав, включающий, кроме твердого раствора легирующих элементов в основе (железе), ряд оксидов и карбидов.

В стали 15X1МФ все легирующие элементы в железе связаны в карбиды и оксиды, а основой ее является железо.

Сталь 15X2Н4 содержит Cr_3C_2 (0,86 %), Cr_7C_3 (0,40 %), Cr_2O_3 (0,58 %) и Al_2O_3 (0,57 %). Никель растворяется в α -Fe. Суммарное содержание упрочняющих фаз составляет 2,4 %.

В стали 15X11МФ, как и в предыдущих системах, в равновесных условиях образуются небольшие количества упрочняющих фаз: оксидов алюминия и хрома (по $\approx 0,57\%$); карбидов Cr_7C_3 (0,88 %), VC (0,37 %). Остальной хром растворяется в ОЦК-железе. Суммарное содержание упрочняющих фаз составляет 2,4 %.

В стали 15X18Н10Т вероятно образование оксидов алюминия Al_2O_3 и титана Ti_2O_3 (по $\approx 0,57\%$), карбида хрома Cr_7C_3 (1,3 %) и титана TiC (0,17 %). Остальная часть хрома и весь никель растворяются в γ -Fe. Суммарное содержание упрочняющих фаз составляет 2,6 %.

Таблица 1. Фазовый состав материалов

Обозначение	Исходный состав, мас. %	Фазовый состав	
		равновесный	МЛ и ТО (отжиг $t = 1000^\circ\text{C}$, $\tau = 2 \text{ ч}$) композиции
15X2Н4	94,3 % Fe, 0,15 % C, 1,5 % Cr, 3,5 % Ni, 0,3 % Al, 0,25 % O	97,6 % ($96,4\% \text{ Fe} + 3,6\% \text{ Ni}$) _{ss} + + 0,58 % Cr_2O_3 + 0,57 % Al_2O_3 + + 0,86 % Cr_3C_2 + 0,40 % Cr_7C_3	α -Fe (Ni), Cr_2O_3 , Al_2O_3 , (Cr, Fe) ₃ C ₂
15X1МФ	97,7 % Fe, 0,15 % C, 1,1 % Cr, 0,3 % Mo, 0,2 % V, 0,35 % Al, 0,25 % O	97,49 % Fe + 0,57 % Al_2O_3 + + 0,58 % Cr_2O_3 + 0,30 % Cr_3C_2 + + 0,48 % Cr_7C_3 + 0,32 % Mo_2C + + 0,25 % VC	α -Fe, Cr_2O_3 , Al_2O_3 , (Fe, Mo, V) ₃ C
15X11МФ	87,9 % Fe, 0,15 % C, 11 % Cr, 0,7 % Mo, 0,3 % V, 0,3 % Al, 0,25 % O	97,6 % ($89,24\% \text{ Fe} + 10,04\% \text{ Cr} +$ + 0,72 % Mo) _{ss} + 0,57 % Al_2O_3 + + 0,58 % Cr_2O_3 + 0,88 % Cr_7C_3 + + 0,37 % VC	α -Fe (Cr), Cr_7C_3 , Al_2O_3 , Cr_2O_3
15X18Н10Т	70,8 % Fe, 0,15 % C, 18 % Cr, 10 % Ni, 0,5 % Ti, 0,3 % Al, 0,25 % O	97,42 % ($72,47\% \text{ Fe} + 17,27\% \text{ Cr} +$ + 10,26 % Ni) _{ss} + 0,57 % Al_2O_3 + + 1,3 % Cr_7C_3 + 0,55 % Ti_2O_3 + + 0,17 % TiC	γ -Fe (Ni, Cr), Cr_7C_3 , Al_2O_3 , Ti_2O_3
15X18Н10Т (ДУ)	65,5 % Fe, 0,15 % C, 18 % Cr, 10 % Ni, 0,5 % Ti, 2,4 % Mo, 1,3 % Al, 2,15 % O	93,61 % ($72,47\% \text{ Fe} + 17,27\% \text{ Cr} +$ + 10,26 % Ni + 2,4 % Mo) _{ss} + + Al_2O_3 Al_2O_3 + 1,3 % Cr_7C_3 + + 0,55 % Ti_2O_3 + 0,17 % TiC	γ -Fe (Ni, Cr), Cr_7C_3 , Al_2O_3

Примечание: ss – твердый раствор (solid solution).

Сталь 15X18Н10Т (ДУ) по фазовому составу отличается от стали 15X18Н10Т более высоким содержанием оксида алюминия Al_2O_3 (4,3 %), являющегося основной фазой, определяющей степень дисперсного упрочнения. Суммарное содержание упрочняющих фаз составляет 6,7%.

Таким образом, согласно расчету, содержание термически стабильных фаз, определяющих жаропрочность исследуемых сталей, не велико и находится в пределах 1,4–2,6%. Исключение составляет сталь 15X18Н10Т (ДУ), в которой их концентрация достигает 6,7%.

Основными отличиями фазового состава механически легированных порошков сталей от равновесного являются наличие промежуточных соединений, мартенсита, аустенита в ферритных и феррито-перлитных сталях и феррита в аустенитных, а также оксидных и карбидных рентгеноаморфных кластеров. Качественные и количественные отличия в содержании этих фаз в композициях определяют разный характер превращений при отжиге и их влияние на твердость механически легированных порошков (рис. 2). Порошки сталей, полученных механическим легированием, являются комплексно-упрочненными. Они сочетают твердорастворное, дисперсионное, зернограницное и дисперсное упрочнение при превалировании в большинстве случаев двух последних, что определяет высокую твердость материалов (670–840 HV) и снижает ее зависимость от термического воздействия.

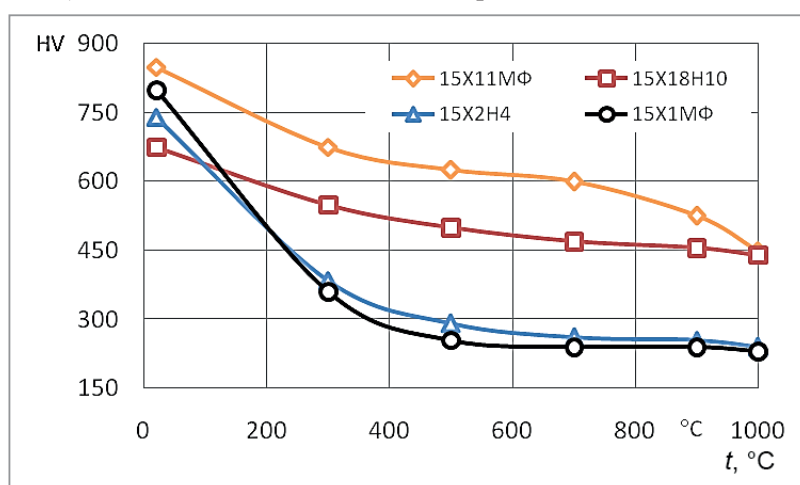


Рис. 2. Зависимость микротвердости частиц механически легированных композиций от температуры отжига ($\tau=5$ ч)

Анализ влияния температуры отжига на микротвердость механически легированных композиций позволяет сделать вывод, что одними из основных видов упрочнения низколегированных сталей 15X1МФ и 15X2Н4 являются твердорастворное и дисперсионное, связанные с образованием и последующим распадом субмикрокристаллических областей мартенсита. Первое является результатом многократного ударного воздействия на обрабатываемую в механореакторе композицию, вызывающего пластическую деформацию, разогрев микрообъемов с их последующим охлаждением. Второе имеет место в процессе отжига в области температур, верхнее значение которой достигает 500 °C и приводит к снижению твердости с 650 до 250 HV. Отжиг при 500 °C практически снимает эффект, вызванный мартенситным превращением, в то время как зернограницный и дисперсный виды упрочнений, характерные для механически легированных порошков сталей 15X11МФ, 15X18Н10Т, сохраняются при нагреве до температур, превышающих 1000 °C.

Их суммарная величина существенно зависит от содержания компонентов, способных образовывать термодинамически стабильные фазы, имеющие высокое значение модуля сдвига. К ним относятся хром и алюминий. С увеличением в композиции их концентрации эффект дисперсного упрочнения повышается, что объясняется более полным связыванием этими элементами кислорода и углерода в упрочняющие фазы (Al_2O_3 , Cr_2O_3 , Cr_7C_3), сохраняющиеся в ультрадисперсном состоянии до температур не ниже 1000 °C и надежно стабилизирующие границы зерен и субзерен. Так, низкотемпературный отжиг ($t \leq 500$ °C) высоколегированных сталей 15X11МФ и 15X18Н10Т приводит к снижению микротвердости с 840 до 620 и с 670 до 500 HV соответственно. При дальнейшем повышении температуры отжига до 1000 °C наблюдается тенденция к увеличению размера субзерен и упрочняющих фаз, что может быть причиной монотонного уменьшения микротвердости одной и другой стали до 450 HV. Длительность отжига, изменяющаяся в пределах 2–10 ч, заметного влияния на твердость не оказывает.

Как и следовало ожидать, механически легированные композиции исследуемых сталей, подвергнутых отжигу ($t = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2\text{ ч}$), и компактные материалы, полученные из них горячей экструзией, имеют одинаковый фазовый состав. По сравнению с расчетным для него характерен более узкий круг упрочняющих фаз (оксидов и карбидов), установленных рентгеноструктурным анализом (табл. 1). Кроме приведенных фаз, на рентгенограммах существуют рефлексы, принадлежность которых к той или другой фазе однозначно установить не удалось. Однако во всех случаях фазовые превращения, имеющие место при термическом воздействии на механически легированную композицию, протекают в направлении уменьшения свободной энергии системы.

Согласно результатам металлографических исследований (рис. 3), компактные механически легированные материалы характеризуются высокой однородностью по размеру и дисперсностью структуры основы. Последняя возрастает с увеличением степени легированности материала. Размер зерен основы и включений находится за пределами разрешающей способности оптической микроскопии.

На ультратонкое строение основы и нанометрические размеры термически стабильных включений механически легированных материалов указывают результаты просвечивающей электронной микроскопии и электронографического анализа (рис. 4–6).

Детальное исследование тонкой структуры и фазового состава выполнено на сталях мартенситного (15X11МФ) и аустенитного (15X18Н10Т и 15X18Н10Т-ДУ) классов. Высокотемпературная термическая обработка и последующая горячая экструзия не изменяют типа электронограмм. Как и в механически легированных композициях, они имеют кольцевой характер, но отличаются от последних появлением отдельных крупных точечных рефлексов, что указывает на некоторое увеличение размера зерна. Согласно результатам ПЭМ, размер зерен основы не превышает $0,4\text{ мкм}$, а размер термически стабильных включений составляет сотые доли микрометра. Имеется определенное различие в строении зерен основы сталей феррито-мартенситного (15X11МФ) и аустенитного (15X18Н10Т) классов. Анализ светлопольных изображений позволяет с высокой степенью достоверности сделать заключение, что зерна стали

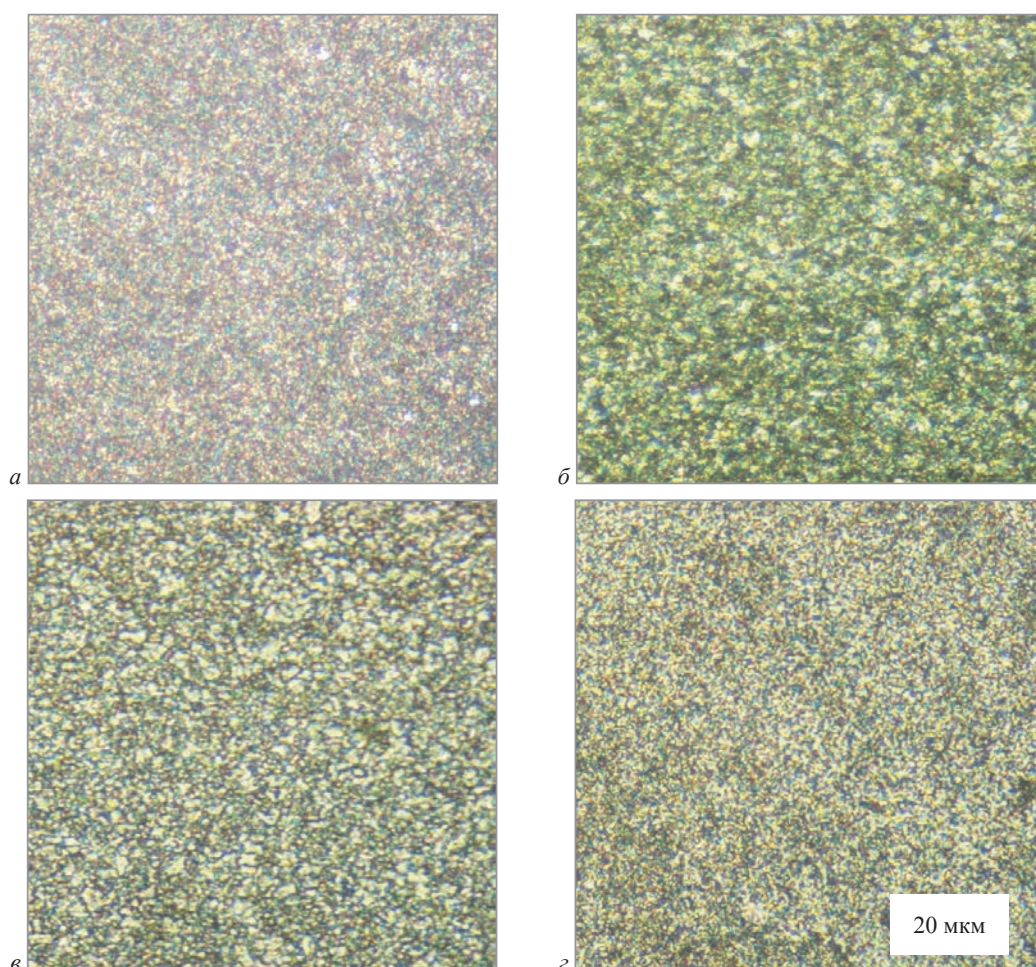


Рис. 3. Микроструктура механически легированных сталей:
а, б – 15X11МФ; в, г – 15X18Н10Т; а, в – после экструзии; б, г – после экструзии и отжига

15X11МФ являются многофазными и представляют собой продукты распада мартенсита (см. рис. 4), в то время как зерна стали 15X18Н10Т в основном однофазные (аустенитные) с отдельными термически стабильными наноразмерными включениями, большинство из которых располагается по границам зерен (см. рис. 5, 6).

Для сталей аустенитного класса установлено, что их основой является твердый раствор хрома и никеля в γ -Fe ($\text{Cr}_{0,19}\text{Fe}_{0,7}\text{Ni}_{0,11}$) с размером зерен менее 0,3 мкм. Зерна твердого раствора фрагментированы на блоки размером менее 50 нм. Наряду с основным твердым раствором в материале 15X18Н10Т присутствуют зерна твердого раствора $\text{Ni}_{2,9}\text{Cr}_{0,7}\text{Fe}_{0,36}$, во втором – $\text{CrFe}_{2,32}\text{MoNi}$. По границам и внутри

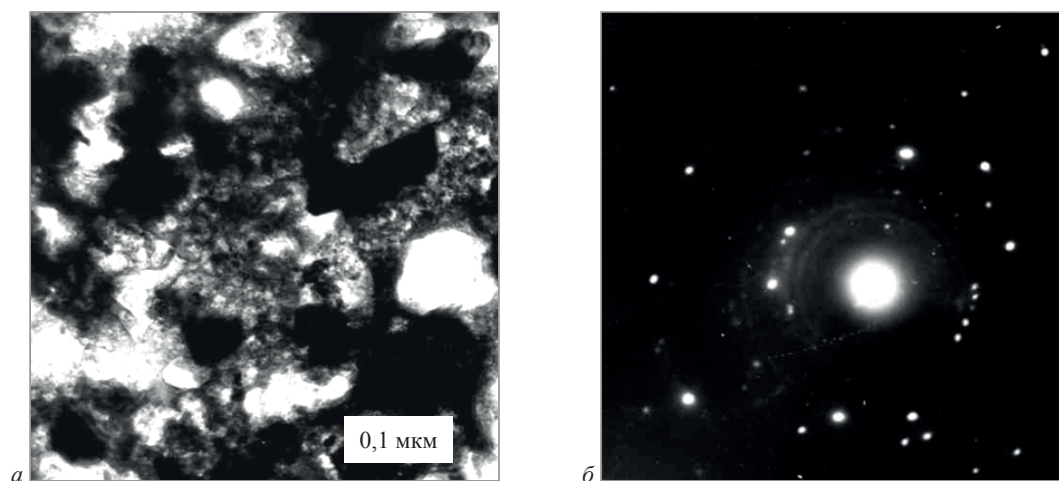


Рис. 4. Структура (а) и микроэлектронограмма (б) механически легированной стали 15X11МФ (ПЭМ)

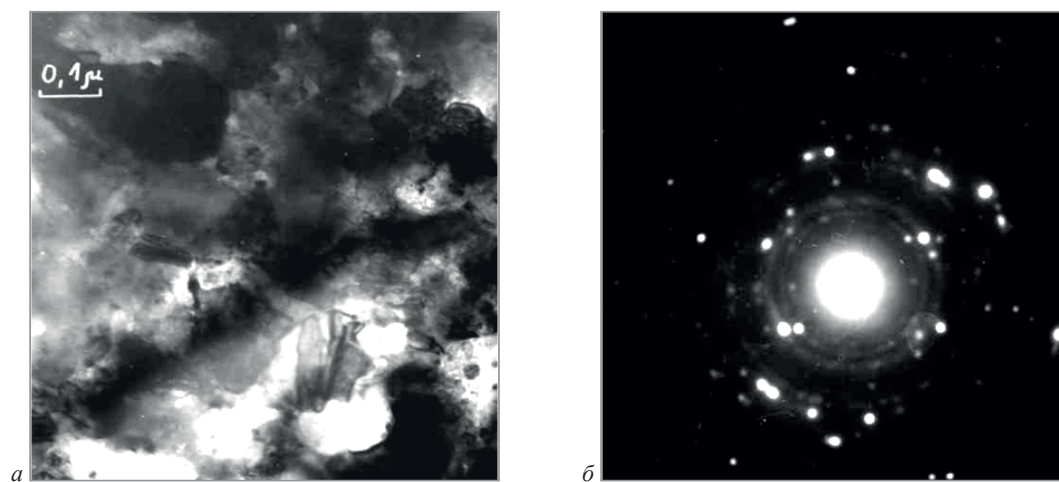


Рис. 5. Структура (а) и микроэлектронограмма (б) механически легированной стали 15X18Н10Т (ПЭМ)

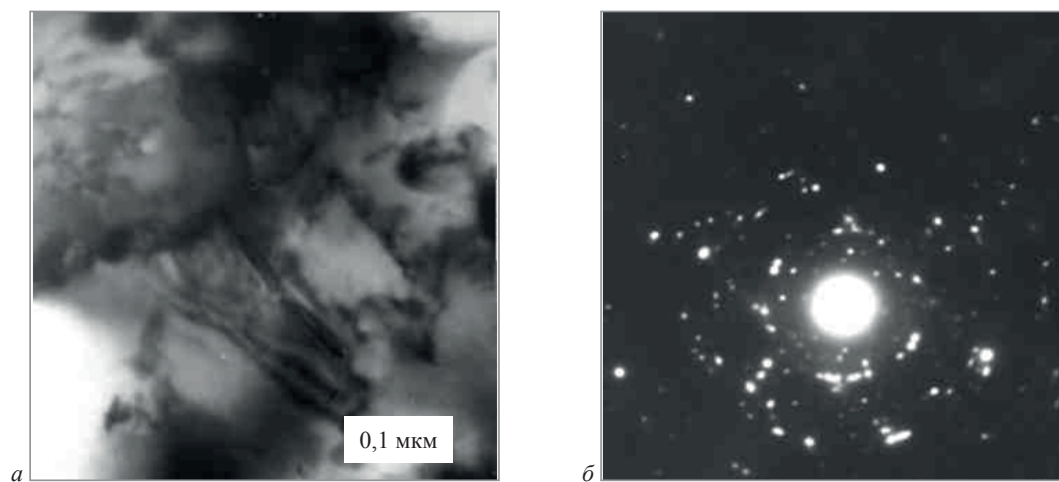


Рис. 6. Структура (а) и микроэлектронограмма (б) механически легированной стали 15X18Н10-ДУ (ПЭМ)

зерен твердых растворов располагаются фазы Cr_2O_3 , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 , образовавшиеся в результате протекания механически и термически активируемых превращений. В стали 15X18H10T-ДУ дополнительно идентифицирована фаза Al_2O_3 . Синтезированные оксиды (Al_2O_3 , Cr_2O_3) и карбиды (Cr_7C_3 , Cr_3C_2) имеют размеры менее 30 нм и обуславливают дисперсное упрочнение материалов.

При этом следует отметить отличие в строении электронограмм сталей 15X18H10T и 15X18H10T-ДУ (см. рис. 5 и 6). Сравнение их позволяет сделать однозначный вывод об измельчении основы и более сложном фазовом составе второй стали, обусловленном дополнительным легированием Al (1 %) и MoO_3 (5,3 %), взятом в количестве, стехиометрически необходимом для связывания первого в Al_2O_3 (3,8 %).

Можно с уверенностью утверждать, что фазой, вызывающей основной эффект дисперсного упрочнения, в этом случае является термодинамически стабильный и имеющий высокое значение модуля сдвига оксид алюминия, образующийся в результате механически и термически активируемого взаимодействия между указанными легирующими компонентами.

Механические свойства механически легированных сталей

Особенности структуры и фазового состава материалов, полученных по технологии, основанной на реакционном механическом легировании (РМЛ), определяют их механические свойства. По сравнению с традиционным смешиванием применение реакционного механического легирования приводит к увеличению твердости и предела прочности экструдированных материалов в 1,5–3,0 и 1,4–2,2 раза соответственно. Причем наибольший эффект достигается у высоколегированных сталей (табл. 2).

Так, механически легированная сталь 15X11МФ (М) имеет твердость 54 HRC и предел прочности при растяжении 1410 МПа, а у стали, полученной по традиционной технологии, значения этих показателей равны 18HRC и 630 МПа соответственно. У механически легированной стали аустенитного класса твердость достигает 46 HRC, а предел прочности – 1140 МПа.

Результаты исследования влияния отжига на механические свойства (табл. 2, рис. 7) позволяют сделать однозначный вывод, что стали, полученные с использованием технологии, основанной на РМЛ, стойки против рекристаллизации при нагреве до температур выше 800–1000 °С.

Т а б л и ц а 2. Механические свойства железных материалов

Обозначение	Механические свойства					
	после экструзии			после экструзии и отжига (800 °С)		
	HRC	σ_B , МПа	δ , %	HRC	σ_B , МПа	δ , %
15X2H4	15	540	17	12	510	21
15X2H4(М)	24	764	14	23	754	16
15X1МФ	15	510	21	12	470	24
15X1МФ(М)	26	770	14	24	740	14
15X11МФ	18	630	16	14	560	24
15X11МФ(М)	54	1410	3	49	1337	7
15X18H10T	26	690	17	26	764	26
15X18H10T(М)	46	1140	6	42	1150	12

Примечание. (М) – материал получен механическим легированием.

Недостатком механически легированных материалов является их пониженная пластичность, однако он в значительной мере устраняется отжигом при 800 °С (табл. 2). Подобное сочетание свойств обусловлено их структурой, характеризующейся высокоразвитой границей зерен, стабилизированных дисперсными включениями термодинамически стабильных оксидов хрома и алюминия и карбида хрома, сформировавшихся в процессе реализации технологии в результате протекания механически и термически активируемого взаимодействия между хромом и алюминием, с одной стороны, и кислородом и углеродом с другой. Наличие дисперсного упрочнения обуславливает высокую температуру рекристаллизации механически легированных сталей и, как следствие, их высокую жаропрочность.

Влияние температуры испытаний на прочность исследовано на материалах 15X1МФ и 15X18H10T (табл. 3 и 4). Для сравнения приведены взятые из [6,7] значения кратковременной (числитель) и длительной (знаменатель) прочности классических литых сталей 15X1МФ и 08X18H10T, подвергнутых типовой термической обработке.

Таблица 3. Влияние температуры испытаний на длительную прочность механического легирования материала и стандартной стали 15X1МФ

Температура испытаний, °С	Прочность, МПа	
	механического легирования материала σ_{10}	стандартной стали σ_{100}
500	660/600	510/400
550	420/300	340/250
600	280/180	200/120

Таблица 4. Влияние температуры испытаний на прочность механического легирования стали 15X18Н10Т и стандартной стали 08X18Н10Т

Температура испытаний, °С	Прочность, МПа	
	механического легирования стали σ_{10}	стандартной стали σ_{100}
600	690/350	380/250
700	530/300	240/120
800	410/250	160/—

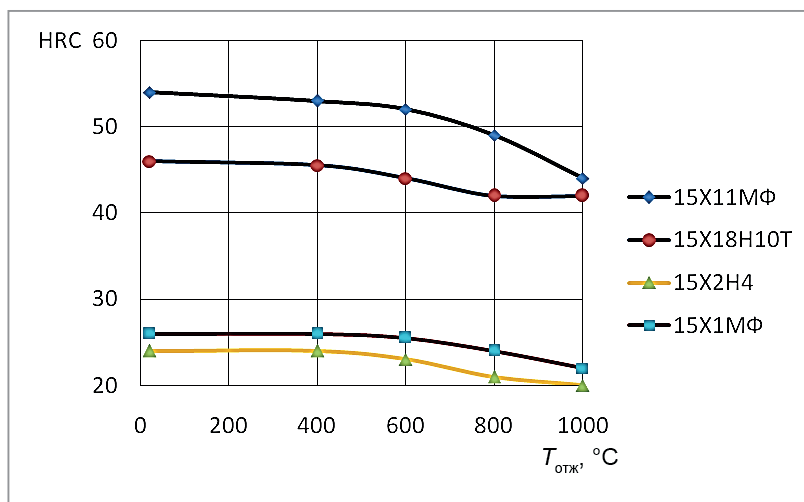


Рис. 7. Влияние температуры отжига на твердость механически легированных сталей

Из таблиц следует, что материалы на основе железа, полученные с применением РМЛ, по прочности и жаропрочности превосходят классические литые стали, что особенно очевидно на сталях аустенитного класса. Механически легированная сталь 15X18Н10Т, относящаяся исходя из состава к классу гомогенных сталей, неупрочняемых термической обработкой, в результате дисперсного упрочнения не уступает, а при высоких температурах превосходит лучшие дисперсионно-твердеющие аустенитные стали.

По сравнению с другими методами производства дисперсно-упрочненных железных материалов (смешивание тонких порошков, термическое разложение солей с последующим селективным восстановлением и др.) реакционное механическое легирование имеет технологические, экономические, экологические преимущества. Кроме того, применение его позволяет формировать комплексно-упрочненные материалы, сочетающие зернограницное, дисперсное и дисперсионное виды упрочнения с субмикро- или микроструктурным типом структуры основы, обеспечивающие повышение прочности в 1,5–1,7 раза.

Выводы

Приведенные результаты позволяют сделать однозначный вывод, что механическое легирование является эффективной технологией получения сталей со структурой основы микроструктурного типа с размером зерен $\leq 0,4$ мкм, разделенных на блоки величиной $\leq 0,1$ мкм, закрепленных термодинамически стабильными включениями оксидов размером ≤ 20 нм, карбидов и интерметаллидов величиной ≤ 100 нм. В общем случае для них характерно комплексное упрочнение, сочетающее дисперсное, зернограницное, дисперсионное и твердорастворное, что обеспечивает их высокую жаропрочность и способность длительно эксплуатироваться в широком интервале температур, максимальное значение которой превышает $0,7T_{пл}$ основы. Материалы по своим основным механическим свойствам в 1,3–1,7 раза превышают аналоги.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ловшенко, Ф. Г. Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов/ Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2005. 276 с.

2. **Ловшенко, Г.Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г.Ф. Ловшенко, Ф.Г. Ловшенко, Б.Б. Хина. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
3. **Ловшенко, Ф.Г.** Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2013. 215 с.
4. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных материалов / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2016. 420 с.
5. **Ловшенко, Ф.Г.** Механически легированные жаропрочные порошки для производства изделий аддитивными технологиями / Ф.Г. Ловшенко, А.С. Федосенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2019. 404 с.
6. **Гуляев, А.П.** Металловедение: учеб. для вузов / А.П. Гуляев. М.: Metallurgia, 1986. 544 с.
7. Композиционные материалы: справ. Киев: Наукова думка, 1985. 592 с.

REFERENCES

1. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Teoreticheskiye i tekhnologicheskiye aspekty sozdaniya nanostrukturnykh mekhanicheskikh legirovannykh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of creating nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2005, 276 p.
2. **Lovshenko G.F., Lovshenko F.G., Khina B.B.** *Nanostrukturnyye mekhanicheskikh legirovannyye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2008, 679 p.
3. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Kompozitsionnyye nanostrukturnyye mekhanicheskikh legirovannyye poroshki dlya gazotermicheskikh pokrytij* [Composite nanostructured mechanically alloyed powders for thermal spray coatings]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2013, 215 p.
4. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Zakonomernosti formirovaniya fazovogo sostava, struktury i svoystv mekhanicheskikh legirovannykh materialov* [Regularities of the formation of phase composition, structure and properties of mechanically alloyed materials]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2016, 420 p.
5. **Lovshenko F.G., Fedosenko A.S.** *Mekhanicheskikh legirovannyye zharoprochnyye poroshki dlya proizvodstva izdelij additivnymi tekhnologiyami* [Mechanically alloyed heat-resistant powders for the production of products by additive technologies]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2019, 404 p.
6. **Gulyaev A.P.** *Metallavedeniye: uchebnik dlya vuzov* [Metal Science: a textbook for universities]. Moscow: Metallurgy Publ., 1986, 544 p.
7. *Kompozitsionnyye materialy: spravochnik* [Composite Materials]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1985, 592 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-79-89>
УДК 621.762.04

Поступила 13.09.2021
Received 13.09.2021

БЕЗОКИСЛИТЕЛЬНЫЙ НАГРЕВ СТРУЖКО-ПОРОШКОВЫХ ДИСПЕРСИЙ ЧЕРНЫХ МЕТАЛЛОВ В УГЛЕВОДОРОДНОЙ АТМОСФЕРЕ

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

Изучен процесс температурного превращения неорганической и органической составляющих металлоотходов в твердые и газообразные продукты в проходной муфельной печи горячего брикетирования. Определен состав углеводородной атмосферы, образованной в муфеле в условиях ограниченного доступа окислителя. Показано, что термодеструкция масляной фазы СОЖ протекает по сложному механизму консективных реакций, включающему в себя поликонденсацию, полимеризацию и глубокое уплотнение с постоянным уменьшением содержания водорода и завершается образованием коксообразного углеродного остатка на поверхности металлических частиц и воздушной взвеси тонкодисперсных частиц углерода (дыма). При нагреве до температур горячего брикетирования 750–850 °С химически активные дисперсии черных металлов защищены от окисления вначале углеводородным газом плотностью 9,0–13,5 кг/м³, затем пироуглеродным покрытием толщиной 0,1–0,3 мм вплоть до завершения процессов прессования и охлаждения брикета.

Ключевые слова. Нагрев, температура, превращение, органический, углеводородный, атмосфера, термодеструкция, металл, дисперсия, углерод, водород, поликонденсация, полимеризация, коксообразный, пироуглерод, покрытие.

Для цитирования. Дьяконов, О. М. Безокислительный нагрев стружко-порошковых дисперсий черных металлов в углеводородной атмосфере / О. М. Дьяконов, В. Ю. Середа // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 79–89. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-79-89>.

NONOXIDIZING HEATING OF CHIP-POWDER DISPERSIONS OF FERROUS METALS IN HYDROCARBON ATMOSPHERE

O. M. DYAKONOV, V. YU. SEREDA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty Ave. E-mail: deaconov@mail.ru

The process of inorganic and organic components temperature transformation of metal waste into solid and gaseous products in a continuous hot briquetting muffle furnace has been studied. The composition of the hydrocarbon atmosphere formed in the muffle under conditions of limited access to the oxidizer has been determined. It is shown that the thermal destruction of the coolant oil phase proceeds according to a complex mechanism of consecutive reactions, including polycondensation, polymerization, and deep compaction with a constant decrease in the hydrogen content and ends with the formation of a coke-like carbon residue on the surface of metal particles and an air suspension of finely dispersed carbon particles (smoke). When it is heated to hot briquetting temperatures of 750–850 °C, chemically active dispersions of ferrous metals are protected from oxidation first by a hydrocarbon gas with a density of 9.0–13.5 kg/m³, then by a pyrocarbon coating with a thickness of 0.1–0.3 mm up to the completion of the processes of pressing and cooling the briquette.

Keywords. Heating, temperature, transformation, organic, hydrocarbon, atmosphere, thermal destruction, metal, dispersion, carbon, hydrogen, polycondensation, polymerization, coke-like, pyrocarbon, coating.

For citation. Dyakonov O. M., Sereda V. Yu. Nonoxidizing heating of chip-powder dispersions of ferrous metals in hydrocarbon atmosphere. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 79–89. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-79-89>.

Нагрев стружко-порошковых дисперсий металлоотходов с целью их очистки, консолидации и переплава неразрывно связан с вопросами защиты металла от окисления при нагреве, снижения угара в процессе плавки, получения качественных отливок при условии обеспечения экологической безопасности и высокой экономической эффективности технологического процесса. В связи с этим актуальным является исследование процессов химических превращений, протекающих в гетерогенных стружко-порошковых средах при нагреве: формирования защитной углеводородной атмосферы, образования твердых и газообразных продуктов ее термического разложения. Температурный интервал исследования предопределен оптимальной температурой нагрева стружки черных металлов в процессах горячего

брикетирования: 750–850 °С [1, 2]. Плотность брикета достигает величины 90–95 % плотности компактных чугунов и сталей при 100 %-ной очистке от масляных загрязнений и СОЖ.

Как было показано в работе [1], техническую и экономическую эффективность технологии нагрева металлоотходов обеспечивает использование масляной компоненты СОЖ для создания защитной углеводородной атмосферы, получения твердого покрытия пироуглерода на поверхности металлических частиц, выполняющего помимо защитных функций роль смазки в процессе горячего прессования. Сжигание паров масла приводит к значительной экономии природного газа, повышает КПД нагревательной печи.

Создание и регулирование защитной углеводородной атмосферы

Исследованию процессов термической возгонки и термодеструкции углеводородов посвящен ряд работ, в основном связанных с переработкой нефти и других видов органических соединений [3–11]. Несмотря на различие условий переработки, эти работы близки по своему содержанию или совпадают с проведенными нами исследованиями термохимических превращений СОЖ при нагреве металлоотходов.

Простым и наиболее эффективным способом создания углеводородной атмосферы является нагрев стружки в муфеле печи при ограниченном доступе окислителя. В результате термической возгонки СОЖ создается газовая среда, плотность которой зависит от плотности столба стружки в муфеле и его сопротивления выходу газов. Столб стружки формируется под действием вибрации и представляет собой объемную металлическую сетку, пустоты которой заполнены воздухом и парами СОЖ. Плотность столба стружки превышает ее насыпную плотность на 25–30 %. Скорость и время нагрева металла, габариты проходной муфельной печи зависят от коэффициента теплопроводности муфельной среды, который в свою очередь зависит от плотности и теплопроводности каждого компонента среды в отдельности.

Процесс нагрева происходит в два этапа: этап обезвоживания и обезмасливания стружки (100–650 °С) и этап нагрева сухого металла (650–850 °С). В процессе нагрева с поверхности стружки удаляется жидкая фаза: вначале пары воды (100–350 °С), летучие фракции масла (160–350 °С), затем газообразные продукты возгонки и термодеструкции тяжелых углеводородов (350–650 °С). Продолжительность процессов испарения воды и масла зависит от их исходного процентного содержания в СОЖ. При наличии на поверхности стружки воды или масла интенсивность нагрева металла низкая, соответствует температуре возгонки (испарения) жидкости. По окончании процесса возгонки скорость нагрева резко возрастает, однако в конце процесса по мере дегазации среды несколько снижается. Температура нагрева металла на выходе из печи достигает своего заданного значения, после чего нагрев прекращается.

В условиях ограниченного пространства в муфельной трубе пары масла продувают слой стружки под давлением, вытесняя воздух и создавая защитную углеводородную атмосферу. Состав защитной атмосферы зависит от химического состава СОЖ. Избыток газа непрерывно выпускается в печь через щелевые отверстия в муфеле. Выход газа необходим для ускорения процесса обезвоживания и обезмасливания стружки.

В условиях ограниченного доступа окислителя и горения масляной фазы имеет место пиролитическое разложение продуктов возгонки. Пироуглерод адсорбируется на поверхности стружки, образуя твердый защитный слой, предохраняющий металлические частицы от окисления как в процессе нагрева, так и на выходе из печи. Процесс адсорбции наиболее интенсивно протекает по окончании процесса дегазации при резком повышении температуры металла. Стальная стружка является хотя и слабым, но присутствующим в большом количестве катализатором этого процесса [6, 7].

Продукты возгонки СОЖ проходят все этапы термического разложения и только после этого выпускаются из муфеля в топку печи. Пористый слой стружки выполняет роль непрерывно обновляемого фильтра, на котором оседают частицы капельно-взвешенной жидкости и сажи. Поэтому в топку поступает очищенный газ, который сгорает практически в полном объеме. Тепло от сгорания идет на нагрев стружки.

Состав углеводородной атмосферы

Процесс формирования фазового состава углеводородной атмосферы условно можно разделить на четыре этапа:

I – предварительный нагрев (до 100 °С) – две фазы: жидкая (СОЖ) и твердая (металл, абразив);

II – парообразование (100–350 °С) – три фазы: жидкая (СОЖ), твердая (металл, абразив) и газообразная (пары воды, летучие низкомолекулярные углеводороды);

III – термическая возгонка масла (350–650 °С) – три фазы: жидкая (масло), твердая (металл, абразив) и газообразная (тяжелые высокомолекулярные углеводороды);

IV – нагрев сухого металла (650–850 °С) – две фазы: твердая (металл, абразив, сажистый углерод) и газообразная (угарный и углекислый газ, водород, оксиды азота, углеводородные соединения).

На первом этапе фазовые превращения и термодеструкция компонентов смеси отсутствуют. На втором происходит процесс испарения воды. Нагрев металла растянут во времени, протекает при низких температурах. Перегрев пара до 350 °С сопровождается испарением летучих фракций масла. Пары воды удаляются из муфеля практически полностью, а масло – частично. На третьем этапе происходит процесс термической возгонки (испарения) масла. Образуется защитная атмосфера, состоящая в основном из тяжелых углеводородов. При температуре 650 °С заканчивается процесс обезмасливания стружки. На четвертом этапе нагревается сухой металл, скорость нагрева резко возрастает.

Процессы температурной возгонки и деструкции СОЖ исследовали по следующей методике. Стальную стружку в количестве 1 кг с процентным содержанием вододисперсионной СОЖ 7% в тигле с открытым верхом помещают в муфельную печь СНОЛ-1100 и без доступа воздуха нагревают до заданной температуры в интервале 100–1000 °С. По достижении фиксированной температуры проводят анализ газовой среды и металла на наличие исходных примесей и углеродистых образований на хроматографе ЛХМ-8МД. Затем новый образец нагревают уже до более высокой температуры и опять повторяют анализы. Результаты проведенных исследований приведены в табл. 1, 2.

Как видно из табл. 1, удаление воды из стружки начинается при температуре 100 °С и заканчивается практически полностью при 350 °С. Основная масса воды (90%) удаляется в интервале температур 100–250 °С, при более высоких температурах до 500 °С удаляется вода, содержащаяся в кристаллогидратах неорганических примесных солей (следовые количества).

Таблица 1. Влияние температуры прокаливания на содержание в отходящих газах и стружке продуктов термодеструкции СОЖ (исходное содержание СОЖ 7%)

Температура прокаливания, °С	Газообразные продукты, %	Содержание остаточных продуктов в шлаках, %
100	H ₂ O–0,4	Нитрит Na – 0,02, сода кальцинированная – 0,03, олеат – 0,03
200	H ₂ O–4,2	То же
250	H ₂ O–6,2; CO ₂ –0,01	Нитрит Na – 0,02, сода кальцинированная – 0,03, олеат – 0,02
300	H ₂ O–6,8; CO ₂ –0,02	Нитрит Na – 0,02, сода кальцинированная – 0,03
350	-	То же
400	-	То же
450	NO–0,01; H ₂ O–0,05	Нитрит Na – 0,01, сода кальцинированная – 0,03
500	NO–0,02; H ₂ O–0,1	Сода кальцинированная – 0,03
600	–	То же
850	–	То же

Из неорганических примесей (сода кальцинированная, бикарбонат натрия, нитрит натрия, свободная щелочь) после нагрева до 750 °С в металлосмеси присутствует только безводный карбонат натрия, температура разложения которого 851 °С. Нитрит натрия и свободная щелочь удаляются из системы в интервале температур 450–500 °С вследствие термического разложения с выделением азота и воды.

Более сложно в системе протекают процессы разложения органической фазы (табл. 2), представленной минеральными маслами И-20А и МР-7 с содержанием их в исследуемой смеси 3,7% и небольшими (до 0,1%) количествами ПАВ (олеиновая кислота и ее триэтаноламинная соль). По групповому химическому составу эти масла представлены следующими составляющими: углеводороды нафтенопарафиновые – 45–55%, легкие ароматические – 5–10, средние ароматические – 20–30, тяжелые ароматические – 3–7 и смолы – 1–3%. Кольцевой состав ароматических углеводородов представлен нафтеновыми кольцами – 20–30%, ароматическими кольцами – 2–5, парафиновыми цепями – 70–80%. Такой химический состав с преобладанием нафтенопарафиновых и ароматических соединений накладывает определенный отпечаток на протекание процессов термодеструкции масляной фазы при ее нагреве

в ограниченном пространстве без доступа воздуха в присутствии хотя и слабого, но в очень большом количестве катализатора – стружки хромистых сталей (X18H9T, ШХ15).

Таблица 2. Влияние температуры прокаливания на содержание в отходящих газах и металлоотходах продуктов разложения масла (исходное содержание масла 3,7%)

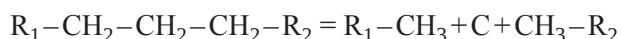
Температура прокаливания, °С	Выход газообразных продуктов, % от масляной фазы	Содержание остаточных продуктов в стружке, %
200	CO ₂ –0,2	Масло – 3,6
300	CO ₂ –1,2	Масло – 3,2
400	Метан, бутан, ацетилен группа этилена, CO ₂ –18,8	Смолистые вещества – 0,2, группа бензола, группа парафинов – следы
500	Метан, бутан, циклогептан, CO ₂ –4,8, дымообразный сажистый углерод – 0,2	Смолистые вещества – 3,0, кокс – 0,3
700	CO ₂ –1,8, дымообразный сажистый углерод–4,2	Кокс – 4,9, смолистые вещества – 0,4

Наибольшее влияние на состав газов и продуктов их разложения оказывают температура и продолжительность нагрева. Отмечено слабое протекание реакций полимеризации и перераспределения водорода, однако с увеличением температуры повышаются глубина распада и выход углеводородсодержащих газов (олефинов непредельных). В интервале температур 750–850 °С наблюдается максимальный выход дымообразного сажистого углерода и его равномерное распределение по всему объему металлической фазы и смеси легкогорючих углеводородных газов.

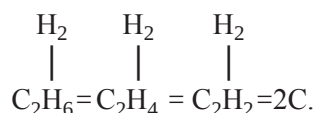
В процессе термической деструкции органической фазы на основании анализа характера и объема выделяющихся продуктов можно выделить три температурные зоны и временных этапа этого процесса. На первом этапе (до 400 °С) преобладают реакции распада органических соединений с образованием дистиллятных фракций и газа при незначительном образовании продуктов глубокого уплотнения (смолы). На втором этапе (400–500 °С) интенсивность реакций распада сохраняется, но отмечается резкое снижение содержания в газах непредельных углеводородов и возрастание количества образовавшейся смолы, появление сажистого углерода (0,3 %). На этом этапе возрастает роль реакций циклизации и введения непредельных углеводородных групп в качестве заместителей в высокомолекулярные соединения. Третий этап (выше 500 °С) характеризуется непрерывным ростом содержания коксообразного остатка, который при 850 °С достигает до 4,5–5,0%. Здесь определяющими являются реакции поликонденсации и глубокого уплотнения высокомолекулярных соединений до нерастворимых в бензоле соединений. На первых двух этапах протекают в основном реакции термодеструкции. На третьем этапе преобладают процессы конденсации, уплотнения и роста зародышей карбонизации, так как наименьшую свободную энергию имеет конечный продукт глубокого уплотнения – коксообразный углерод.

Процесс уплотнения углеродной фазы сопровождается образованием различных по структуре продуктов с реакциями изомеризации и перераспределения водорода и в меньшей степени реакциями трансмутации алкильных групп, дезалкилирования, полимеризации и дегидрогенизации. Процессы уплотнения приводят к образованию коксоподобного высокоактивного углерода [8].

Для различных химических компонентов масла скорость указанных реакций различна. Наиболее реакционноспособны олефиновые и нафтеновые углеводороды, далее следуют нафтоароматические, ароматические с длинными боковыми цепями и затем уже только ароматические углеводороды. Распад олефинов и парафинов обычно происходит сразу в нескольких местах с образованием низкомолекулярных продуктов этой группы с содержанием трех и более атомов углерода в молекуле по следующей схеме:



или



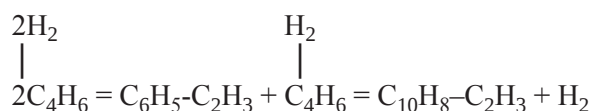
Нафтеносодержащие и нафтенароматические углеводороды претерпевают разрыв нафтеносодержащего кольца или его отщепление от ароматического кольца, а также деалкилируются и в дальнейшем разлагаются по реакциям, характерным для разложения циклогексана и бензола:



Возможно протекание реакции $C_6H_6 = 6C + 3H_2$ с полным дегидрированием бензольного ядра без разрыва связей C–C с образованием шестичленного углеродного кольца, полимеризующегося с подобными структурами по механизму ароматической конденсации.

Алкилароматические углеводороды отщепляют алкильную группу и образуют дезалкилированный ароматический углеводород и олефин. Парафины и нафтены почти не изомеризуются, олефины же изомеризуются очень легко и реакция часто достигает равновесия. Для ароматических углеводородов трансмутация алкильных групп затруднена.

Образующиеся на ранних стадиях термодеструкции низкомолекулярные продукты (метан, этан, пропан, ацетилен, бензол, стирол, циклопентан, водород и др.) с повышением температуры переходят в многоядерные ароматические структуры по механизму конденсации с циклизацией, а затем превращаются в кокс по следующим реакциям:



Здесь наиболее важной реакцией является перераспределение водорода, заключающееся в насыщении олефинов с третичным атомом углерода водородом за счет образования бедных водородом продуктов уплотнения. Полимеризация олефинов не может протекать в значительной степени в силу термодинамических ограничений, тем не менее, она может быть первой ступенью к образованию коксообразного углерода даже в условиях невысокой равновесной концентрации полимера. Конденсация ароматических и олефиновых углеводородов является основной реакцией, ведущей к образованию кокса. Поэтому повышенное содержание ароматических углеводородов в сырье дает повышенный выход коксообразного углерода и создает более надежную защитную оболочку вокруг металлических частиц.

Таким образом, термодеструкция масляной фазы металлоотходов протекает по сложному механизму консективных реакций, включающему в себя поликонденсацию, полимеризацию и глубокое уплотнение с постоянным уменьшением содержания водорода, и завершается образованием коксообразного углеродного остатка на поверхности металлических частиц и воздушной взвеси тонкодисперсных частиц сажистого углерода (дыма).

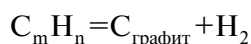
С точки зрения термодинамики такой процесс возможен, так как обусловлен переходом системы в термодинамически более устойчивое состояние с меньшим значением изобарного потенциала реагирующих веществ $\Delta G_T = \Delta H_T - T\Delta S_T$, который связан с константой равновесия реакции уравнением изотермы химической реакции:

$$\Delta G_T = -RT \ln K_p = -9,63T \lg K_p,$$

где ΔH_T – изменение энтальпии (теплота образования), Дж/моль; ΔS_T – изменение энтропии в результате химической реакции, Дж/(град·моль); T – абсолютная температура, К; K_p – константа равновесия реакции.

В процессе уплотнения углеводородов наряду с понижением значения ΔH_T уменьшается и значение ΔS_T вследствие утраты некоторых колебательных и вращательных степеней свободы исходных молекул, переходящих в продукты уплотнения. Поэтому направление реакций должно определяться значением $|\Delta H_T - T\Delta S_T| < 0$.

Для процесса термического разложения масла с образованием кокса однозначной является оценка нестабильности его углеводородов и термодинамической возможности их разложения до углерода и водорода. Так как величины изменений свободных энергий образования углеводородов различных классов при комнатной температуре лишь для нескольких низших парафиновых углеводородов имеют отрицательные значения (метан-пентан), а при температуре выше 350 °С и эти вещества становятся неустойчивыми, то для любого углеводорода в принципе возможен распад по схеме



и для любой такой реакции величина

$$\Delta G = \Delta G_{\text{графит}} + \Delta G_{H_2} - \Delta G_{C_m H_n} = -\Delta G_{C_m H_n}$$

будет иметь отрицательное значение, равное по абсолютной величине свободной энергии образования данного вещества. Несмотря на то что процесс является очень сложным, кинетика его протекания удовлетворительно описывается уравнением 1-го порядка:

$$V_0 \ln \frac{1}{1-y} = bV_0 y + a,$$

где V_0 – начальный объем масляной фазы в реакторе; y – степень превращения; b – величина, пропорциональная константе скорости реакции; a – коэффициент, отражающий замедление реакции продуктами превращения.

Температурный коэффициент скорости реакции мал, для увеличения скорости процесса вдвое необходимо повысить температуру на 70 °С. В соответствии с этим энергия активации низкая и составляет 41 800–45 980 Дж/моль. Дальнейшее повышение температуры (выше 750 °С) практически не влияет на качественно-количественные показатели процесса.

Экспериментальными исследованиями установлено, что для предотвращения окисления черных металлов при нагреве до 850 °С в муфеле достаточно присутствия в стружке 1,0–1,5 % масла. Плотность защитной атмосферы должна составлять 9,0–13,5 кг/м³. Защитные функции водоземulsionной СОЖ объясняются наличием в ее составе, помимо масляного компонента (5–7 %), ингибиторов коррозии.

Закономерности формирования защитного пироуглеродного покрытия

Образование на поверхности металлических частиц коксообразных углеродных отложений подтверждено электронно-микроскопическими и рентгенографическими исследованиями на лазерном растровом микроскопе ЛРЭМ-150В (Япония) с рентгеновской приставкой, позволяющей проводить точечный качественно-количественный анализ на любых участках поверхности (площадь 2х2 мкм). Результаты проведенных исследований представлены на рис. 1–3 и в табл. 3.

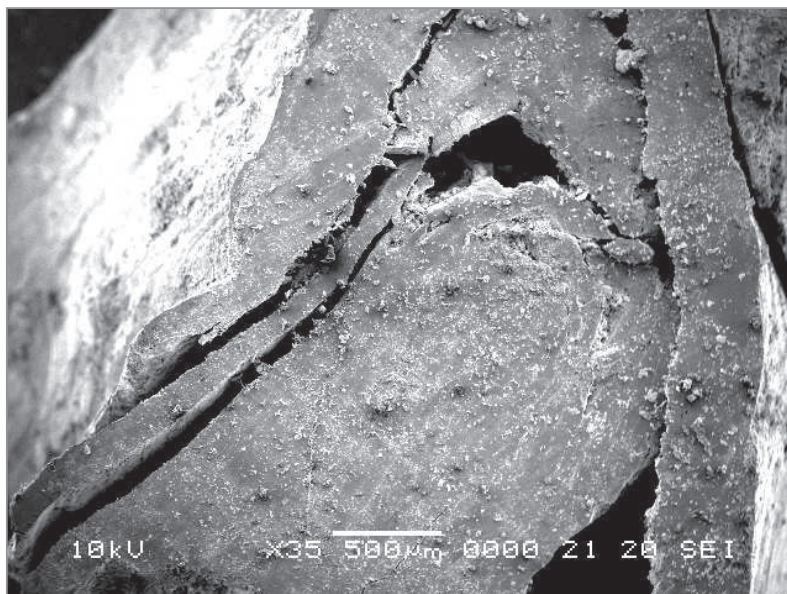


Рис. 1. Углеродный слой на поверхности стальной стружки

Известно, что усредненный элементарный состав кокса зависит от условий образования и существенно меняется в широком диапазоне. Содержание его удобно характеризовать атомным отношением С/Н. Чем выше этот показатель, тем больше кокс приближается к кристаллической форме графита. Но даже кристаллические формы кокса, приближающиеся по составу к графиту, содержат незначительное количество водорода. В процессе термической деструкции масла выявлены два типа углеродных образований:

- угольные пленки, адсорбированные на металлической поверхности в виде блестящего слоя, состоящие из массы определенным образом ориентированных микрокристалликов графита и отдельных молекул карбоида, сшитых друг с другом химическими связями; соотношение С/Н=0,02 свидетельствует о том, что по сравнению с поликристаллическими графитами такие пленки богаче водородом и формируются путем сорбции в точечных центрах в местах образования;

- частицы сажи в виде дыма с размером до 1 мкм и соотношением C/H=0,125, что соответствует формуле C_8H и структуре частиц, представляющих собой систему кристаллитов из нескольких десятков конденсированных ароматических колец, у которых атомы водорода локализованы на периферии и на поверхности частиц нет свободных валентностей; кристаллиты имеют псевдографитовую упаковку.

Свойства пироуглерода объясняются особенностями строения его кристаллической решетки и структурой отложения. Изучению свойств кристаллической решетки пироуглерода посвящено значительное количество работ [3–5]. Структура отложения пироуглерода, а именно форма, размеры и характер взаимного расположения кристаллов относительно подложки изучены крайне мало. Известно, что при низких температурах пиролиза образуется как сажистый, так и плотный пироуглерод, количество и соотношение которых колеблется в зависимости от химической природы пиролизуемого материала. В некоторых случаях [3] отмечено образование нитевидного пироуглерода. Именно структура отложения во многом влияет на анизотропию физических свойств.

Одной из задач данной работы являлось исследование формирования структуры пироуглеродных пленок, полученных при низкотемпературном (600–1000 °С) пиролизе масляной фазы на поверхности металлических частиц. В качестве масляной фазы стружки использовали промышленное масло И-20А. Углеродные пленки синтезировали в кварцевом реакторе при температуре 600–1000 °С на стружке сталей 45, ШХ15, Х18Н9Т. Толщину полученных пленок измеряли по их оптической плотности на фотоколориметре КФО. Электронно-графические исследования проводили на приборе ЭГ-100М в режиме прямой и наклонной съемки «на просвет». Средние размеры структурных элементов рассчитывали по формулам Уоррена и Селякова-Шеррера. Спектры комбинационного рассеяния снимали на приборе СР с компьютерной приставкой (аргоновый лазер, линия – 514,5 нм, мощность – 200 МВт). Структуру пироуглеродных покрытий изучали рентгенографически на дифрактометре ДРОН-2 на CuK_α -излучении, пористость – адсорбционно-структурным методом. Для адсорбционных исследований использовали порошки, которые получали путем растирания фрагментов углеродного покрытия, осажденного на поверхность металлических пластин тем же способом, что и на стальную стружку.

Визуальный контроль за состоянием поверхности частиц стружки показывает, что процесс разложения масляной фазы в своей начальной стадии сопровождается выделением точечных образований углерода, затем его тонких пленок, а также округлых сферолитоподобных образований, тесно соприкасающихся друг с другом и образующих плотный покров, лишенный пор. С повышением температуры обработки до 850 °С на поверхности металлических частиц преобладает образование тонких пленок. При изучении покрытых пироуглеродом частиц в отраженном поляризованном свете отчетливо выявляется концентрически-слоистая структура пироуглерода. При скрещенных поляризаторах в радиальном направлении сечения наблюдается темный крест, пересекающий концентрические слои с балками, расширяющимися от центра к периферии. При вращении предметного столика со шлифом крест остается неподвижным. Потемнение отдельных концентров происходит неодинаково для различных слоев. На одних слоях образуется отчетливо выраженный темный крест, на других – менее четкий (размазанный), кое-где он вообще отсутствует. Указанные факты свидетельствуют о различной степени упорядоченности в расположении слоев пироуглеродного углерода. В тех случаях, где слои пироуглерода расположены плоскостями (002) строго параллельно поверхности отложения, наблюдается отчетливый черный крест. Когда же слои пироуглерода разориентированы, черный крест не образуется. При промежуточных степенях упорядоченности образуется расплывчатый черный крест. Количество концентрических слоев пироуглерода непостоянно и колеблется от 10 до 260.

В местах изгиба на ребрах пластинок образуются зоны пироуглерода с концентрически-слоистым строением. Здесь при скрещенных поляризаторах полосы затемнения сходятся в центре изгиба слоев и при вращении столика микроскопа вращаются вокруг этого центра. В наружной части изогнутых слоев образуются радиальные трещины, покрытые пироуглеродом структуры типа веточек. При скрещенных поляризаторах каждая часть этой веточки угасает самостоятельно, обнаруживая волнистое угасание, свидетельствующее о сферолитовом строении.

На рентгенограмме пироуглерода, отложившегося на поверхности металлической стружки, обнаружен лишь один размытый пик с максимумом в интервале углов $12^\circ 30' - 12^\circ 40'$, характерный для пироуглерода. Размытость пика свидетельствует о двухмерной упорядоченности структуры, имеющей вид разупорядоченных плоских гексагональных сеток, близких к кристаллической решетке графита и аналогичных по структуре прокаленному антрациту (табл. 3).

Таблица 3. Рентгеноструктурные характеристики углеродных покрытий

Материал покрытия	Кристаллографический индекс d_{002} , нм	Рентгенометрическая плотность $\rho_{\text{рент}}$, г/см ³
Пироуглерод:		
при температуре 600 °С	0,344	2,25
при температуре 800 °С	0,352	2,45
Нефтекокс	0,343	2,24
Сажа	0,387	1,95
Антрацит	0,352	2,14

Интенсивность максимума 002 резко возрастает при наклонной (70°) съемке, что свидетельствует о предпочтительной ориентации сферолитов базисной плоскостью параллельно подложке. Исследование ближнего порядка в пленках показало наличие в них наряду с тригональными тетрагональных типов связывания углеродных атомов, что вытекает из значений средних межатомных расстояний и координационных чисел, полученных из расчета функции радиального распределения атомов (рис. 2): $r_1=1,46-1,58$ Å, $N_1=3,6-3,8$, $r_2=2,50-2,52$ Å, $N_2=9,3-9,5$. Упорядоченность структуры углеродных пленок возрастает с уменьшением содержания масляной фазы, увеличением температуры и отношения «поверхность: объем» реакционного пространства. При этом скорость роста пленки увеличивается в той же последовательности.

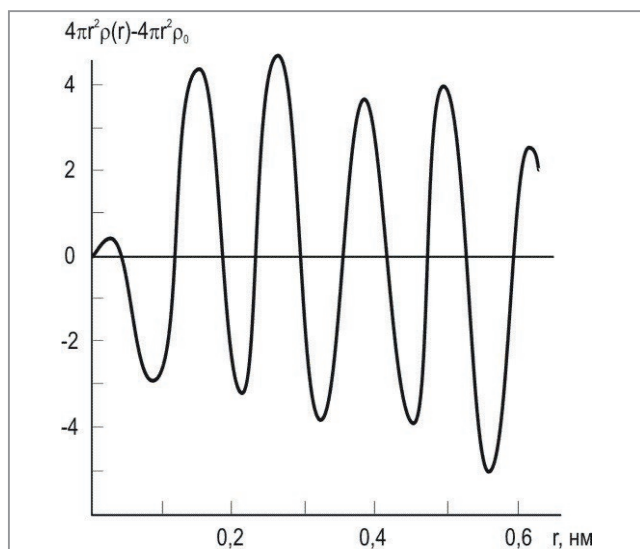


Рис. 2. Интегральная часть функции радиального распределения для пироуглерода, полученного в системе «масло И-20А – стальная стружка» при температуре 600 °С

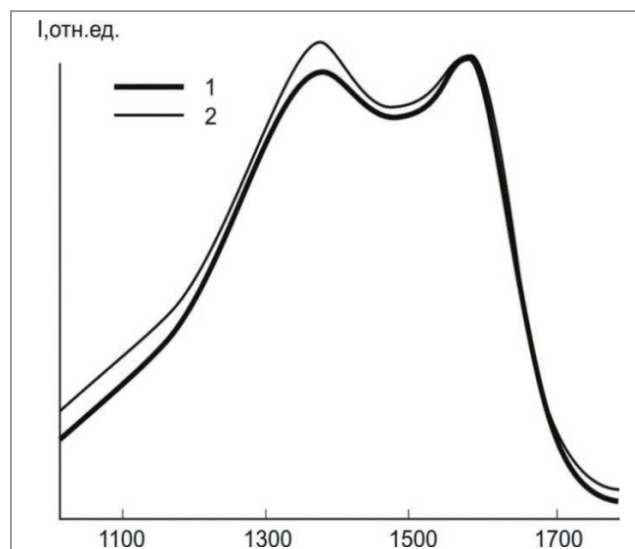


Рис. 3. Спектры комбинационного рассеяния пироуглерода, полученного в системе «масло И-20 – стальная стружка»: 1–600 °С; 2–800 °С

Спектры КР (рис. 3) позволяют характеризовать структуру пироуглеродной пленки как турбостратноаморфную. При увеличении температуры синтеза до 850 °С наблюдается рост высоты и заостренности пика 1350 см⁻¹, что свидетельствует об упорядочении структуры пироуглерода. Отсутствие дополнительных полос поглощения в области 1000–1500 см⁻¹ свидетельствует об относительной чистоте образовавшегося пироуглерода – отсутствии заметных посторонних включений и примесей. Рентгенометрическая плотность пироуглерода колеблется в пределах 2,13–2,19 г/см³, размеры углеродных блоков составляют 32–46 Å. Пироуглерод отличается повышенной твердостью (6,5 по шкале Мооса), незначительной химической активностью, очень низкой, практически нулевой газопроницаемостью.

Изучение пористости полученных пленок показало, что у синтезированных при температуре 600 °С пленок пористость практически отсутствует. С ростом температуры до 850 °С сорбционный объем пор возрастает до 0,02 см³/г. Дальнейшее увеличение температуры до 1000 °С приводит к незначительному увеличению пористости покрытия (0,04 см³/г). Хотя эта величина и небольшая, но она позволяет констатировать, что определяющее влияние на формирование пористости пироуглеродного покрытия оказывает температура. Анализ распределения пор по объемам свидетельствует о развитой пористой структуре синтезированных покрытий, охватывающей интервал размером от единиц до сотен нанометров. Весь интервал можно разделить на три участка: малых пор (с радиусом 3 нм), средних (3–5 нм) и больших (5–80 нм). Если при температуре 850 °С в объеме всех пор преобладают малые поры (до 90%) и очень

небольшое количество средних и крупных пор, то уже при температуре 1000 °С количество малых пор начинает уменьшаться (до 50 %) и увеличивается количество средних и крупных пор (до 50 %).

Максимальный выход пироуглеродных отложений на стружке различных металлов наблюдается при разных температурах. На стружке нержавеющей стали X18H9T и стали ШХ15 наибольший выход получен при температуре 650–850 °С – 8,1 и 5,3 % соответственно. Минимальный выход углеродной фазы отмечен на стружке стали 45 (1,5 %). Термогравиметрический анализ образцов стружки различных металлов показал, что при температуре 580–630 °С снижение массы навески соответствует количеству образовавшихся углеродных отложений. В этой области температур на термограммах наблюдается двойной экзотермический пик, свидетельствующий о частичном окислении пироуглерода.

Таким образом, наибольшей каталитической активностью в процессе пиролиза масла обладает стружка металлов, содержащих никель и хром (нержавеющая сталь X18H9T и сталь ШХ15). Это объясняется и согласуется с механизмом протекания процессов при пиролизе [6], где разная активность металлов обусловлена различными температурными интервалами устойчивости существования карбидных фаз в системах Me-C. Пиролиз масла на металлосодержащих катализаторах протекает через ряд стадий: разложение составляющих масло компонентов до карбидов, диффузия карбида до места роста углеродных структур и дальнейший рост углеродных структур. Установлено, что цементит (Fe_3C) практически не катализирует разложение углеводородов. Катализатор, содержащий никель и железо (нержавеющая сталь X18H9T), показал более высокую активность по сравнению с одним железным катализатором – сталь 45, при этом зависимость выхода углерода от температуры не проходила через максимум. Это может быть связано с тем, что два активных металла взаимодействуют друг с другом с образованием структуры типа интерметаллида, что сопровождается увеличением активности катализатора при 600 °С. Дальнейшее повышение температуры процесса, как правило, приводит к разрушению интерметаллической структуры и снижению активности катализатора.

Результаты исследования структуры пироуглерода, полученного при пиролизе масла на поверхности металлической стружки при температурах 600–1000 °С, показали, что изменение условий термодеструкции сказывается как на степени упорядоченности структуры коксовых отложений, так и на ее природе. В зависимости от температуры нагрева изменяется степень упорядоченности структуры пироуглеродного слоя – от плотного непористого коксового пироуглерода с остатками асфальтенов до коксообразного пироуглерода, обладающего наинизшей степенью двухмерной упорядоченности, близкой к таковой для антрацита [9]. Углерод этой структуры характеризуется наличием гексагональных сеток, объединенных в блоки. Такой пироуглерод занимает промежуточное положение между кристаллическими телами с трехмерной решеткой и безрешеточными аморфными жидкостями. Здесь углерод образует гексагональные плоскости, ориентированные вдоль определенного направления. Структура пироуглерода зависит от каталитических свойств матрицы, так как структура, полученная при температуре 650 °С на поверхности металла, оказалась идентичной структуре, полученной при температуре 850 °С на кварцевой поверхности. Кристаллооптический метод изучения структуры пироуглерода позволил изучить характер взаимного расположения слоев углерода и показал, что они представляют собой преобладание скоплений беспорядочных параллельно-ориентированных гексагональных сеток. Чередование таких слоев приводит к образованию слоистой структуры. Образование визуально наблюдаемых участков на поверхности стружки – островковых пленок пироуглерода сферолитовой структуры можно объяснить осаждением пироуглерода из газовой фазы, образующейся при крекинге масла.

Выводы

1. В результате муфельного нагрева стружко-порошковых дисперсий черных металлов, загрязненных маслами и СОЖ, компоненты жидкой фазы удаляются в следующих интервалах температур: вода – 100–350 °С, летучие фракции масла – 160–350 °С, газообразные продукты возгонки и термодеструкции тяжелых углеводородов – 350–650 °С. Из неорганических примесей (сода кальцинированная, бикарбонат натрия, нитрит натрия, свободная щелочь) после нагрева до 750 °С в металлосмеси присутствует только безводный карбонат натрия. Нагрев сухого металла происходит в интервале температур 650–850 °С.

2. Возгонка масляной фазы в температурном интервале 350–650 °С приводит к образованию защитной углеводородной атмосферы, которая состоит из углеводородов: нафтенно-парафиновые – 45–55 %, легкие ароматические – 5–10, средние ароматические – 20–30, тяжелые ароматические – 3–7 и смолы – 1–3 %. Кольцевой состав ароматических углеводородов представлен нафтеновыми кольцами – 20–30 %, ароматическими кольцами – 2–5, парафиновыми цепями – 70–80 %.

3. Термодеструкция углеводородов протекает по сложному механизму консективных реакций, включающему в себя поликонденсацию, полимеризацию и глубокое уплотнение с постоянным уменьшением содержания водорода, и завершается образованием коксообразного углеродного остатка на поверхности металлических частиц и воздушной взвеси тонкодисперсных частиц сажистого углерода (дыма). В процессе термодеструкции выявлены два типа углеродных образований:

- угольные пленки, адсорбированные на металлической поверхности в виде блестящего слоя, состоящие из массы определенным образом ориентированных микрокристалликов графита и отдельных молекул карбоида, сшитых друг с другом химическими связями. Соотношение $C/H=0,02$ свидетельствует о том, что по сравнению с поликристаллическими графитами такие пленки богаче водородом и формируются путем сорбции в точечных центрах в местах образования;
- частицы сажи в виде дыма с размером частиц до 1 мкм и соотношением $C/H=0,125$, что соответствует формуле C_8H и структуре частиц, представляющих собой систему кристаллитов из нескольких десятков конденсированных ароматических колец, у которых атомы водорода локализованы на периферии и на поверхности частиц нет свободных валентностей. Кристаллиты имеют псевдографитовую упаковку.

4. Изменение условий модифицирования муфельной среды (температура, состав атмосферы) сказывается на степени упорядоченности структуры коксовых отложений – от плотного непористого коксового пироуглерода с остатками асфальтенов до сажистого пироуглерода, обладающего наинизшей степенью двумерной упорядоченности, близкой к таковой для антрацита. Углерод этой структуры характеризуется наличием гексагональных сеток, объединенных в блоки. Такой пироуглерод занимает промежуточное положение между кристаллическими телами с трехмерной решеткой и безрешеточными аморфными жидкостями. Структура пироуглерода слоистая, зависит от каталитических свойств матрицы и представляет собой скопление беспорядочных параллельно-ориентированных гексагональных сеток.

5. Металлическая стружка и неорганические соли за счет своих каталитических свойств сдвигают процесс пиролиза в более низкотемпературную (на 200 °C) область.

6. Химически активные дисперсии черных металлов защищены от окисления как в процессе нагрева, так и на выходе из печи: вначале углеводородным газом плотностью 9,0–13,5 кг/м³, затем пироуглеродным покрытием толщиной 0,1–0,3 мм вплоть до завершения процесса прессования и охлаждения брикета.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дьяконов, О.М. Комплексная переработка стружки и металлосодержащих шламов / О.М. Дьяконов. Минск: Технология, 2012. 262 с.
2. Дорофеев, Ю.Г. Динамическое горячее прессование пористых материалов / Ю.Г. Дорофеев. М.: Наука, 1968. 120 с.
3. Фенелонов, В.Б. Пористый углерод / В.Б. Фенелонов. Новосибирск: ИК СО РАН, 1995. 312 с.
4. Магарил, Р.З. Механизм и кинетика гомогенных термических превращений углеводородов / Р.З. Магарил. М.: Химия, 1970. 224 с.
5. Плавник, Г.М. Рентгенографическое исследование пористой структуры пироуглеродных покрытий, полученных при различных температурах / Г.М. Плавник, Т.Н. Трошкин, Г.Н. Хрусталева // Изв. АН СССР. Сер. хим. наук. 1990. № 5. С. 982–987.
6. Суханов, В.П. Каталитические процессы в нефтепереработке: 3-е изд. / В.П. Суханов. М.: Химия, 1979. 344 с.
7. Буянов, Р.А. Закоксовывание катализаторов / Р.А. Буянов. Новосибирск: Наука, Сиб. отд., 1983. 207 с.
8. Красюков, А.Ф. Нефтяной кокс / А.Ф. Красюков. М.: Химия, 1966. 264 с.
9. Камьянов, В.Ф. Исследование структуры нефтяных асфальтенов и продуктов их озонолиза / В.Ф. Камьянов [и др.] // Нефтехимия. М.: Наука, 1978. Т. 18. № 1. С. 138–144.
10. Магарил, Р.З. Теоретические основы химических процессов переработки нефти / Р.З. Магарил. М.: Химия, 1976. 312 с.
11. Смидович, Е.В. Технология переработки нефти и газа. Крекинг нефтяного сырья и переработка углеводородных газов: 3-е изд. / Е.В. Смидович. М.: Химия, 1980. 328 с.

REFERENCES

1. D'yakonov O.M. *Kompleksnaya pererabotka struzhki i metallosoderzhashih shlamov* [Integrated processing of shavings and metal-containing sludge]. Minsk, Tehnologija Publ., 2012, 262 p.
2. Dorofeev Ju.G. *Dinamicheskoe gorjachee pressovanie poristyh materialov* [Dynamic hot pressing of porous materials]. Moscow, Nauka Publ., 1968, 120 p.
3. Fenelonov V.B. *Poristyj uglerod* [Porous carbon]. Novosibirsk, IK SO RAN Publ., 1995, 312 p.
4. Magaril R.Z. *Mehanizm i kinetika gomogennyh termicheskikh prevrashhenij uglevodorodov* [Mechanism and kinetics of homogeneous thermal transformations of hydrocarbons]. Moscow, Himija Publ., 1970, 224 p.
5. Plavnik G.M., Troshkin T.N., Hrustaleva G.N. *Rentgenograficheskoe issledovanie poristoj struktury pirouglerodnyh pokrytij, poluchennyh pri razlichnyh temperaturah* [X-ray study of the porous structure of pyrocarbon coatings obtained at different temperatures]. *Izvestija AN SSSR: Ser. him. nauk = Izvestia of the USSR Academy of Sciences*, 1990, no.5, pp. 982–987.

6. **Suhanov V.P.** *Kataliticheskie processy v neftepererabotke* [Catalytic processes in oil refining]. Moscow, Himija Publ., 1979, 344 p.
7. **Bujanov R.A.** *Zakoksovyvanie katalizatorov* [Coking of catalysts]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1983, 207p.
8. **Krasjukov A.F.** *Neftjanoy koks* [Petroleum coke]. Moscow, Himija Publ., 1966, 264 p.
9. **Kam'janov V.F.** Issledovanie struktury neftjanyh asfal'tenov i produktov ih ozonoliza [Study of the structure of petroleum asphaltenes and products of their ozonolysis]. *Neftehimija = Petrochemistry*, Moscow, Nauka Publ., 1978, vol.18, no.1, pp.138–144.
10. **Magaril R.Z.** *Teoreticheskie osnovy himicheskikh processov pererabotki nefti* [Theoretical foundations of chemical processes of oil refining]. Moscow, Himija Publ., 1976, 312 p.
11. **Smidovich E.V.** *Tehnologija pererabotki nefti i gaza. Kreking neftjanogo syr'ja i pererabotka uglevodorodnyh gazov* [Oil and gas processing technology. Cracking of crude oil and processing of hydrocarbon gases]. Moscow, Himija Publ., 1980, 328 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-90-105>
УДК 55.09.43

Поступила 20.09.2021
Received 20.09.2021

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПОЛУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ПОКРЫТИЙ И ИЗДЕЛИЙ АДДИТИВНЫМИ МЕТОДАМИ

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, А. С. ФЕДОСЕНКО, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43. E-mail: fedosenkoas@tut.by
Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси,
г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: maruko46@mail.ru

Установлены закономерности формирования порошков на основе железа и никеля, получаемых методом реакционного механического легирования и предназначенных для нанесения газотермических покрытий, а также изготовления изделий послойным синтезом. Исследованы структура, фазовый состав и свойства синтезируемых порошков. Порошки состоят из частиц размером 20–70 мкм, отличаются субмикроструктурным типом структуры основы и неравновесным фазовым составом. Газотермические покрытия из них обладают комплексом свойств, существенно превосходящих получаемые из серийно выпускаемых материалов. Диаметр зерен материала, полученного методом СЛС из синтезированного порошка, по сравнению с произведенным из порошка стали 316L в 1,5–2,0 раза меньше, а жаропрочность выше.

Ключевые слова. Реакционное механическое легирование, аддитивные технологии, механически легированные порошки, фазовый состав, металлические порошки, микроструктура, твердость, жаропрочность.

Для цитирования. Ловшенко, Ф. Г. Теоретические и технологические аспекты получения механически легированных порошков для производства покрытий и изделий аддитивными методами / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко, Е. И. Марукович // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 90–105. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-90-105>.

THEORETICAL AND TECHNOLOGICAL ASPECTS OF PRODUCTION MECHANICALLY ALLOYED POWDERS FOR THE PRODUCTION OF COATINGS AND PRODUCTS BY ADDITIVE METHODS

F. G. LOVSHENKO, A. S. FEDOSENKO, Belarusian-Russian University,
Mogilev, Belarus, 43, Mira ave. E-mail: fedosenkoas@tut.by
E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus,
Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: maruko46@mail.ru

The established regularities of the formation of powders based on iron and nickel, obtained by the method of mechanical alloying and intended for the deposition of thermal spraying coatings, as well as the manufacture of products by layer-by-layer synthesis. The structure, phase composition and properties of materials are investigated. Powders consist of particles with a size of 20–70 microns, differ in the submicrocrystalline type structures, and nonequilibrium phase composition. Thermal spray coatings made of them have a set of properties that significantly exceed the properties of coatings made of commercially available materials. The diameter of the grains of the material obtained by the SLM method from the synthesized powder is 1.5–2.0 times smaller than that produced from the powder of 316L steel, and the heat resistance is higher.

Keywords. Reaction mechanical alloying, additive technologies, mechanically alloyed powders, phase composition, metal powders, microstructure, hardness, heat resistance.

For citation. Lovshenko F. G., Fedosenko A. S., Marukovich E. I. Theoretical and technological aspects of production mechanically alloyed powders for the production of coatings and products by additive methods. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 90–105. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-90-105>.

Введение

Основным отличием аддитивных технологий от традиционных, широко применяемых в машиностроении, является то, что получение трехмерного изделия происходит не удалением от исходной заготовки избыточного материала, а его послойным нанесением. Процесс реализуется по предварительно

разработанной трехмерной цифровой модели. Исходя из первой части определения, теоретической основой формирования фазового состава структуры и свойств материала при реализации аддитивной технологии в классическом (вышеприведенном) варианте в той или иной мере являются процессы, протекающие при наплавке и напылении, получившие широкое применение в машиностроении для упрочнения и восстановления деталей.

Как следует из анализа литературных данных [1, 2], до недавнего времени основным направлением таких технологий являлось производство прототипов из полимеров, например, сложных моделей реальных деталей, получаемых литьем. На современном этапе развития аддитивное производство достигло уровня, позволяющего осуществлять выпуск полноценных изделий из большинства конструкционных сплавов, применяемых в промышленности. Потенциал данной отрасли к 2030 г. оценивается в 50 млрд. долл. США. Предполагается, что к 2044 г. этот показатель достигнет 100 млрд. долл. [3]. Лидерами по уровню развития и внедрения аддитивных технологий в производство являются США, Япония и ведущие европейские страны. Российское участие оценивается в 1,3 % от общего объема. Беларусь на рынке аддитивных технологий известна небольшими партиями промышленных принтеров для производства изделий из полимерных материалов. Главным преимуществом данного способа производства является создание сложных и единичных деталей, минуя дорогостоящие и трудоемкие стадии проектирования и изготовления сложного оборудования, инструментов и приспособлений. По динамике и объемам внедрения аддитивных технологий основными отраслями являются автомобилестроение, энергетика, авиа-, ракето-, судостроение, медицина и общее машиностроение. При этом особое место занимают изделия, работающие в жестких температурно-силовых условиях и определяющие ресурс эксплуатации ответственных узлов авиационных и ракетных двигателей, а также энергетических турбин. По прогнозам в ближайшее десятилетие до 50 % всех деталей этих установок будут изготавливаться с помощью аддитивных технологий. Одним из основных свойств, которым должны обладать материалы для этих изделий, является высокая жаропрочность. Среди материалов, используемых в настоящее время для изготовления изделий методами АТ, основное место занимают классические порошки сталей, основной объем которых приходится на нержавеющие [4–8]. Последние позволяют получать изделия, сочетающие высокую температуру плавления, жаростойкость и коррозионную стойкость. Среди этой группы материалов наиболее часто используют сталь 12Х18Н10 или близкие к ней по химическому составу аналоги [9–11]. При этом стальные изделия независимо от их состава, полученные методом селективного лазерного сплавления, по жаропрочности и большинстве случаев прочности существенно уступают произведенным по классическим технологиям. Одним из эффективных способов решения проблемы является применение механически легированных композиционных жаропрочных порошков [12–14].

Цель данной работы – обобщив и существенно дополнив результаты ранее опубликованных исследований, установить основные закономерности формирования фазового состава, структуры, свойств механически легированных композиционных порошков и изделий из них, получаемых аддитивными технологиями.

Методика проведения эксперимента

Предметом исследования являлся широкий ряд железных и никелевых сплавов. Базовыми для разработки материалов служили системы «Fe-C», «Fe-Al», «Fe-Cr-C», «Fe-Cr-Ni-C», «Ni-Al», «Ni-Cr», «Ni-Cr-Al». Основными исходными компонентами для их производства являлись классические, промышленно-выпускаемые порошки ПЖ2М2, ПХ30, ПНК-ОНТ2, ПА4, а также технически чистые порошки Cr, Mo, V, MoO₃, Ni₂O₃, Fe₂O₃ и др. В качестве поставщика углерода служил порошок белого чугуна (БЧ).

Химический состав и условное обозначение исследованных композиций примерно соответствовали классическим сплавам на основе железа – 40Х13, Х, Х3, Х6, Х9, Х3-ДУ 3(1), 15Х2Н4, 15Х11МФ, 12Х18Н10, 12Х18Н10-ДУ 3(1), ЖА30, ЖА30-ДУ 1(5) и никеля – Ni-ДУ, ПН95Ю5, Н90Ю10, ПН85Ю15, ПН84Ю8-ДУ 3(5), ПН90Ю10-ДУ 1(6), ПХ20Н80, Х20Н65Ю10М5-ДУ 3(5).

При расчете химического состава учитывали кислород и углерод, содержащиеся в количестве 0,2 % каждый в исходных порошках железа и никеля, являющихся основными компонентами шихты. С целью повышения физико-механических и эксплуатационных свойств газотермических покрытий, включающих твердость, износостойкость и жаропрочность, в ряд исследуемых композиций на основе систем «Fe-Al», «Ni-Al», «Fe-Cr-Ni-C» дополнительно вводили Al и один из оксидов Ni₂O₃, Fe₂O₃, MoO₃, выполняющие роль поставщика кислорода. Одним из продуктов механически и/или термически активируемого взаимодействия между этими компонентами являются наноразмерные частицы Al₂O₃,

вызывающие дисперсное упрочнение материала основы и обеспечивающие его жаропрочность. В данной работе максимальное расчетное количество Al_2O_3 достигало 6 мас. %, превышение которого, согласно результатам ранее выполненных исследований, не оказывает положительного влияния на свойства покрытий. В композициях системы «Fe–Cr–C» дисперсное упрочнение обуславливалось формирующимися в процессе реализации технологии наноразмерными частицами карбидов и оксидов хрома. Источником кислорода, необходимого для образования последних, являлись оксиды железа, содержащиеся в исходном порошке ПЖ2М2. Следует подчеркнуть, что поскольку в исходных порошках ПЖ2М2 и ПНК-ОНТ2 присутствуют примеси кислорода и углерода, а в композициях на их основе содержатся металлы (Al и/или Cr), имеющие высокое сродство к кислороду, все разрабатываемые материалы должны быть дисперсно-упрочненными. Однако в работе к этой группе условно отнесены лишь те, в которые дополнительно вводили алюминий и легирующие оксиды, необходимые для синтеза основной упрочняющей фазы – Al_2O_3 . В обозначении материалов, например ЖА30-ДУ 1(5), первая группа букв и цифр – ЖА30 – показывает состав основы композиции, первая цифра после ДУ – вводимый оксид (1 – Fe_2O_3 ; 2 – Ni_2O_3 ; 3 – MoO_3), а цифра в скобках – расчетное содержание в разрабатываемом композиционном порошке оксида алюминия Al_2O_3 . При этом исходили из того, что для образования 1 г оксида алюминия Al_2O_3 требуется Al (0,53 г) и один из оксидов Fe_2O_3 (1,57 г), Ni_2O_3 (1,63 г), MoO_3 (1,41 г). Верхняя граница содержания реагирующих компонентов в композициях выбиралась исходя из основных положений теории создания дисперсно-упрочненных материалов [15–18] с учетом технологических требований, предъявляемых к порошкам для получения материалов (изделий) аддитивными технологиями (средний размер частиц и текучесть), и условий безопасной реализации процесса механосинтеза [19]. Анализ результатов показал, что для реализации аддитивных технологий, включая и получение покрытий на основе железа и никеля, наиболее эффективно использование механически легированных порошков с формой частиц, близкой к равноосной. При этом размер их должен находиться в пределах 20–80 мкм.

Механическое легирование осуществляли в механореакторе – энергонапряженной вибромельнице с четырьмя рабочими камерами объемом 1 дм³ каждая.

Синтезированные по технологии реакционного механического легирования композиционные порошки подвергали отжигу при температурах выше $0,3T_{\text{пл основы}}$.

В работе реализованы два вида аддитивных технологий. Результатом первой являлись покрытия, полученные плазменным напылением приведенных выше механически легированных композиционных порошков. В этом случае процесс осуществляли с использованием дугового плазмотрона оригинальной конструкции (аналог ПУН-1), работающего на воздушно-пропановой плазмообразующей смеси от источника питания для воздушно-плазменной резки марки АПР-404. Параметры процесса: сила тока – 250–260 А, напряжение на дуге – 170–180 В, соотношение воздух/пропан – стехиометрическое, скорость плазмы (дозвуковая) – 1300–1500 м/с, скорость частиц напыляемого порошка – 80–100 м/с, расход порошка – 5–7 кг/ч.

Во втором случае образцы размером 10×10×5 мм получали послойной печатью методом селективного лазерного сплавления на промышленном принтере модели EP-M250 (Shining 3D). Толщина слоя составляла 30 мкм. В качестве защитной среды использовали азот. Исследование выполнено на материалах, полученных из порошков двух близких по химическому составу сталей аустенитного класса – серийно выпускаемого 316 L и опытного, механически легированного 12X18H10.

Для комплексного исследования процесса формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных порошков и «изделий» на всех технологических стадиях их получения применяли стандартные приборы и методы исследования: металлографический, электронно-микроскопический, атомно-силовой, фрактографический, рентгеноструктурный, микрорентгеноспектральный, химический, хромотографический, термогравиметрический и др.

Металлографический анализ проводили на световых «Unimet» (Япония), «Reichert» (Австрия) и сканирующем электронном микроскопе «Tescan VEGA II SBH» (Чехия). Исследование элементного состава осуществляли на сканирующем электронном микроскопе «Tescan VEGA II SBH» (Чехия). Структуру и фазовый состав материалов изучали на просвечивающих электронных микроскопах «ЭМ-125», «ЭМ-125К» и «Tesla BS-540». Для описания тонкой структуры определяли фазовый состав, объемную долю фаз, размер зерен и субзерен, плотность дислокаций, состояние границ зерен.

Измерение и анализ микро- и субмикрорельефа поверхностей образцов проводили с помощью атомно-силового микроскопа «NT-206» (Беларусь) с использованием специализированного программного обеспечения «SurfaceScan».

Рентгеноструктурный анализ осуществляли на дифрактометре ДРОН-3 с применением монохроматизированного $\text{Co}_{K\alpha}$ - и $\text{Cu}_{K\alpha}$ -излучения. Для расчета параметров тонкой структуры использовали специальный пакет программ гармонического анализа профиля рентгеновской линии (ГАРФЛ).

Ситовой анализ осуществляли с помощью следующего набора сит: 0,040, 0,063, 0,071, 0,100, 0,200, 0,250, 0,315, 0,400, 0,500. Разделение по фракциям проводили на машине для сухого просеивания «NTS-1».

Испытания покрытий на износ проводили на модернизированной машине СМТ-1, оснащенной SCKD-системой для компьютерной обработки данных в условиях трения скольжения в минеральном масле с добавкой абразива Al_2O_3 (корунд) фракции 10 мкм в количестве 10 об%. Контртелом служил диск диаметром 45 мм и толщиной 10 мм из стали ШХ15, подвергнутый закалке и низкому отпуску (HRC62). К образцу площадью 2 см² прикладывали нагрузку, равную 120 Н. Скорость вращения контртела – 500 об/мин, путь испытания – 2 119,5 м.

Результаты исследования и их обсуждение

Механическое легирование. С целью оптимизации процесса на первом этапе исследовали влияние основных технологических факторов обработки шихты в механореакторе, включающих время обработки (τ), ускорение рабочих тел (a_n), степень заполнения помольной камеры рабочими телами (ε), отношение объемов рабочих тел и шихты (k) на средний размер и твердость композиционных порошков. Значения факторов варьировали в следующих пределах: τ – 4–12 ч; a_n – 120–160 м·с⁻²; ε – 50–90%; отношение объемов рабочих тел (шаров) и шихты k – 6–14. Оптимизацию технологии получения механически легированных порошков осуществляли методом однофакторного эксперимента. Параметрами оптимизации являлись твердости и средний размер частиц механически легированных порошков. Установлено [15], что состав композиций, включая и основу (железо или никель), не оказывает влияния на качественный характер изменения исследуемых параметров в зависимости от технологических факторов реализации процесса, что указывает на универсальный характер выявленных закономерностей. При этом зависимости твердости и среднего размера механически легированных композиционных порошков от технологических факторов во всех случаях носят противоположный характер. Во всех системах влияние основных технологических факторов обработки шихты в механореакторе на параметры оптимизации близки к приведенным в качестве примера для композиций «Fe-Cr-C» (X9) и «Fe-Cr-Ni-Al-MoO₃» (12X18H10-ДУ) (рис. 1–4).

Изменения твердости механически легированных материалов от таких факторов обработки в механореакторе, как ускорение рабочих тел a_n и степени заполнения помольной камеры рабочими телами ε , определяющих энергонапряженность режима обработки, описываются кривыми с максимумом. Повышение их до значений, увеличивающих энергонапряженность процесса до 0,15–0,20 Дж/г, приводит к линейному возрастанию этого параметра, обусловленному более полным протеканием механохимических превращений, включающих как структурные, так и фазовые. Оптимальные значения a_n , ε , обеспечивающие максимальную твердость механически легированных композиционных частиц, мало зависят от состава композиции и находятся в интервале 140–150 м·с⁻² и 70–80 % соответственно. При обработке по вышеприведенному режиму средняя частота силового воздействия на 1 мм² помольной камеры составляла 2,6 с⁻¹. В этом случае среднее и максимальное значения нормальной составляющей его достигали 7 и 20 МПа соответственно, а у тангенциальной – 5 и 13 МПа. Дальнейшее увеличение a_n , вызывающее аномальное повышение среднего значения нормальной составляющей ударного нагружения примерно в 1,5 раза и снижение его частоты примерно в 2–3 раза, приводит к нарушению процесса механического легирования. Снижение скорости механохимических превращений, негативно влияющее на твердость, при заполнении помольной камеры рабочими телами более 85 % обусловлено самоторможением загрузки и малым расстоянием свободного пробега перед столкновением элементов загрузки между собой или стенками помольной камеры [12]. Зависимость твердости от отношения объемов рабочих тел и шихты и продолжительности обработки в механореакторе близка к параболической. Следует отметить, что оптимальные значения технологических факторов механического легирования, обеспечивающие максимальную твердость композиционных порошков на основе железа и никеля, перспективных и наиболее широко применяемых для производства конструкционных изделий [12] и газотермических покрытий независимо от их состава, примерно одинаковы и находятся в пределах: a_n = 135–145 м·с⁻², k = 10–12, ε = 75–80 %, τ = 8–10 ч. В связи с этим дальнейшие исследования проводили на материалах, полученных обработкой шихты в механореакторе при a_n = 145 м·с⁻², k = 10, ε = 75 %, τ = 8 ч.

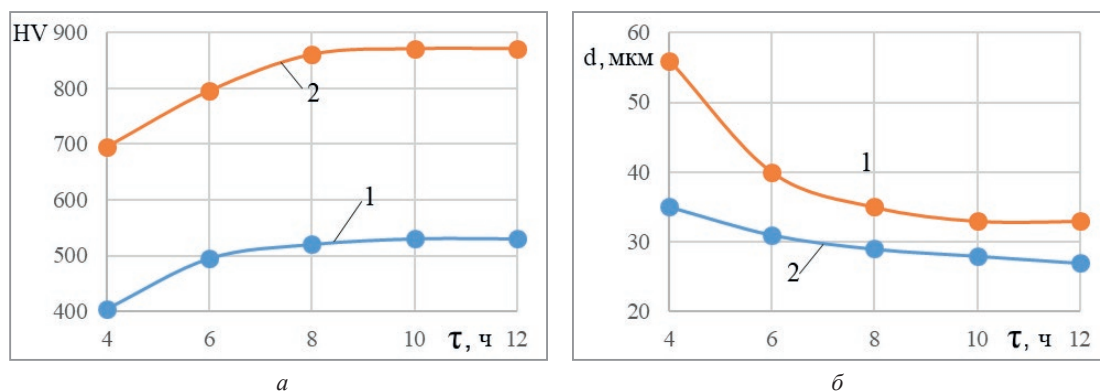


Рис. 1. Зависимость твердости (а) и среднего размера гранул (б) механически легированных порошков от времени обработки композиции в механореакторе: 1–12Х18Н10-ДУ; 2 – Х9

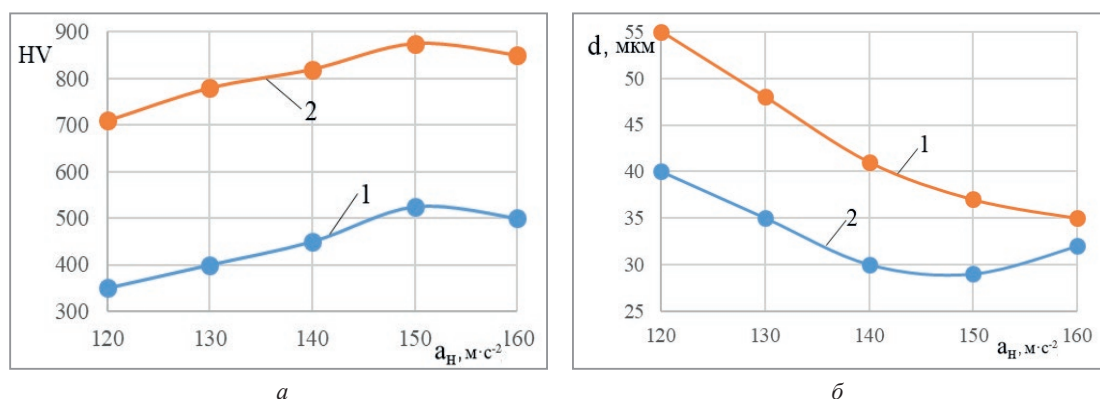


Рис. 2. Зависимость твердости (а) и среднего размера гранул (б) механически легированных порошков от ускорения рабочих тел при обработке композиции в механореакторе: 1–12Х18Н10-ДУ; 2 – Х9

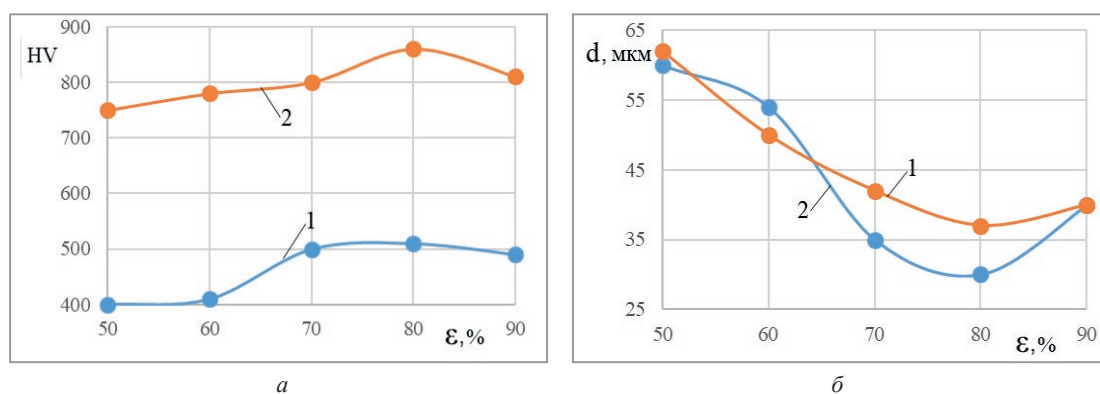


Рис. 3. Зависимость твердости (а) и среднего размера гранул (б) механически легированных порошков от степени заполнения помольной камеры рабочими телами: 1–12Х18Н10-ДУ; 2 – Х9

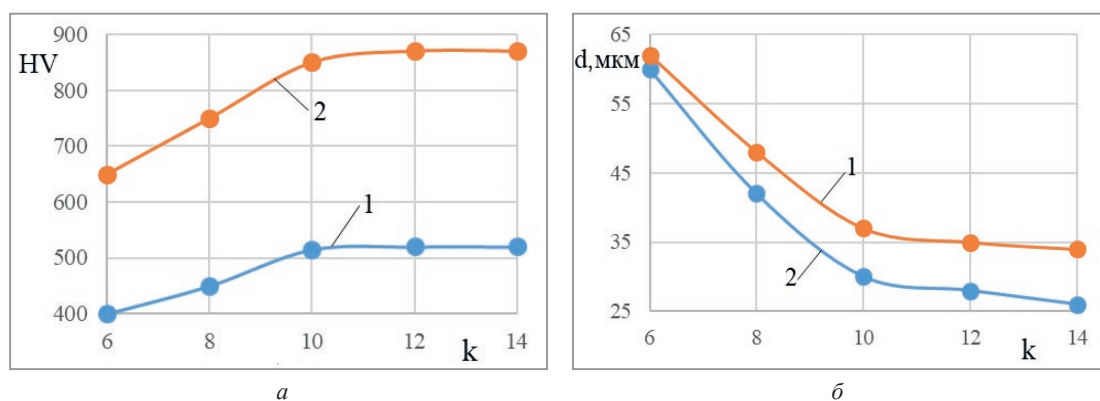


Рис. 4. Зависимость твердости (а) и среднего размера гранул (б) механически легированных порошков от отношения объемов рабочих тел и шихты: 1–12Х18Н10-ДУ; 2 – Х9

При изучении кинетики формирования композиционных порошков продолжительность механического легирования изменялась в пределах 1–10 ч. Формирование композиционных частиц при обработке порошковых смесей в механореакторе обусловлено параллельно протекающими процессами разрушения частиц и сварки осколков [12–14, 16–18, 20, 21]. Первый процесс определяется скоростью накопления дефектов кристаллического строения, возникающих при пластической деформации частиц, а также масштабным фактором [22–24]. При этом с увеличением частоты силового воздействия размалывающих тел на обрабатываемую композицию вероятность разрушения частиц возрастает.

Параллельно с разрушением частиц в результате адгезии протекают процессы агломерации и грануляции. Адгезия частиц обусловлена в основном ван-дер-ваальсовыми и электростатическими силами и получает развитие, прежде всего, при контакте свежих поверхностей [25, 26]. При ударном воздействии размалывающих тел в агломерированной композиции происходит сварка, сопровождающаяся взаимодиффузией и химическим взаимодействием между компонентами. В результате многократного повторяющегося разрушения и сварки формируется гранулированная композиция, в которой исходные компоненты и продукты их взаимодействия связаны и равномерно распределены между собой. Соотношение между скоростями измельчения и грануляции зависит от суммарного воздействия ряда взаимосвязанных процессов, выделить количественный вклад каждого из которых практически невозможно. Комплексными факторами, определяющими их протекание, являются природа обрабатываемых материалов и энергонапряженность режима обработки.

Во всех исследованных системах на начальном этапе обработки, продолжительность которого составляет 1–3 ч, исходная, как правило, осколочная форма порошков изменяется на игольчатую (пластинчатую) (рис. 5). При этом объемная масса шихты имеет минимальное значение (рис. 6).

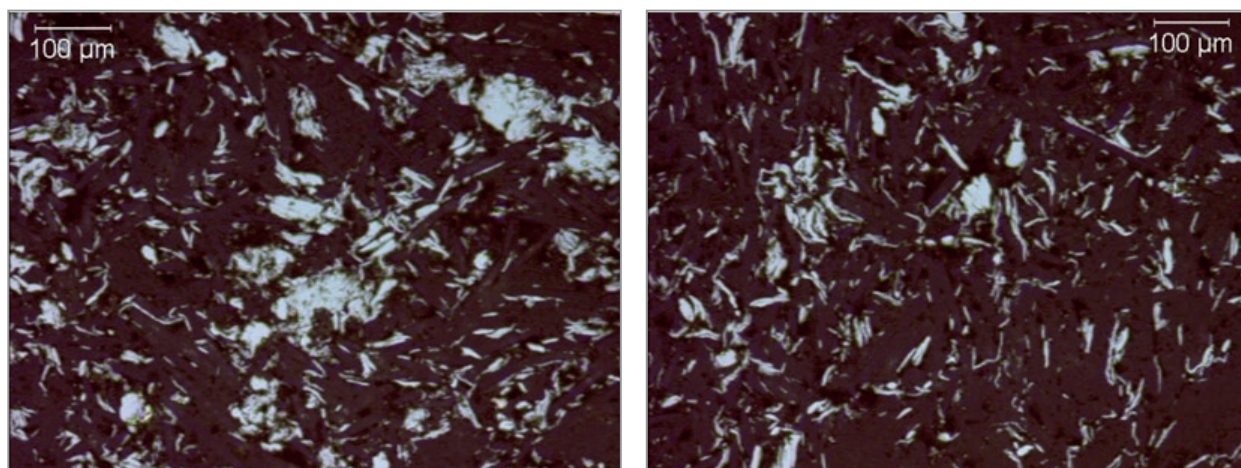


Рис. 5. Форма и размер частиц порошковых композиций, подвергнутых обработке в механореакторе в течение 2 ч

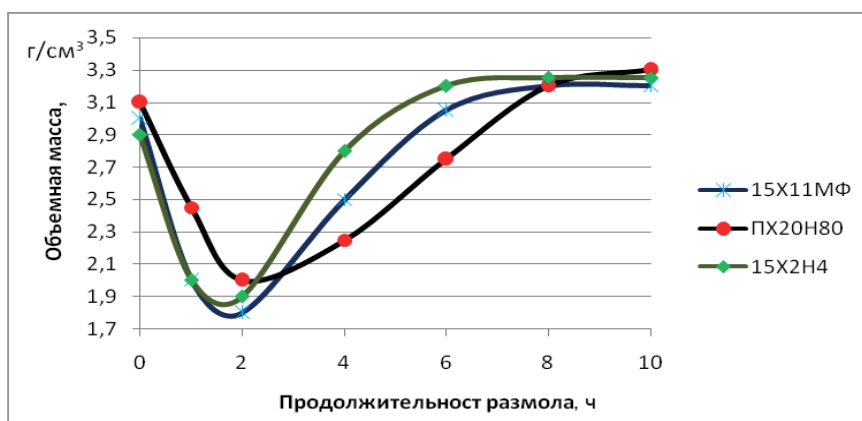


Рис. 6. Зависимость объемной массы композиции от продолжительности обработки в механореакторе

Дальнейшая обработка вызывает измельчение пластинок и формирование частиц осколочного типа размером менее 5–10 мкм с последующей их агломерацией и сваркой, что приводит к образованию гранулированной композиции с осколочной формой частиц. Основным механизмом роста гранул является

«наваривание» на них мелких осколков, как правило, чешуйчатой формы. Динамическое равновесие между процессами разрушения и сварки композиционных частиц наступает после механического легирования в течение 6–7 ч. Дальнейшая обработка в механореакторе принципиально не влияет на размер частиц, но способствует их «сфероидизации». Объемная масса композиций при этом не изменяется (рис. 6). В то же время при механическом легировании свыше 8 ч получает некоторое развитие собирательная грануляция. Последняя приводит к формированию относительно «крупных» композиционных частиц, образующихся путем сварки нескольких. Величина их, как правило, в 2–3 раза превышает средний размер гранул, а массовая или объемная доля может достигать 5 %.

В работе проведена оценка соответствия гранулометрического состава разработанных механически легированных композиционных порошков на основе железа и никеля требованиям, предъявляемым к материалам для получения изделий аддитивными технологиями. Для этой цели использовали ситовой анализ, по результатам которого были получены дифференциальные кривые распределения частиц механически легированного порошка по размерам, характерный вид которых приведен на рис. 7. Функцией служила величина $F(d)$, определяемая из выражения $F(d) = \Delta m/m \cdot \Delta d$, где m – общая масса анализируемого порошка; m – масса порошка на сите; Δd – разность размера ячеек сит, следующих друг за другом.

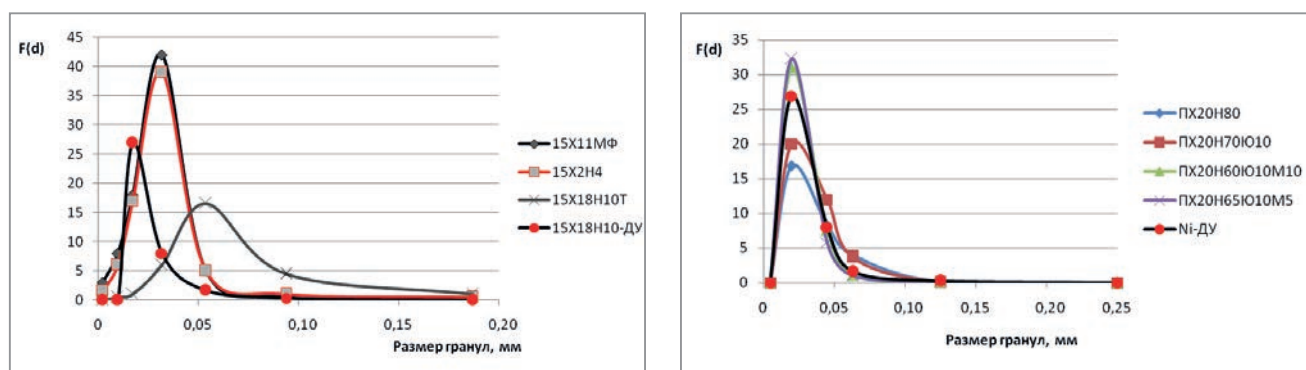


Рис. 7. Распределение по размеру гранул механически легированных композиций на основе железа и никеля

Согласно **гранулометрическому анализу**, в приведенных выше механически легированных системах суммарная масса частиц с оптимальным для реализации аддитивных технологий размером, находящимся в пределах 20–80 мкм, составляет более 60 % от общей массы.

Следует отметить, что после обработки шихты в механореакторе по оптимальному режиму композиционные частицы порошка имеют форму, близкую к равноосной (рис. 8).

Это обеспечивает их высокую текучесть, что подтверждается низким значением угла естественного откоса порошка, которое не превышает 35° (рис. 9).

Таким образом, по размеру и форме механически легированные композиционные частицы соответствуют требованиям, предъявляемым к порошкам для получения покрытий и изделий аддитивными технологиями.

Кинетика изменения параметров тонкой структуры основы металлических материалов при механическом легировании, включающих плотность дислокаций (ρ), размер ОКР, искажение кристаллической решетки ($\Delta a/a$), распределение ОСМД по сечению кристаллов, не зависит от их состава, что указывает на одинаковый механизм ее формирования. При этом термодинамический фактор не оказывает заметного влияния на структуру основы. Во всех случаях протекают процессы, характерные для динамических рекристаллизации и возврата [12–14]. На начальной стадии размола в частицах происходит увеличение дефектности кристаллического строения. В течение 1–2 ч обработки в механореакторе плотность дислокаций повышается до значений 10^{12} – 10^{13} см⁻². Достигнув критической величины, они перестраиваются, вызывая фрагментацию зерен основы. С увеличением степени деформации размер фрагментов уменьшается, а угол разориентировки между ними возрастает. Границы между фрагментами становятся большеугловыми, что приводит к измельчению кристаллитов (зерен) основы до значений, не превышающих 0,1 мкм. Следует отметить, что после механического легирования в течение 3–4 ч плотность дислокаций уменьшается до 10^{10} – 10^{11} см⁻², сохраняясь при дальнейшей обработке композиций в механореакторе без изменений. Распределение ОСМД по сечению кристаллов описывается степенной моделью, указывающей, что основным местом расположения дислокаций являются границы зерен и субзерен. Значение ОСМД находится в пределах $(2\text{--}3) \cdot 10^{-3}$, а размер ОКР не превышает 20 нм.

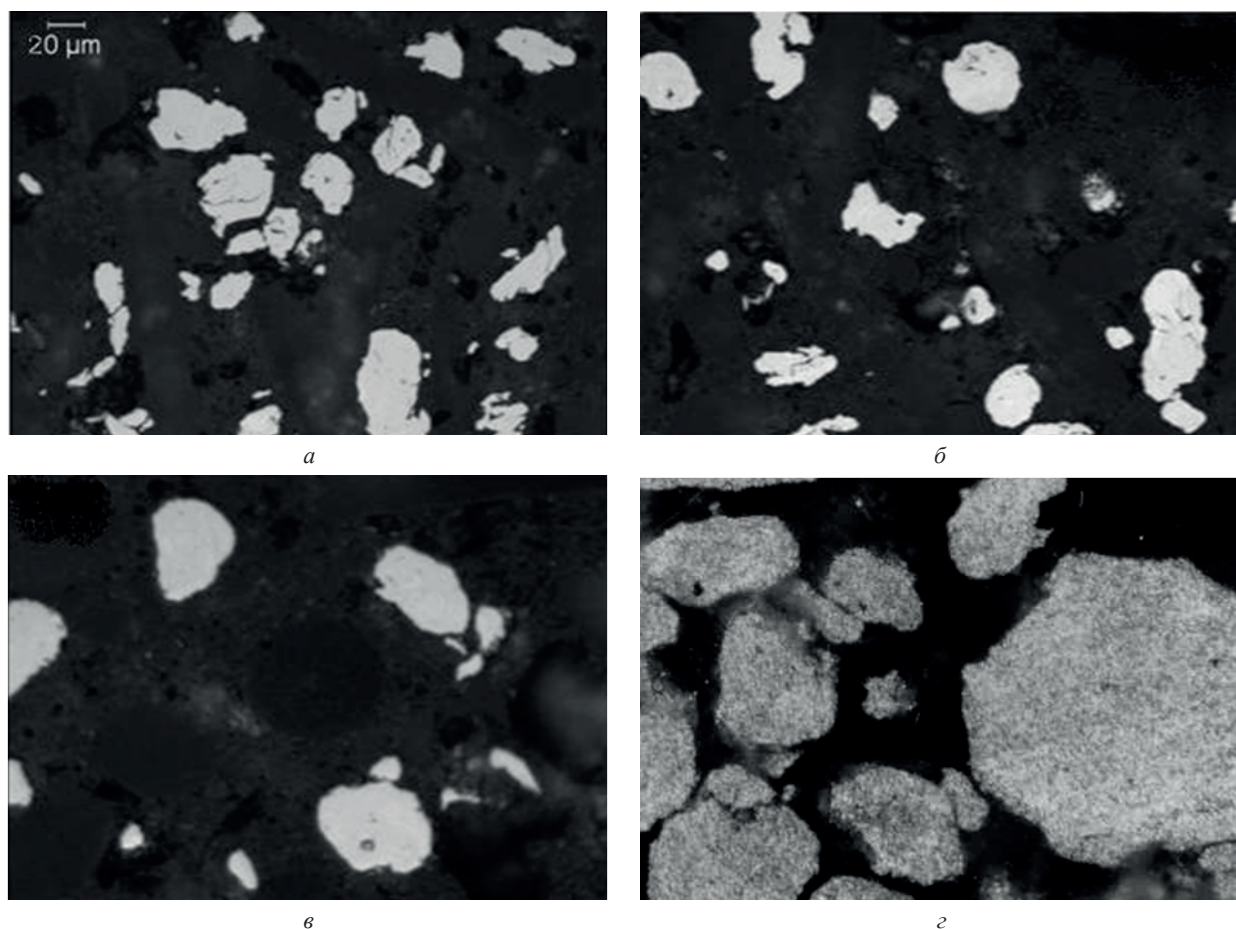


Рис. 8. Форма и размер гранул механически легированных (б ч) композиций на основе железа: а – 15X11МФ; б – 15X2Н4; в – 12X18Н10-ДУ; 12X18Н10; а–в – нетравленные; г – после травления



Рис. 9. Свободно насыпанный порошок

Многokrатно повторяющиеся процессы интенсивной пластической деформации, разрушения частиц и сварки осколков, имеющие место при обработке шихты в механореакторе, активируют диффузии компонентов и взаимодействие между ними, что приводит к формированию гранулированной композиции, гомогенной на наноуровне по составу (рис. 10, 11).

Субмикрoкристаллический тип структуры механически легированных композиционных частиц с размером зерен ≤ 100 нм и субзерен ≤ 50 нм, характеризующийся большой протяженностью поверхности раздела между компонентами, способствует образованию центров кристаллизации новых фаз и ускоряет процесс их формирования [12–14]. При обработке шихты в механореакторе получают развитие механически активируемые фазовые превращения, уменьшающие свободную энергию систем. В зависимости от исходного состава композиции продуктом их являются соединения различного типа – твердые растворы, интерметаллиды, оксиды, карбиды (табл. 1) с размером частиц, в большинстве случаев рентгеноаморфных кластеров, не превышающем 10 нм.

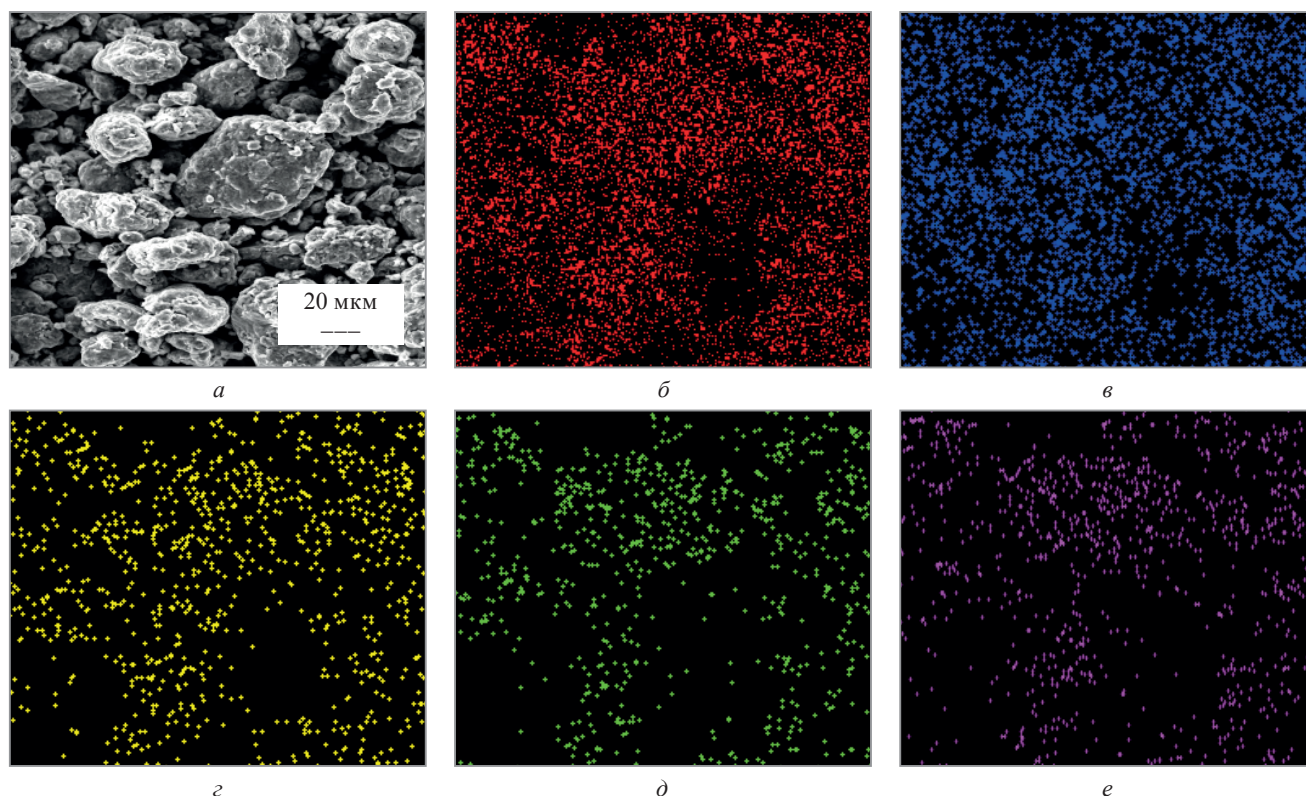


Рис. 10. Топография поверхности частиц порошка 12X18H10-ДУ 1(6) (СЭМ) (а) и распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в них: б – Fe; в – Cr; г – Ni; д – Al; е – O

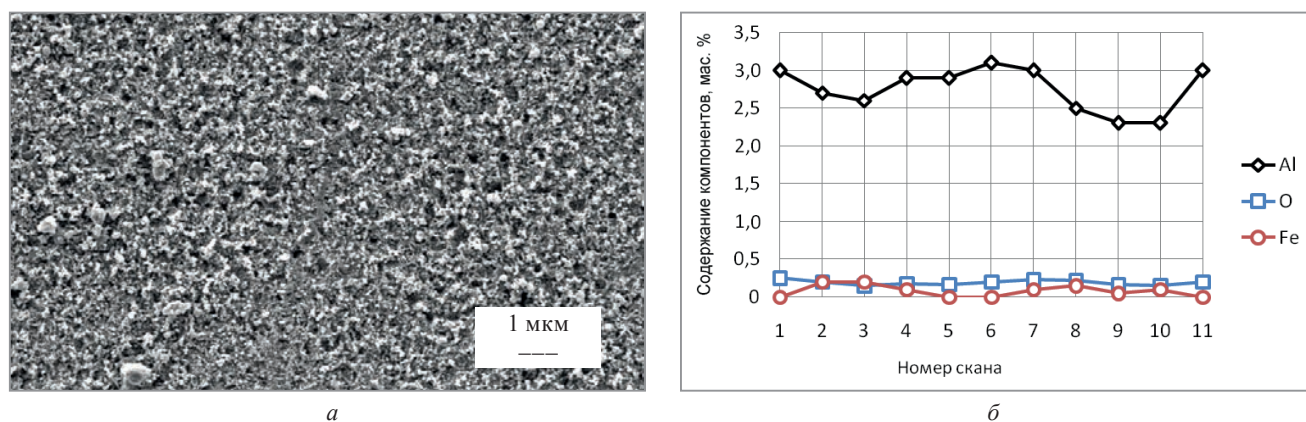


Рис. 11. Микроструктура (а) и распределение элементов в гранулированной композиции Ni–Al (3 %) при сканировании по линии (б) (СЭМ)

Таблица 1. Фазовый состав многокомпонентных механически легированных порошков

Обозначение	Фазовый состав		
	равновесный	механически легированных порошков	механически легированных порошков, подвергнутых термообработке ($T = 0,9T_{пл.}$)
40X13	$\text{Fe}_\alpha(\text{Cr})$, Cr_7C_3	Fe_α , $\text{Fe}_\alpha(\text{C})$, $\text{Fe}_\gamma(\text{C})$, (Fe, Cr) , Fe_2C	Fe_α , $\text{Fe}_\alpha(\text{C})$, Fe_2C , FeC , CrC
12X18H10	$\text{Fe}_\alpha(\text{Cr}, \text{Ni})$, Cr_7C_3	$\text{Fe}_\alpha(\text{Cr}, \text{Ni})$, $\text{Fe}_\alpha(\text{Ni})$, $\text{Fe}_\alpha(\text{C})$, (Fe, Cr) , FeNi_3 , Fe_2C , Ni	$\text{Fe}_\gamma(\text{Cr}, \text{Ni})$, Fe_3C
ЖА30	FeAl , Fe_3C , Al_2O_3	$\alpha\text{-Fe}(\text{C}, \text{Al})$, Fe_3Al , FeAl , Al	FeAl , Al_2O_3
ЖА30-ДУ 1(5)	FeAl , Fe_3C , Al_2O_3	$\alpha\text{-Fe}(\text{C}, \text{Al})$, Fe_3Al , FeAl , Fe_2O_3 , Al	FeAl , Al_2O_3
H90Ю10	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni_3Al , Al_2O_3 , Al_4C_3	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni_3Al , NiAl , Al	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni_3Al , Al_2O_3
H85Ю15	Ni_3Al , Al_2O_3 , Al_4C_3	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni_3Al , NiAl , Al	Ni_3Al , Al_2O_3
H90Ю10-ДУ 2(4)	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni_3Al , Al_2O_3 , Al_4C_3	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni_3Al , NiAl , Al , Ni_2O_3	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni_3Al , Al_2O_3

Все приведенные выше механически легированные композиции являются комплексно упрочненными, сочетающими зернограницное, дисперсное, дисперсионное и твердорастворное виды при решающем значении первых двух. Основная роль термодинамически устойчивых фаз, имеющих высокое значение модуля сдвига, заключается в стабилизации границ зерен и субзерен.

Комплексное упрочнение определяет высокие значения твердости механически легированных материалов в широком интервале температур, верхнее значение которого достигает $0,85T_{пл. основы}$ (табл. 2). Оно определяется прежде всего тесно связанными между собой зернограницным и дисперсным упрочнениями и обусловлено стабилизацией границ зерен и субзерен, синтезирующимися в процессе реализации технологии наноразмерными упрочняющими фазами.

Таблица 2. Твердость многокомпонентных композиционных порошков на основе металлов

Легировующий компонент, %	Твердость HV после		Твердость аналога (HV) после отжига (900 °С, 2 ч)
	механического легирования	механического легирования и отжига (900 °С, 2 ч)	
Порошки на основе железа			
40X13	660	440	170
15X2H4	610	430	
X3	675	455	
X3-ДУ 3(1)	700	485	—
95X18	740	515	229
ЖА30	470	420	—
ЖА30-ДУ1(9)	580	560	—
12X18H10	540	360	185

Необходимо отметить, что при механическом легировании во всех исследованных композициях, содержащих кислород, углерод и металлы (Al, Cr), имеющие высокое сродство к этим элементам, протекают механически активируемые фазовые превращения, заключающиеся в образовании того или другого количества термически и химически стабильных наноразмерных фаз типа Al_2O_3 , Cr_2O_3 , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 и других или промежуточных соединений на пути их формирования, имеющих высокое значение модуля сдвига, обеспечивающих дисперсное упрочнение, определяющее высокую твердость, сохраняющуюся после отжига при температурах, достигающих 1000 °С. При этом наибольший эффект обеспечивают оксиды алюминия.

Следует подчеркнуть, что приведенные выше механически легированные порошки независимо от состава исходной композиции и условий обработки в механореакторе во всех случаях являются термодинамически неравновесными системами с незавершенными структурно-фазовыми превращениями. При оптимальном составе шихты и режиме ее обработки наряду с промежуточными соединениями в частицах порошка в связанном состоянии присутствуют исходные легирующие компоненты, масса которых определяется их физико-химическими свойствами и не превышает 20%.

Отжиг механически легированных композиций. Последующий отжиг композиций при температурах выше 300 °С активирует фазовые превращения, направленные на уменьшение свободной энергии и приближающие системы к равновесному состоянию, но не достигающие его. Так, после термической обработки при температурах, близких к линии солидус, в структуре, как правило, в небольшом количестве (менее 5%) присутствуют компоненты термодинамически разрешенных промежуточных превращений. В системах на основе железа и никеля большинство равновесных фаз выявляется после термического воздействия выше 700 °С (см. табл. 1).

Основными термически активируемыми превращениями являются кристаллизация механически синтезированных аморфных фаз и взаимодействие между непрореагировавшими в процессе механического легирования компонентами или промежуточными продуктами механохимических превращений, что обеспечивает стабилизацию фазового состава, структуры и свойств материалов. При этом основа сохраняет субмикро-/микроструктурный тип структуры и характер упрочнения материала, полученные при обработке шихты в механореакторе. Как и после механического легирования, порошки, подвергнутые отжигу, являются комплексно упрочненными, сочетающими зернограницное, дисперсное, дисперсионное и твердорастворное виды упрочнения, преобладающими из которых остаются первые два. Комплексное упрочнение определяет их высокую жаропрочность в широком интервале температур, верхнее значение которой достигает 1000 °С. По твердости после отжига при 900–1000 °С они в 2,0–2,5 раза превосходят аналоги (табл. 2). Некоторое снижение твердости при температурах ниже 500 °С вызвано частичным снятием дисперсионного и твердорастворного упрочнений.

Приведенные выше данные по морфологии, размеру частиц, составу, включая фазовый, структуре и свойствам композиций на основе железа и никеля (см. табл. 1, 2), позволяют сделать вывод, что реакционное механическое легирование и последующий отжиг обеспечивают получение широкого круга экономнолегированных, дешевых композиционных порошков для износостойких жаропрочных покрытий и изделий различного функционального назначения, работающих при температурах, верхнее значение которых достигает 950–1000 °С.

Покрyтия, полученные плазменным напылением. В настоящее время наиболее полно исследованы механизм формирования, морфология, фазовый состав, структура и свойства покрытий, полученных плазменным напылением приведенных выше порошков. Установлено [12–14], что покрытия из них независимо от состава имеют классическую слоистую структуру. Она сформирована наложением друг на друга пластинок, образовавшихся в результате растекания по поверхности частиц напыляемого материала с последующей их кристаллизацией. При толщине пластинок не более 3 мкм их длина достигает 20–30 мкм. Покрытия отличаются высокой плотностью и характеризуются дисперсным и равномерным распределением всех входящих в состав химических элементов (рис. 12).

Покрyтия наследуют структуру, фазовый состав и механизм упрочнения механически легированных порошков, принципиально отличающихся от классических (стандартных) наличием механически и термически синтезированных тугоплавких наноразмерных частиц, эффективно выполняющих при наплавке роль модификаторов. При кристаллизации они обеспечивают формирование основы с размером зерен $\leq 0,3$ мкм (рис. 13), разделенных на блоки величиной $\leq 0,1$ мкм, граница между которыми закреплена термодинамически стабильными включениями оксидов размером ≤ 20 нм, карбидов и интерметаллидов ≤ 30 нм.

Покрyтия имеют неравновесный фазовый состав, главным отличием которого от равновесного является наличие широкой гаммы оксидов металла основы и легирующих элементов, образовавшихся в процессе напыления (табл. 3).

Разработанные покрытия имеют комплексное упрочнение, в котором основными являются зернограничное и дисперсное. При этом высокоразвитая поверхность границ и субзерен стабилизируется наноразмерными образованиями (кластерами) вышеприведенных тугоплавких фаз.

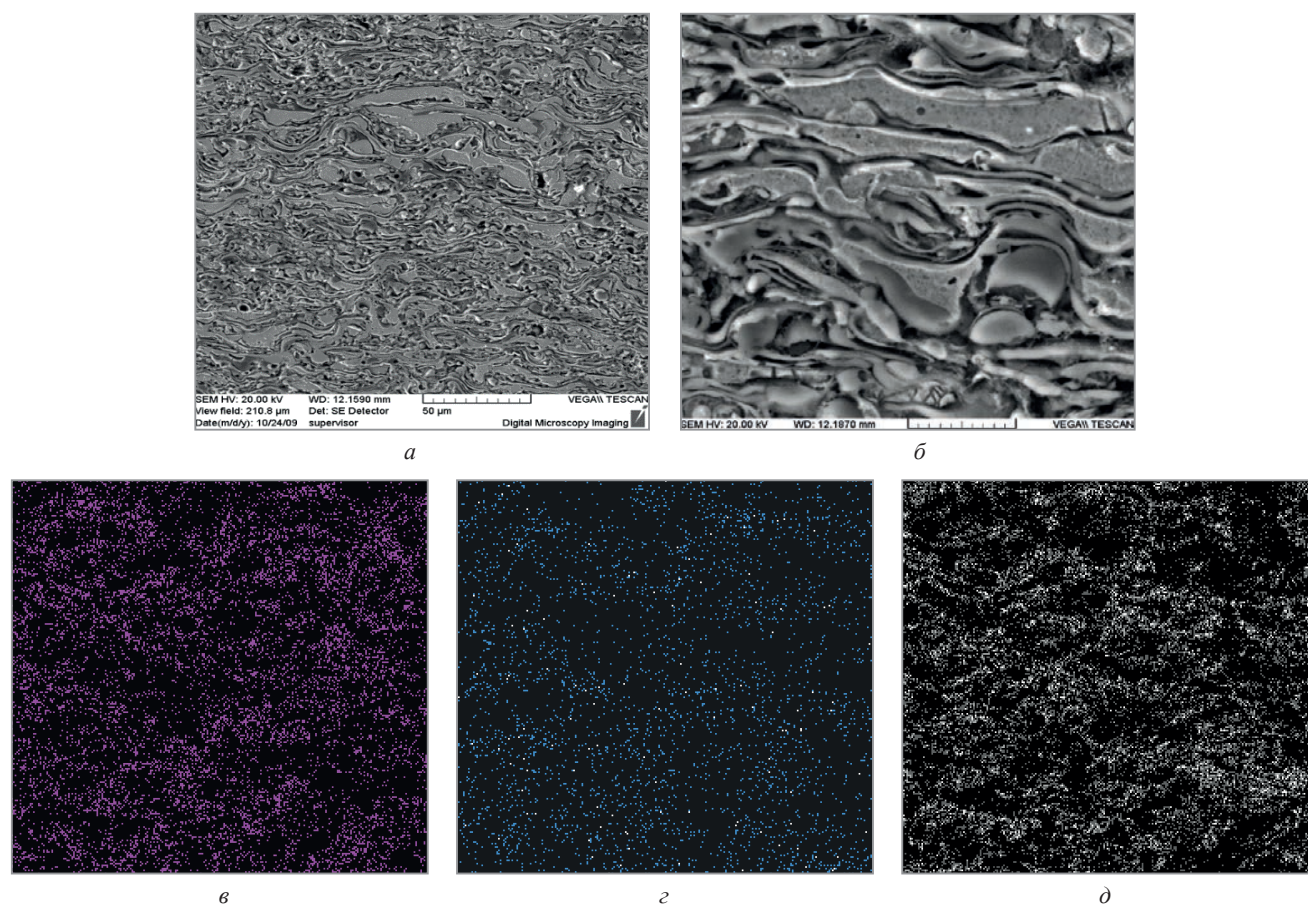


Рис. 12. Микроструктура (СЭМ) (а, б) и распределение элементов (МРСА) в покрытии Н90Ю10-ДУ (СЭМ): Ni (в), Al (г), О (д)

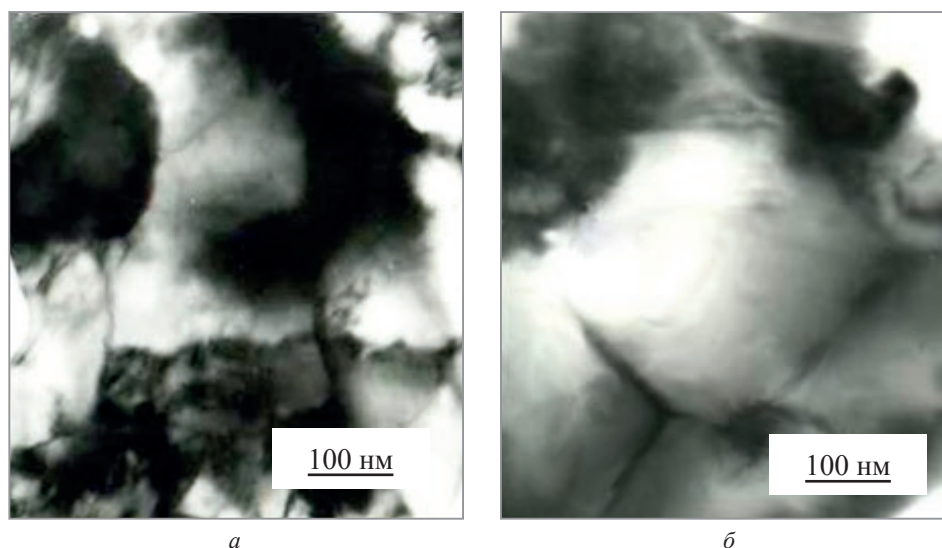


Рис. 13. Микроструктура плазменного покрытия 12X18H10–6% Al₂O₃ (а) и H90Ю10–4% Al₂O₃ (б) (ПЭМ)

Т а б л и ц а 3. Фазовый состав плазменных покрытий

Обозначение	Фазовый состав покрытий		
	равновесный	из механически легированных порошков	из отожженных порошков
40X13	$\text{Fe}_\alpha(\text{Cr})$, Cr_7C_3	Fe_α , Fe_3O_4 , FeO , FeC , CrC	Fe_α , Fe_3O_4 , FeO , FeC , CrC
12X18H10	$\text{Fe}_\gamma(\text{Cr, Ni})$, Cr_7C_3	$\text{Fe}_\gamma(\text{Cr, Ni})$, FeCr_2O_4 , NiAlO_2 , Cr_2O_3 , Fe_2O_3 , FeO , Fe_3O_4	$\text{Fe}_\gamma(\text{Cr, Ni})$, FeCr_2O_4 , NiAlO_2 , Cr_2O_3 , Fe_2O_3 , FeO , Fe_3O_4
FeAl-ДУ 1(9)	FeAl , Fe_3C , Al_2O_3	FeAl , Fe_3Al , $\alpha\text{-Fe}(\text{C, Al})$, Fe_2O_3 , FeO , Fe_3O_4 , Al , Al_2O_3	FeAl , Fe_3Al , $\alpha\text{-Fe}(\text{C, Al})$, Fe_2O_3 , FeO , Fe_3O_4 , Al_2O_3
ПН90Ю10-ДУ 2(6)	$\text{Ni}(\text{Al})$, Al_2O_3 , Al_4C_3	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni_3Al , Al , Ni_2O_3 , NiO , Al_2O_3	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni_3Al , Ni_2O_3 , NiO , Al_2O_3

Основой покрытий из сталей перлитного, перлито-мартенситного и мартенситного классов (X, X3, X6, X9, 15X2H4) является мартенсит, аустенитного (12X18H10, 12X18H10 – ДУ) – аустенит с включениями мартенсита. Фазами, стабилизирующими и упрочняющими стальную основу, служат синтезированные в процессе производства порошков и напыления покрытия, наноразмерные включения оксидов, карбидов, интерметаллидов.

Основа никелевых покрытий представляет собой твердый раствор легирующих элементов в матричном металле; упрочняющими фазами служат наноразмерные включения алюминидов никеля и оксидов алюминия различных модификаций.

Результаты сравнительных исследований показали, что по твердости и износостойкости в условиях трения скольжения с ограниченной смазкой плазменные покрытия из механически легированных порошков в 1,3–1,7 раза превосходят аналоги [14]. Исследования поверхностей износа образцов и изделий, работающих в реальных условиях, однозначно указывают на отсутствие очагов хрупкого разрушения, что обусловлено особенностями их структуры и физико-механических свойств, определяющими повышенную вязкость материала.

Материалы, полученные послойной печатью методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Следует отметить, что исследования в области применения механически легированных порошков на основе металлов для производства изделий послойной печатью СЛС находятся на начальной стадии. К настоящему времени однозначно установлено, что вышеприведенные порошки по морфологии, размеру и текучести соответствуют требованиям, предъявляемым к материалам этого класса. При этом принципиальная разница в структуре, фазовом составе, количестве и размере упрочняющих частиц, видов упрочнения механически легированного порошка 12X18H10 и его аналога (порошка 316 L) оказывает влияние на структуру и свойства материалов, получаемых послойной печатью. Следует подчеркнуть, что, как и в случае получения покрытий газотермическими способами напыления, так и при производстве изделий (материалов) послойной печатью методом СЛС наличие в механически легированных порошках наноразмерных, тугоплавких, термодинамически стабильных частиц оксидов и карбидов

обеспечивает **модифицирующий эффект**, уменьшающий высокую склонность материалов, получаемых методом СЛС, к образованию ярко выраженной дендритной структуры и сильной анизотропии. Не останавливаясь на факторах, вызывающих ее формирование и представленных в [14–16], отметим, что в нашем случае структура материала, изготовленного из порошка стали 316 L, имеет классическое строение (рис. 14). В поперечном сечении, перпендикулярном плоскости перемещения лазерного луча, формируется крупнозернистая дендритная структура, в которой вытянутые зерна проходят через образец толщиной 5 мм, начиная от подложки и заканчиваясь на его поверхности. В продольном сечении образца столбчатые зерна имеют форму, близкую к равноосной диаметром 80–160 мкм. Это значение сопоставимо с размером зерна стали, произведенной методами классической металлургии.

Структура материалов, полученных из механически легированных порошков, количественно и качественно заметно отличается от вышеприведенной. В данном случае в поперечном сечении сквозные столбчатые кристаллы отсутствуют или состоят из субзерен (фрагментов) с большеугловыми (более 50) границами разориентировки. В этом случае, как правило, основой микроструктуры материалов являются ограниченные с четырех сторон зерна, несколько вытянутые в направлении кристаллизации (рис. 15). Отношение их высоты к ширине не превышает трех. Диаметр зерен в материале из механически легированного порошка по сравнению с произведенным из порошка стали 316L в 1,5–2,0 раза меньше. Общей особенностью, характерной как для одного, так и для другого материала, является наличие в их структуре большого количества зерен, состоящих из «фрагментов», образовавшихся в результате двойникования (рис. 16).

Приведенные выше особенности строения стали 12X18H10, обусловленные применением механически легированного порошка, вызывающего эффект модифицирования, однозначно подтверждающийся измельчением структуры, должны оказывать заметное влияние на механические свойства материала. К сожалению, размер образцов 10×10×5 мм не позволяет провести их комплексное изучение и работа в этом направлении ограничена исследованием твердости сталей 12X18H10 и 316L как непосредственно

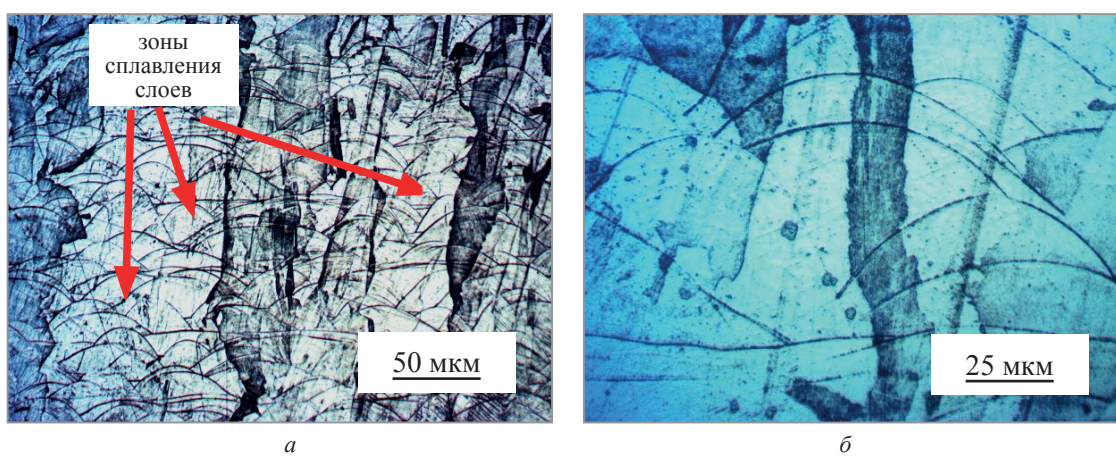


Рис. 14. Структура образца из порошка марки 316 L в поперечном сечении

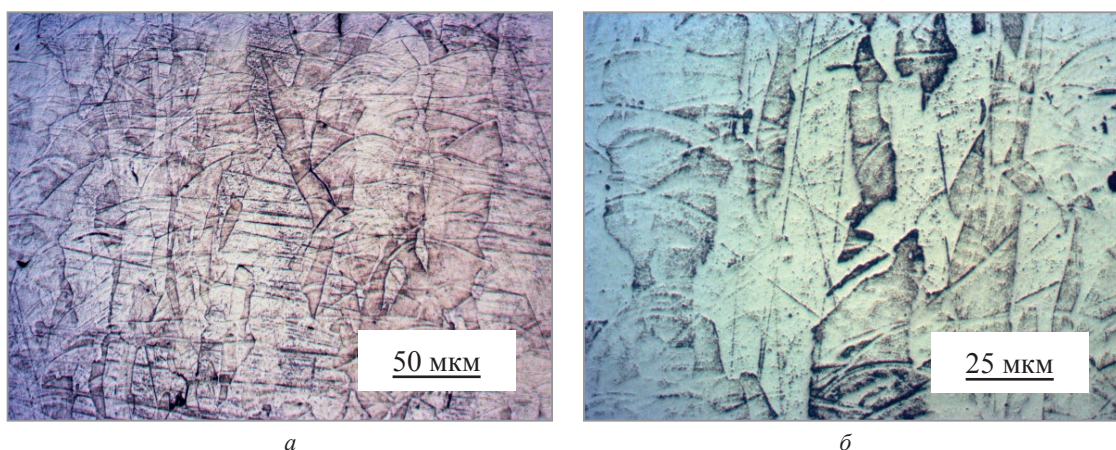


Рис. 15. Структура образца в поперечном сечении из порошка марки 12X18H10, полученного по технологии реакционного механического легирования

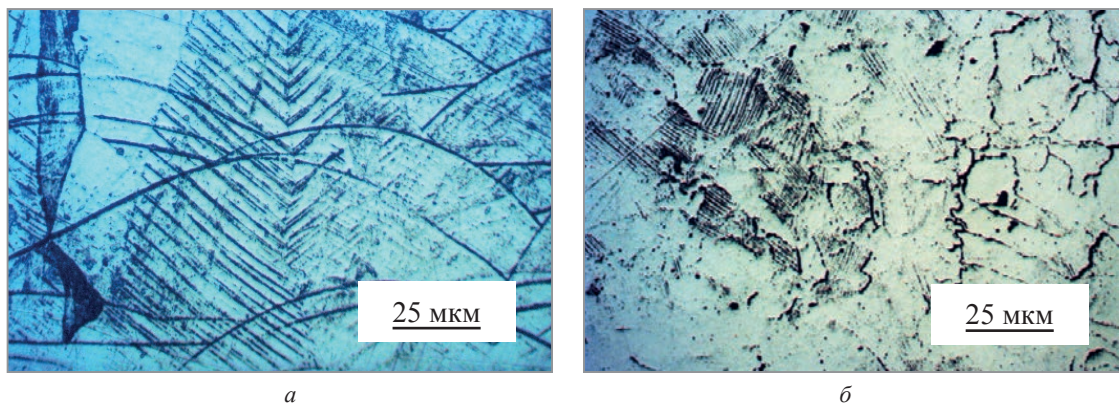


Рис. 16. Структура поперечного сечения кристаллов материалов из порошков стали 316L (а) и механически легированного (б)

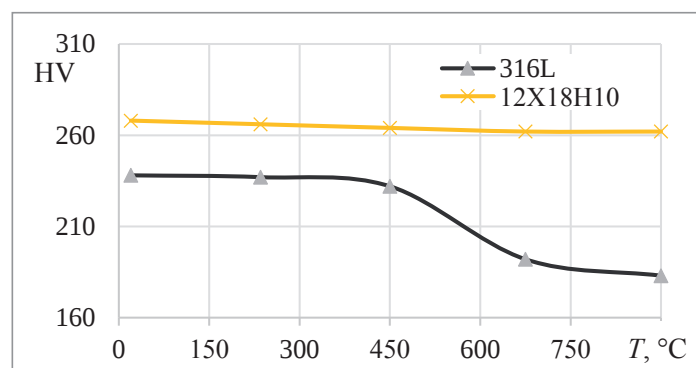


Рис. 17. Влияние температуры отжига на твердость сталей 12X18H10 и 316L

после производства методом СЛС, так и подвергнутых отжигу в течение 2 ч в широком интервале температур, верхнее значение которого достигало 900 °C (рис. 17).

Установлено, что как в исходном состоянии, так и после отжига стали существенно отличаются по твердости. При этом значения ее всегда выше у стали 12X18H10. Отличительной особенностью является также ее высокая стойкость против отжига. Так, исходное значение твердости, равное 270 HV, сохраняется и после длительного термического воздействия при 900 °C. Это однозначно указывает на наличие дисперсного и зернограницного упрочнений, вызванных наноразмерными включениями вышеприведенных термически стабильных упрочняющих фаз. Отсутствие зависимости твердости этой стали от температуры отжига позволяет сделать обоснованный вывод о ее высокой жаропрочности.

В то же время у стали 316L, имеющей в исходном состоянии твердость 240 HV, нагрев выше 450 °C приводит к снижению твердости и после отжига при температуре 900 °C она не превышает 180 HV. Основной причиной уменьшения твердости в этом случае является снятие внутренних напряжений, возникших при производстве образцов методом СЛС. Это явление подобно, имеющем место при нагреве сварных соединений.

Выводы

Результаты исследований, полученные на выбранных, в качестве базовых, порошковых композициях, являются научной основой, позволяющей создать широкую гамму дешевых механически легированных композиционных комплексно упрочненных модифицирующих железных и никелевых порошков, перспективных для получения как газотермических покрытий различного функционального назначения, так и для производства изделий послойной печатью методом селективного лазерного сплавления, по механическим и эксплуатационным свойствам превосходящих изделия из серийно выпускаемых материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Зленко, М.А.** Аддитивные технологии в машиностроении / М.А. Зленко, А.А. Попович, И.Н. Мутылина. Санкт-Петербург: Политехн. ун-т, 2013. 222 с.
2. The Current State of Additive Manufacturing in Wind Energy Systems [Electronic resource] / B. Post [et al.]. Mode of access: <https://info.ornl.gov/sites/publications/Files/Pub103095.pdf>. – Date of access: 28.06.19
3. **Thomas, D.S.** Costs and Cost Effectiveness of Additive Manufacturing /D.S. Thomas, S.W. Gilber // [Electronic resource]. Mode of access: <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.SP.1176>. – Date of access: 28.05.2019.

4. Research and Development of Additive Manufactured Bladed Disks [Electronic resource] / J.A. Bayliff [et al.]. Mode of access: <http://publications.lib.chalmers.se/records/fulltext/250277/250277.pdf>. – Date of access: 29.06.2019.
5. Laser Metal Deposition as Repair Technology for a Gas Turbine Burner Made of Inconel 718 / T. Petrat [et al.] // *Physics Procedia*. 2016. Vol. 83. P. 761–768.
6. **Madara, S.R.** Review of Recent Developments in 3-D Printing of Turbine Blades / S.R. Madara, Ch.P. Selvan // *European Journal of Advances in Engineering and Technology*. 2017. Vol. 4 (7). P. 497–509.
7. **Emswiler, Sh.** Additive Manufacturing Success through Simulation / Sh. Emswiler // *Ansys Advantage*. 2018. Iss. 3. –P. 10–18.
8. **Rani, A. M. A.** Manufacturing methods for medical artificial prostheses– a review / A. M.A. Rani, R. Fua-Nizan, M. Y. Din // *Malaysian Journal of Fundamental and Applied Sciences. Special Issue on Medical Device and Technology*. 2017. P. 464–469.
9. Impact of Digital manufacturing on Health Care Industry [Electronic resource] / P.K. Parital [et al.]. Mode of access: <https://eprints.qut.edu.au/114661/1/Impact%20of%20Digital%20manufacturing%20on%20Healthcare%20Industry%20%20.pdf>. – Date of access: 22.06.2019.
10. **Mergulhao, M. V.** Characteristics of Biometallic Alloy to Additive Manufacturing Using Selective Laser Melting Technology / M. V. Mergulhao, M. D. M. Das Neves // *Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology*. 2018. Vol. 9. P. 89–99.
11. **Rahmati, S.** Application of rapid prototyping for development of custom-made orthopedics prostheses: An investigative study / S. Rahmati, F. Farahmand, F. Abbaszadeh // *Int J Advanced Design and Manufacturing Technology*. 2010. Vol. 3, № 2. P. 11–16.
12. **Ловшенко, Г.Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г.Ф. Ловшенко, Ф.Г. Ловшенко, Б.Б. Хина. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
13. **Витязь, П.А.** Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П.А. Витязь, Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. Минск: Беларуская навука, 1998. 352 с.
14. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных материалов / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2016. 420 с.
15. **Ловшенко, Г.Ф.** Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов / Г.Ф. Ловшенко, Ф.Г. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2005. 276 с.
16. 50 лет порошковой металлургии в Беларуси. История, достижения, перспективы / Ф.Г. Ловшенко [и др.]. Минск: ГНПО Порошковой металлургии, 2010. 632 с.
17. Новые ресурсосберегающие технологии и композиционные материалы / Ф.Г. Ловшенко. М.: Энергоатомиздат, 2004. 350 с.
18. Наноконпозиционные машиностроительные материалы: опыт разработки и применения / Ф.Г. Ловшенко [и др.]. Гродно: ГрГУ, 2006. 403 с.
19. Расчет максимальных концентраций реагирующих компонентов в шихте, подвергаемой реакционному механическому легированию / Ф.Г. Ловшенко [и др.] // *Вестн. Белорус.-Рос. ун-та*. 2011. № 2 (31). С. 64–75.
20. Трибохимические технологии функциональных композиционных материалов. Ч. 1. Модельные представления / С.В. Авдейчик [и др.]. Гродно: ГГАУ, 2007. 320 с.
21. Трибохимические технологии функциональных композиционных материалов. Ч. 2. Технология и опыт применения / С.В. Авдейчик [и др.]. Гродно: ГГАУ, 2008. 399 с.
22. **Ребиндер, П.А.** Вибропомол – наиболее эффективный метод измельчения / П.А. Ребиндер // *Строительные материалы*. 1956. № 1. С. 8–10.
23. **Моргулис, М.Л.** Вибрационное измельчение материалов / М.Л. Моргулис. М.: Промстройиздат, 1957. 106 с.
24. **Овчинников, П.Ф.** Виброреология / П.Ф. Овчинников. Киев: Наукова думка, 1983. 270 с.
25. **Шеламов, В.А.** Физико-химические основы получения полуфабрикатов из спеченных алюминиевых порошков / В.А. Шеламов, А.И. Литвинцев. М.: Металлургия, 1970. 278 с.
26. **Андреева, Н.Г.** О механизме образования металлического контакта в сплавах типа САП / Н.Г. Андреева, Э.Ф. Растргина // *Порошковая металлургия*. 1966. № 3. С. 27–36.

REFERENCES

1. **Zlenko M.A., Popovich A.A., Mutylina I.N.** *Additivnye tehnologii v mashinostroenii* [Additive technologies in mechanical engineering]. Sankt-Peterburg, Politehnicheskij universitet Publ., 2013, 222 p.
2. The Current State of Additive Manufacturing in Wind Energy Systems [Electronic re-source] / B. Post [et al.]. – Mode of access: <https://info.ornl.gov/sites/publications/Files/Pub103095.pdf>. – Date of access: 28.06.19
3. **Thomas, D.S.** Costs and Cost Effectiveness of Additive Manufacturing /D.S. Thomas, S.W. Gilber// [Electronic resource]. – Mode of access: <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.SP.1176>. – Date of access: 28.05.2019.
4. Research and Development of Additive Manufactured Bladed Disks [Elec-tronic resource] / J.A. Bayliff [et al.]. – Mode of access: <http://publications.lib.chalmers.se/records/fulltext/250277/250277.pdf>. – Date of access: 29.06.2019.
5. Laser Metal Deposition as Repair Technology for a Gas Turbine Burner Made of Inconel 718 / T. Petrat [et al.]// *Physics Procedia*, 2016, vol. 83, pp. 761–768.
6. **Madara, S.R.** Review of Recent Developments in 3-D Printing of Turbine Blades / S.R. Madara, Ch.P. Selvan // *European Journal of Advances in Engineering and Technology*, 2017, vol. 4 (7), pp. 497–509.
7. **Emswiler, Sh.** Additive Manufacturing Success through Simulation / Sh. Emswiler // *Ansys Advantage*, 2018, Iss. 3, pp. 10–18.
8. **Rani, A.M.A.** Manufacturing methods for medical artificial prostheses– a re-view / A. M.A. Rani, R. Fua-Nizan, M. Y. Din / *Malaysian Journal of Fundamental and Applied Sciences. Special Issue on Medical Device and Technology*, 2017, pp. 464–469.
9. Impact of Digital manufacturing on Health Care Industry [Electronic resource] / P.K. Parital [et al.]. – Mode of access: <https://eprints.qut.edu.au/114661/1/Impact%20of%20Digital%20manufacturing%20on%20Healthcare%20Industry%20%20.pdf>. – Date of access: 22.06.2019.
10. **Mergulhao, M. V.** Characteristics of Biometallic Alloy to Additive Manufactur-ing Using Selective Laser Melting Technology / M. V. Mergulhao, M. D. M. Das Neves. *Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology*, 2018, vol. 9, pp. 89–99.

11. **Rahmati, S.** Application of rapid prototyping for development of custom-made orthopedics prostheses: An investigative study / S. Rahmati, F. Farahmand, F. Ab-baszadeh. *Int J Advanced Design and Manufacturing Technology*, 2010, vol. 3, no. 2, pp. 11–16.
12. **Lovshenko F.G., Lovshenko F.G., Hina B.B.** *Nanostrukturnye mehanicheski legirovannye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2008, 679 p.
13. **Vitjaz' P.A., Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Mechanicheski legirovannye splavy na osnove aljuminija i medi* [Mechanically alloyed alloys based on aluminum and copper]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 1998, 352 p.
14. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Zakonomernosti formirovanija fazovogo sostava, struktury i svojstv mehanicheski legirovannyh materialov* [Regularities of the formation of the phase composition, structure and properties of mechanically alloyed materials:]. Mogilev, Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2016, 420 p.
15. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Teoreticheskie i tehnologicheskie aspekty sozdaniya nanostrukturnyh mehanicheski legirovannyh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of creating nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2005, 276 p.
16. **Lovshenko F.G.** *50 let poroshkovoju metallurgiju v Belarusi. Istorija, dostizhenija, perspektivy* [50 years of powder metallurgy in Belarus. History, achievements, prospects]. Minsk, GNPO poroshkovoju metallurgiju Publ., 2010, 632 p.
17. **Lovshenko F.G.** *Novye resursosberegajushhie tehnologii i kompozicionnye materialy* [New resource-saving technologies and composite materials]. Moscow, Jenergoatomizdat Publ., 2004, 350 p.
18. **Lovshenko F.G.** *Nanokompozicionnye mashinostroitel'nye materialy: opyt razrabotki i primenenija* [Nanocomposite engineering materials: development and application experience]. Grodno, GrGU Publ., 2006, 403 p.
19. **Lovshenko F.G.** Raschet maksimal'nyh koncentracij reagirujushchih komponentov v shihte, podvergaemoj reakcionnomu mehanicheskomu legirovaniju [Calculation of the maximum concentrations of the reacting components in the charge subjected to mechanical reaction alloying]. *Vestnik Belorussko-Rossijskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2011, no. 2 (31), pp. 64–75.
20. **Avdejchik S.V.** *Tribohimicheskie tehnologii funkcional'nyh kompozicionnyh materialov. Chast' 1. Model'nye predstavlenija* [Tribochemical technologies of functional composite materials. Part 1. Model representations]. Grodno, GGAU Publ., 2007, 320 p.
21. **Avdejchik S.V.** *Tribohimicheskie tehnologii funkcional'nyh kompozicionnyh materialov. Chast' 2. Tehnologija i opyt primenenija* [Tribochemical technologies of functional composite materials. Part 2. Technology and application experience]. Grodno, GGAU Publ., 2008, 399 p.
22. **Rebinder P.A.** Vibropomol – naibolee jeffektivnyj metod izmel'čeniya [Vibrating grinder – the most efficient grinding method]. *Stroitel'nye materialy = Construction Materials*, 1956, no.1, pp. 8–10.
23. **Morgulis M.L.** *Vibracionnoe izmel'čenie materialov* [Vibration grinding of materials]. Moscow, Promstrojizdat Publ., 1957, 106 p.
24. **Ovchinnikov P.F.** *Vibreologija* [Vibrorheology]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1983, 270 p.
25. **Shelamov V.A., Litvinčev A.I.** *Fiziko-himicheskie osnovy poluchenija polufabrikatov iz spechennyh aljuminievyh poroshkov* [Physicochemical bases for obtaining semi-finished products from sintered aluminum powders]. Moscow, Metallurgija Publ., 1970, 278 p.
26. **Andreeva N.G., Rastrigina Je.F.** O mehanizme obrazovanija metallicheskogo kontakta v splavah tipa SAP [On the mechanism of metal contact formation in SAP-type alloys]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder metallurgy*, 1966, no. 3, pp. 27–36.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-106-111>
УДК 621.735

Поступила 25.09.2021
Received 25.09.2021

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 7ХГ2ВМ В ПРОЦЕССЕ КОВКИ В ИНСТРУМЕНТЕ НОВОЙ КОНСТРУКЦИИ, РЕАЛИЗУЮЩЕМ СДВИГОВЫЕ ДЕФОРМАЦИИ

С. Н. ЛЕЖНЕВ, А. Б. НАЙЗАБЕКОВ, И. Е. ВОЛОКИТИНА, Рудненский индустриальный институт, г. Рудный, Казахстан, ул. 50 лет Октября, 38. E-mail: legnev@mail.ru
Е. А. ПАНИН, Карагандинский индустриальный университет, г. Темиртау, Казахстан, пр. Республики, 30. E-mail: cooper802@mail.ru
Д. В. КУИС, Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а. E-mail: KuisDV@belstu.by
И. Н. СТЕПАНКИН, Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября 48. E-mail: igor-stepankin@mail.ru

В данной работе рассмотрена новая технология ковки, позволяющая реализовать в процессе деформирования интенсивные сдвиговые деформации, и инструмент для ее реализации и выявлено влияние предлагаемой технологии ковки на эволюцию микроструктуры экономнолегированной стали 7ХГ2ВМ. Сравнительный анализ результатов микроструктуры при ковке заготовок из стали марки 7ХГ2ВМ по предлагаемой и действующей технологиям доказывает целесообразность использования инструмента новой конструкции вместо применяемых в настоящее время плоских бойков, так как ковка в предлагаемом кузнечном инструменте обеспечивает более интенсивную и равномерную проработку литой структуры по всему сечению заготовки по сравнению с ковкой в плоских бойках.

Ключевые слова. Ковка, протяжка, сдвиговая деформация, микроструктура.

Для цитирования. Лежнев, С. Н. Исследование эволюции микроструктуры экономнолегированной стали 7ХГ2ВМ в процессе ковки в инструменте новой конструкции, реализующем сдвиговые деформации / С. Н. Лежнев, А. Б. Найзабеков, И. Е. Волокитина, Е. А. Панин, Д. В. Куис, И. Н. Степанкин // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 106–111. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-106-111>.

INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF 7CrMn2WMo ECONOMY-ALLOYED STEEL IN A NEW DESIGN FORGING TOOL IMPLEMENTING SHEAR DEFORMATIONS

S. N. LEZHNEV, A. B. NAIZABEKOV, I. E. VOLOKITINA, Rudny Industrial Institute, Rudny, Kazakhstan, 38, 50 let Oktyabrya str. E-mail: legnev@mail.ru
E. A. PANIN, Karaganda Industrial University, Temirtau, Kazakhstan, 30, Republik ave. E-mail: cooper802@mail.ru
D. V. KUIS, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova str. E-mail: KuisDV@belstu.by
I. N. STEPANKIN, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: igor-stepankin@mail.ru

In this paper, a new forging technology realizing intense shear deformations during processing with a tool for its implementation was considered, and the influence of the proposed forging technology on the microstructure evolution of 7CrMn2WMo economy-alloyed steel was revealed. A comparative analysis of the results of the microstructure evolution when forging blanks made of 7CrMn2WMo steel according to the proposed and current technologies proves the usefulness of a new design tool instead of the currently used flat strikers, since forging in the proposed forging tool provides more intensive and uniform processing of the cast structure over the entire section of the workpiece compared to forging in the flat strikers.

Keywords. Forging, fullering, shear deformation, microstructure.

For citation. Lezhnev S. N., Naizabekov A. B., Volokitina I. E., Panin E. A., Kuis D. V., Stepankin I. N. Investigation of the microstructure evolution of 7CrMn2WMo economy-alloyed steel in a new design forging tool implementing shear deformations. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 106–111. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-106-111>.

Экономическое и социальное развитие Республики Казахстан, как и многих других стран мира, в значительной мере определяется ростом объема производства металлов, расширением ассортимента изделий из металлов и сплавов и повышением их качественных показателей. Но, к сожалению, применяемые в настоящее время технологии и оборудование как крупными, так и мелкими металлургическими и машиностроительными производителями в Казахстане, в частности кузнечно-прессовое производство, можно считать давно устаревшими и малоэффективными. Общей проблемой для всех является высокая энергоемкость производства, низкая его производительность и качество выпускаемых поковок и заготовок. Именно поковки и заготовки служат исходными материалами для изготовления высококачественных деталей и изделий на предприятиях транспортного и горно-металлургического машиностроения.

Поскольку при выплавке металла неизбежно возникают литейные дефекты, преимущественно в осевых зонах: химическая неоднородность в виде зональной и дендритной ликваций, глубокое расположение усадочных раковин и рыхлости, подкорковые пузыри и плены, а также ряд других, связанных с процессами разливки, кристаллизации и охлаждения стали в изложницах в объеме металла, то перед кузнечно-штамповочным производством стоит задача получить качественный металл с заваренными дефектами при небольших энергозатратах. Решение этой задачи приводит к снижению удельных трудо- и энергозатрат и увеличению выхода годного металла. Как известно, при использовании традиционных операций обработки металлов давлением для повышения качества металла необходимо значительно изменять размеры заготовки, что приводит к значительным энерго- и трудозатратам [1]. Техническое же решение этих проблем основано на реализации сдвиговых и знакопеременных деформаций во всем объеме деформируемого тела [2, 3], т.е. для качественной проработки литой структуры, позволяющей получить поковки и заготовки с заданным уровнем механических свойств, необходимо так построить технологический процесс деформирования, чтобы достаточная сдвиговая (знакопеременная) деформация происходила во всем деформируемом объеме [3]. Ранее чаще всего это достигалось увеличением общего обжатия слитка или исходной заготовки. Преимуществоковки с большими единичными обжатиями состоит в уменьшении абсолютных размеров начальной зоны затрудненной деформации, соответственно увеличивается объем металла, в котором распространены поверхности сдвигов, а области эффективной проработки металла сдвиговыми деформациями охватывают большую часть сечения заготовки, но это приводит одновременно и к существенному росту энерго- и трудозатрат.

Использование зон локализации сдвиговых деформаций может явиться полезным для преобразования литой структуры при уменьшении необходимого общего обжатия, что вместе с регулированием положения зон на практике может быть достигнуто макросдвигом. Технически это достигается несколькими способами. Так, за последнее время в области обработки металлов давлением разработан ряд способов обработки заготовок, направленных на развитие знакопеременных и дополнительных сдвиговых деформаций в объеме деформируемого металла. К таким способам относятся осадка с кручением [4], деформирование с несимметричным приложением нагрузки [5], протяжка заготовки в инструментах со сложным движением бойков [6–8] и многие другие [9–13]. В том числе разработан целый ряд кузнечных инструментов [14–19], позволяющих реализовывать в металле сдвиговые или знакопеременные деформации, что способствует повышению качества поковок и заготовок.

Также к инструментам, реализующим дополнительные сдвиговые деформации в объеме деформируемого металла, можно отнести и инструмент для протяжки заготовок [20] (рис. 1).

При реализации деформирования в предлагаемом инструменте заготовка на первом и втором этапах подвергается двум типам деформации:

1) осадка, которая вызывается движением одного бойка в сторону другого;

2) простой сдвиг, возникающий в поперечном направлении заготовки при деформировании ее наклонными рабочими поверхностями бойков.

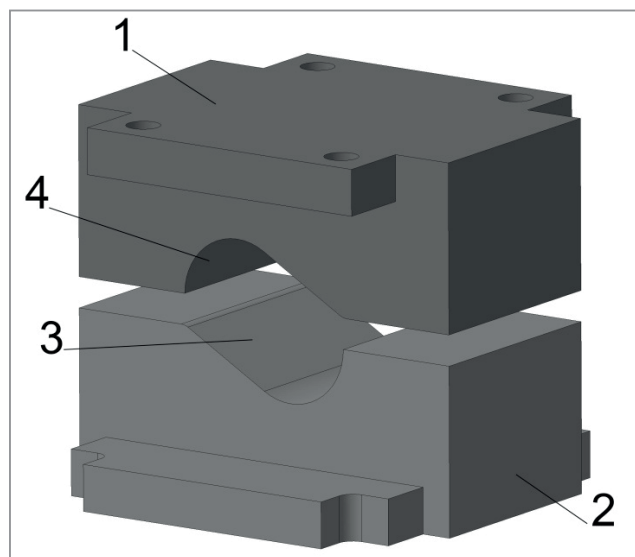


Рис. 1. Инструмент для протяжки заготовок:
1 – верхний боек; 2 – нижний боек; 3 – плоская рабочая поверхность бойка; 4 – рабочая поверхность бойка, выполненная в виде сегмента окружности

На втором этапе деформирования заготовка подвергается кантовке на 90° и последующей аналогичной протяжке в данных бойках (рис. 2), т.е. заготовка подвергается тем же двум типам деформации: осадке и сдвигу. Однако в этом случае процесс формоизменения протекает в направлении, перпендикулярном предыдущему, что способствует проработке заготовки по всему поперечному сечению.

Для проведения лабораторного эксперимента по изучению влияния новой технологииковки поковок в бойках новой конструкции на эволюцию микроструктуры были подготовлены заготовки из стали марки 7ХГ2ВМ размерами $D \times L = 40 \times 250$ мм. Для восстановления начальной структуры заготовки из стали 7ХГ2ВМ перед деформированием подвергали отжигу при температуре 780°C с выдержкой 40 мин в камерной печи сопротивления.

Деформирование заготовок в лабораторных условиях проводили на гидравлическом прессе усилием 1,25 МН. Деформирование заготовок осуществляли следующим образом. Заготовки нагревали до температуры началаковки 1100°C , а затем их подавали в бойки новой конструкции и деформировали по схеме, представленной на рис. 2. Далее, чтобы приблизить форму поперечного сечения продеформированной заготовки к круглой, нами была проведена серия обжатий заготовки в данных бойках с кантовкой ее сначала на 45° , а потом и на 30° . В результате были получены заготовки с формой поперечного сечения, приближенной к кругу, и имеющие диаметр (усредненный) 31,4 мм.

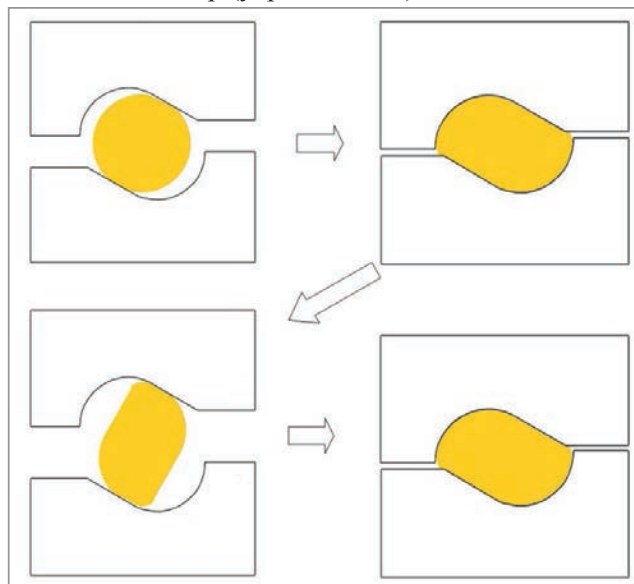


Рис. 2. Схемаковки (протяжки) заготовок в бойках новой конструкции

Для проведения сравнительного анализа вторая партия заготовок из стали марки 7ХГ2ВМ аналогичного типоразмера была подвергнута протяжке в плоских бойках до диаметра 31,4 мм, т.е. с уковом 1,62.

Для изучения микроструктуры из всех продеформированных заготовок были вырезаны темплеты в продольном и поперечном направлениях и подготовлены микрошлифы на полировально-шлифовальном станке SAPFIR 520. Также были подготовлены микрошлифы из исходных недеформированных (после отжига) заготовок.

Проведенный с помощью оптической микроскопии на микроскопе Olympus BX63М микроструктурный анализ показал, что микроструктура недеформированной стали марки 7ХГ2ВМ представляла собой структуру перлита и цементита (рис. 3). Проведенный предварительный отжиг позволил получить равноосную мелкозернистую структуру. За счет отжига произошло полное снятие внутренних напряжений и данный металл обладает хорошей пластичностью и вязкостью, что так необходимо для проведения последующейковки.

Результаты исследования микроструктуры образцов из стали марки 7ХГ2ВМ после деформирования по предлагаемой технологии в бойках новой конструкции и по действующей технологии в плоских бойках приведены на рис. 4 и в таблице.

Анализ микроструктуры продеформированных образцов показал, чтоковка в плоских бойках с уковом 1,62 приводит к незначительному измельчению зерна, структура неравномерна, в продольном сечении заготовки происходит формирование более мелких зерен, чем в поперечном направлении (рис. 4, а, б). При этом микроструктура характеризуется наличием как рекристаллизованных, так и деформированных зерен.

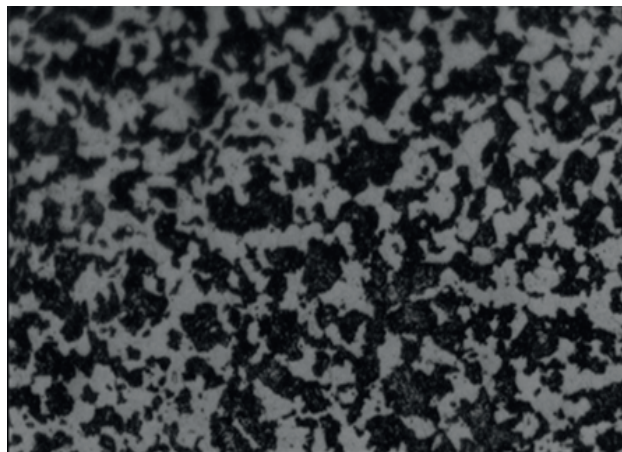


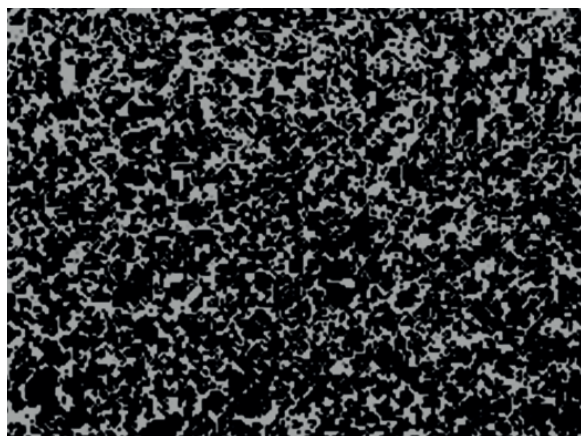
Рис. 3. Микроструктура стали марки 7ХГ2ВМ в исходном состоянии (после гомогенизирующего отжига). $\times 200$



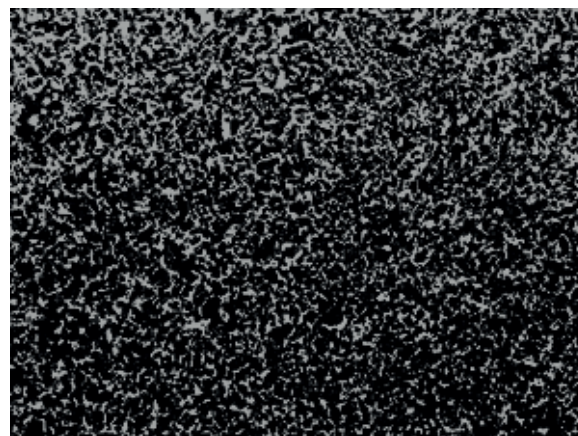
a



б



в



г

Рис. 4. Микроструктура стали марки 7ХГ2ВМ послековки. $\times 200$:
a, б – плоские бойки (*a* – поперечное направление; *б* – продольное направление);
в, г – новый инструмент (*в* – поперечное направление; *г* – продольное направление)

Результаты определения среднего размера зерна стали марки 7ХГ2ВМ

Инструмент	Направление изучения	Исходный (средний) размер зерна, мкм	Средний размер зерна после деформирования, мкм
Бойки новой конструкции	Поперечное	28	14
	Продольное		15
Плоские бойки	Поперечное		22
	Продольное		18

Послековки в новом инструменте полученная структура более мелкозернистая и однородная как в продольном, так и поперечном сечениях (рис. 4, в, з). Полученная структура фрагментирована и содержит значительное число дислокаций и других дефектов кристаллической решетки. Дисперсные выделения карбидных и нитридных фаз препятствуют движению дислокаций в такой стали, вызывая упрочнение матрицы. Присутствие в составе стали относительно не высоких концентраций карбидообразующих элементов и углерода предопределяет получение очень благоприятного распределения избыточных карбидов в ковном металле.

Выводы

Анализ результатов проведенных металлографических исследований показывает, что развитие значительных сдвиговых (знакопеременных) деформаций во всем объеме деформируемого тела при деформировании заготовок из стали 7ХГ2ВМ в предлагаемом кузнечном инструменте позволяет лучше прорабатывать литую структуру металла с получением мелкого равноосного зерна по всему объему деформированной заготовки без существенного изменения ее исходных размеров по сравнению с ковкой аналогичных заготовок по действующей технологии в плоских бойках.

Данное исследование финансировалось Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № AP09259236).

ЛИТЕРАТУРА

1. Охрименко Я. М., Тюрин В. А. Неравномерность деформации при ковке. М.: Машиностроение, 1979. 182 с.
2. Найзабеков А. Б. Условия развития сдвиговых деформаций при ковке. Алматы: Гылым, 1997. 185 с.
3. Найзабеков А. Б. Научные и технологические основы повышения эффективности процессовковки при знакопеременных деформациях. Алматы, 2000. 336 с.
4. Бурлаков И. А., Забелъян Д. М., Петров П. А., Степанов Б. А., Бач Ву Чонг. Применение метода активного эксперимента для определения структуры и пластичности в зависимости от технологических режимов осадки с кручением // Изв. ТулГУ. Технические науки. 2019. № 5. С. 228–234.
5. Алиев И. С., Жбанков Я. Г., Таган Л. В. Моделирование кузнечной протяжки в комбинированных бойках несимметричной формы // Вестн. НТУУ «КПИ». Сер. машиностроение. 2013. № 3. С. 77–83.
6. Сегал В. М., Резников В. И., Павлик Д. А. Технологические особенностиковки-протяжки с продольным сдвигом бойков // Кузнечно-штамповочное производство. 1980. № 11. С. 8–10.
7. Naizabekov A. B., Lezhnev S. N., Panin E. A. Research of the deformation process of blanks in the dies with elastic elements // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. Vol. 52. No. 2. P. 205–212.
8. Найзабеков А. Б., Лежнев С. Н., Ногаев К. А., Голумбовская С. Ю. Роль конструктивных параметров кузнечных инструментов при реализации поперечного сдвига // Тр. университета. 2005. № 4. С. 37–39.
9. Zhang R., Li Z., Sheng X., Gao Y., Lei Q. Grain refinement and mechanical properties improvements in a high strength Cu–Ni–Si alloy during multidirectional forging // Fusion Engineering and Design. 2020. Vol. 159. No 111766.
10. Тюрин В. А. Инновационные технологииковки с применением макросдвигов // Кузнечно-штамповочное производство. 2007. № 11. С. 15–20.
11. Каргин С. Б. Инновационные технологииковки крупных поковок // Обработка материалов давлением. 2012. № 2. С. 101–106.
12. Андреященко В. А. Кузнечная протяжка цилиндрических заготовок // Успехи современного естествознания. 2015. № 1. С. 1155–1159.
13. Черный Б. П. Новая технология и оборудование для радиальнойковки заготовок из благородных металлов с высокими обжатиями и дополнительными макросдвигами // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2005. № 1. С. 39–43.
14. Найзабеков А. Б., Нурсентов Б. Н., Акбиев К. А. Влияние формы инструмента на качество поковок // Сталь. 1995. № 5. С. 61–64.
15. Богатов А. А., Нухов Д. Ш. Разработка способа кузнечной протяжки без изменения формы и размеров исходной заготовки // Вестн. МГТУ им. Г. И. Носова. 2015. № 4. С. 16–21.
16. Машеков С. А., Биякаева Н. Т., Нуртазаев А. Е. Технологияковки в инструменте с изменяющейся формой. Павлодар: Кереку, 2008. 485 с.
17. Найзабеков А. Б., Ашкеев Ж. А. Деформированное состояние заготовок в бойках с трапецевидными выступом и впадиной // Изв. вузов. Черная металлургия. 1998. № 4. С. 13–14.
18. Марков О. Е. Исследование технологического процессаковки крупных поковок клиновыми бойками // Изв. вузов. Черная металлургия. 2012. № 12. С. 24–27.
19. Волокитин А. В., Толкушкин А. О., Панин Е. А., Волокитина И. Е. Исследование закрытия внутренних дефектов заготовки при протяжке в ступенчато-клиновидных бойках // Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии: материалы Междунар. науч.-техн. конф. 2021. С. 35–36.
20. Инструмент для протяжки заготовок: пат. 5700 РК. И. Е. Волокитина, А. Б. Найзабеков, С. Н. Лежнев, Е. А. Панин, А. В. Волокитин, 2020. Бюл. 52.

REFERENCES

1. **Ohrimenko YA.M., Tyurin V.A.** *Neravnomernost' deformatsii pri kovke* [Unevenness of deformation during forging]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979. 182 p.
2. **Naizabekov A.B.** *Usloviya razvitiya sdvigovykh deformatsiy pri kovke* [Conditions for the development of shear deformations during forging]. Almaty, Gylm Publ., 1997. 185 p.
3. **Naizabekov A.B.** *Nauchnye i tekhnologicheskie osnovy povysheniya effektivnosti processov kovki pri znakoperemennykh deformatsiyah* [Scientific and technological bases for improving the efficiency of forging processes under alternating deformations]. Almaty, 2000. 336 p.
4. **Burlakov I.A., Zabel'yan D.M., Petrov P.A., Stepanov B.A., Bach Vu Chong.** *Primenenie metoda aktivnogo eksperimenta dlya opredeleniya struktury i plastichnosti v zavisimosti ot tekhnologicheskikh rezhimov osadki s krucheniem* [Application of the method of active experiment to determine the structure and plasticity depending on the technological modes of torsion precipitation]. *Izvestiya TulGU. Tekhnicheskie nauki = News of TulSU. Technical Sciences*, 2019, no. 5, pp. 228–234.
5. **Aliev I.S., Zhibankov Ya.G., Tagan L.V.** *Modelirovaniye kuznechnoy protyazhki v kombinirovannykh bojkah nesimmetrichnoy formy* [Modelling of forging broaching in combined strikers of an asymmetric shape]. *Vestnik NTUU «KPI». Seriya mashinostroeniye = Bulletin of NTUU «KPI». Mechanical Engineering Series*, 2013, no. 3, pp. 77–83.
6. **Segal V.M., Reznikov V.I., Pavlik D.A.** *Tekhnologicheskie osobennosti kovki-protyazhki s prodol'nym sdvigom bojkov* [Technological features of forging-broaching with a longitudinal shift of the strikers]. *Kuznechno-shtampovoye proizvodstvo = Forging and stamping production*, 1980, no. 11, pp. 8–10.
7. **Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Panin E.A.** *Research of the deformation process of blanks in the dies with elastic elements.* *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*, 2017, vol. 52, no. 2, pp. 205–212.
8. **Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Nogaev K.A., Golumbovskaya S.Yu.** *Rol' konstruktivnykh parametrov kuznechnykh instrumentov pri realizatsii poperechnogo sdviga* [Role of design parameters of forging tools in the implementation of transverse shear]. *Trudy Universiteta = Proceedings of the University*, 2005, no. 4, pp. 37–39.
9. **Zhang R., Li Z., Sheng X., Gao Y., Lei Q.** *Grain refinement and mechanical properties improvements in a high strength Cu–Ni–Si alloy during multidirectional forging.* *Fusion Engineering and Design*, 2020, vol. 159, no. 111766.
10. **Tyurin V.A.** *Innovatsionnye tekhnologii kovki s primeneniye makrosdvigov* [Innovative forging technologies using macro-shifts]. *Kuznechno-shtampovoye proizvodstvo = Forging and stamping production*, 2007, no.11, pp. 15–20.
11. **Kargin S.B.** *Innovatsionnye tekhnologii kovki krupnykh pokovok* [Innovative technologies for forging large blanks]. *Obrabotka materialov davleniye = Processing of materials by pressure*, 2012, no. 2, pp. 101–106.
12. **Andreyashchenko V.A.** *Kuznechnaya protyazhka cilindricheskikh zagotovok* [Forging broaching of cylindrical blanks]. *Uspekhi sovremennogo estestvoznaniya = Successes of Modern Natural Science*, 2015, no. 1, pp. 1155–1159.
13. **Cherny B.P.** *Novaya tekhnologiya i oborudovaniye dlya radial'noy kovki zagotovok iz blagorodnykh metallov s vysokimi obzhatiyami i dopolnitel'nymi makrosdvigami* [New technology and equipment for radial forging of precious metal blanks with high compression and additional macro-shifts]. *Vostochno-Evropejskiy zhurnal peredovykh tekhnologiy = East-European Journal of Advanced Technologies*, 2005, no. 1, pp. 39–43.
14. **Naizabekov A.B., Nurseitov B.N., Akbiev K.A.** *Vliyanie formy instrumenta na kachestvo pokovok* [Influence of tool shape on the quality of forgings]. *Stal' = Steel*, 1995, no. 5, pp. 61–64.
15. **Bogatov A.A., Nukhov D.Sh.** *Razrabotka sposoba kuznechnoy protyazhki bez izmeneniya formy i razmerov iskhodnoy zagotovki* [Development of a method of forging broaching without changing the shape and size of the initial workpiece]. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova = Bulletin of Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov*, 2015, no. 4, pp. 16–21.
16. **Mashekov S.A., Biyakaeva N.T., Nurtazaev A.E.** *Tekhnologiya kovki v instrumente s izmenyayushcheysya formoy* [Forging technology in a tool with a changing shape]. Pavlodar, Kereku Publ., 2008, 485 p.
17. **Naizabekov A.B., Ashkeev Zh.A.** *Deformirovannoye sostoyaniye zagotovok v bojkah s trapezievidnymi vystupom i vpadinoy* [Strain state of blanks in strikers with trapezoidal protrusion and depression]. *Izv. vuzov. Chernaya metallurgiya = Proceedings of high schools. Ferrous Metallurgy*, 1998, no. 4, pp. 13–14.
18. **Markov O.E.** *Issledovaniye tekhnologicheskogo processa kovki krupnykh pokovok klinovymi bojkami* [Research of the technological process of forging large forgings with wedge strikers]. *Izv. vuzov. Chernaya metallurgiya = Proceedings of high schools. Ferrous Metallurgy*, 2012, no. 12, pp. 24–27.
19. **Volokitin A.V., Tolkushkin A.O., Panin E.A., Volokitina I.E.** *Issledovaniye zakrytiya vnutrennykh defektov zagotovki pri protyazhke v stupenchato-klinovidnykh bojkah* [Investigation of the closure of internal defects of the workpiece during broaching in step-wedge strikers]. *Materialy, oborudovaniye i resursosberegayushchie tekhnologii: materialy Mezhdunarodnoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii = Materials, equipment and resource-saving technologies: materials of the International Scientific and Technical Conference*, 2021, pp. 35–36.
20. **Volokitina I.E., Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Panin E.A., Volokitin A.V.** *Instrument dlya protyazhki zagotovok* [Tool for broaching workpieces]. RK Patent for utility model No. 5700. 2020.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-112-115>
УДК 627.74

Поступила 22.11.2021
Received 22.11.2021

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ Fe-Cr-Ni-Al-ПСЕВДОСПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО ОТЖИГУ

М. А. БЕЛОЦЕРКОВСКИЙ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65,
В. А. КУКАРЕКО, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: v_kukareko@mail.ru
Ю. С. КОРОБОВ, Институт физики металлов им. М. Н. Михеева Уральского отделения РАН,
г. Екатеринбург, Россия
Е. В. АСТРАШАБ, А. Н. ГРИГОРЧИК, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12.

Исследовано структурно-фазовое состояние газотермического покрытия из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплава в исходном состоянии, а также после отжига в интервале температур 550–650 °С в течение 20–60 мин. Установлено, что фазовый состав Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплава в исходном состоянии включает в себя преимущественно Al и α -Fe, а его пористость не превышает 3–5 об. %. Отжиг газотермического покрытия из псевдосплава при температурах 550–650 °С в течение 20–60 мин приводит к выделению железо-алюминиевых интерметаллидных соединений Fe_3Al , $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ и Al_5Fe_2 , увеличению твердости и пористости.

Ключевые слова. Псевдосплав, отжиг, структурно-фазовое состояние, пористость.

Для цитирования. Белоцерковский, М. А. Структурно-фазовый состав газотермического покрытия из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплава, подвергнутого отжигу / М. А. Белоцерковский, В. А. Кукареко, Ю. С. Коробов, Е. В. Астрашаб, А. Н. Григорчик // Литьеи металлургия. 2021. № 4. С. 112–115. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-112-115>.

STRUCTURAL-PHASE COMPOSITION OF A GAS-THERMAL COATING OF Fe-Cr-Ni-Al PSEUDO ALLOY SUBJECTED TO ANNEALING

M. A. BELOTSEKOVSKY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
V. A. KUKAREKO, Joint Institute of Mechanical Engineering National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str. E-mail: v_kukareko@mail.ru
Yu. S. KOROBOV, Institute of Metal Physics named after M. N. Mikheev of the Ural Branch of the Russian
Academy of Sciences, Yekaterinburg, Russia.
E. V. ASTRASHAB, A. N. GRIGORCHIK, Joint Institute of Mechanical Engineering National Academy of
Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str.

The structural-phase state of the gas-thermal coating made of Fe-Cr-Ni-Al pseudo-alloy in the initial state, as well as after annealing in the temperature range 550–650 °C for 20–60 minutes, has been investigated. It has been established that the phase composition of the Fe-Cr-Ni-Al pseudo-alloy in the initial state includes mainly Al and α -Fe, and its porosity does not exceed 3–5 vol. %. Annealing of a thermal spray coating from a pseudo-alloy at temperatures of 550–650 °C for 20–60 minutes leads to the release of iron-aluminum intermetallic compounds Fe_3Al , $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ and Al_5Fe_2 , an increase in hardness and porosity.

Keywords. Pseudo alloy, annealing, structural-phase state, porosity.

For citation. Belotserkovsky M. A., Kukareko V. A., Korobov Yu. S., Astrashab E. V., Grigorchik A. N. Structural-phase composition of a gas-thermal coating of Fe-Cr-Ni-Al pseudo alloy subjected to annealing. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 112–115. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-112-115>.

Покрyтия из псевдосплавов, напыленные методом высокоскоростной металлизации, имеют повышенные рабочие характеристики по сравнению с монопокрyтиями из одного материала [1, 2]. Кроме того, перспективным направлением является возможность повышения физико-механических свойств псевдосплавов с помощью их отжига. Так, например, при отжиге покрyтий из железо-алюминиевых псевдосплавов могут выделяться интерметаллидные соединения Al_5Fe_2 , $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, Fe_3Al и FeAl ,

обладающие высокой твердостью, коррозионной стойкостью, жаростойкостью, стойкостью к абразивному изнашиванию. В свою очередь, влияние химического состава исходных проволоочных материалов на структурно-фазовое состояние напыленных газотермических покрытий из псевдосплавов, подвергнутых отжигу, изучены недостаточно. Таким образом, объектом исследования было покрытие из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплав, подвергнутое отжигу в интервале температур 550–650 °С в течение 20–60 мин.

В результате высокоскоростной металлизации покрытия из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплав формируются слоистое покрытие из чередующихся стальных (06X19H9T) и алюминиевых (АД1) частиц, а также оксидных прослоек между ними. Пористость покрытия после напыления не превышает 3–5 об. % (рис. 1, а), а его твердость составляет 180 HV 10.

Фазовый состав покрытия из псевдосплав после напыления (рис. 2) включает в себя преимущественно Al и α -Fe, а также небольшое количество γ -Fe, интерметаллида Fe_3Al и оксидов Fe_3O_4 и Al_2O_3 . Присутствие в стальных частицах 06X19H9T покрытия преимущественно α -Fe свидетельствует о том, что в процессе напыления (расплавление, полет частиц, кристаллизация, охлаждение) и плотного контакта между частицами алюминия и стали проходит насыщение стальных частиц алюминием. При этом за счет сильного ферритизирующего действия алюминия сужается γ -область стали 06X19H9T [3].

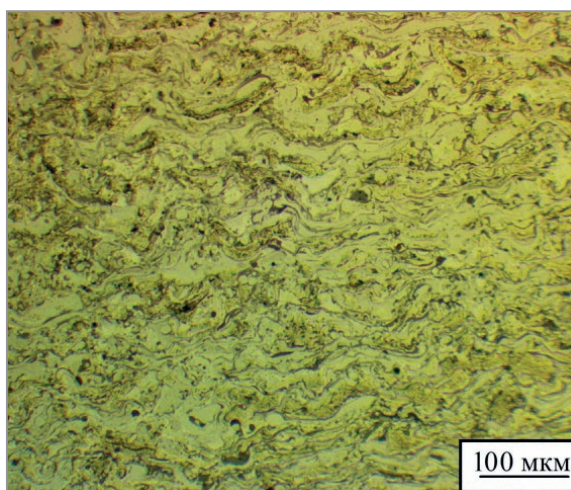


Рис. 1. Характерная микроструктура напыленного покрытия из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплав

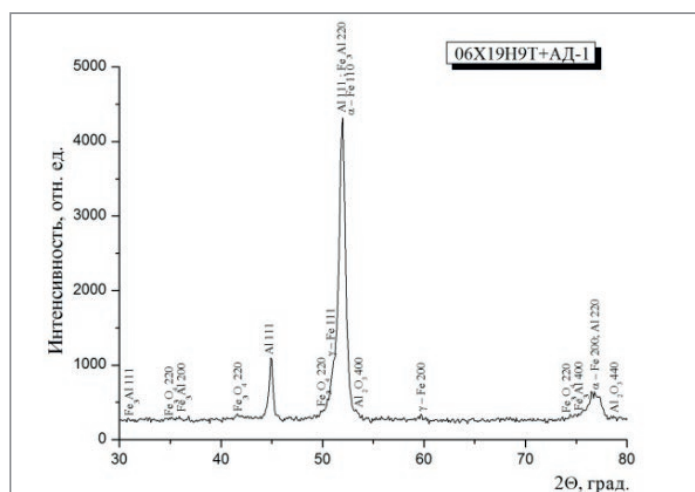
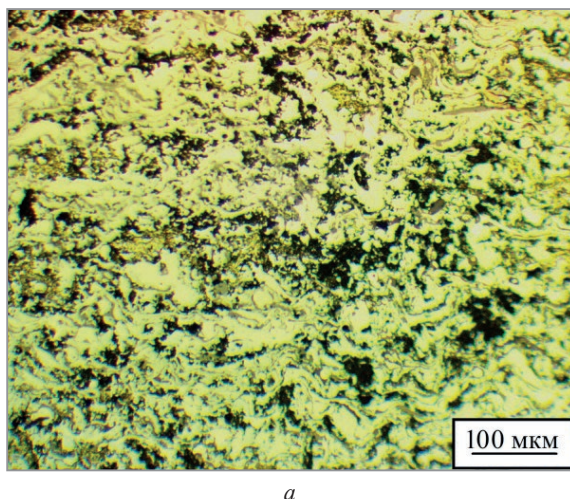
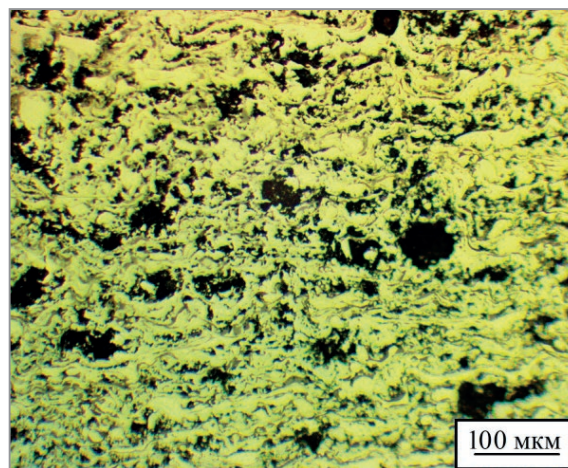


Рис. 2. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы ($\text{CoK}\alpha$) от поверхностных слоев газотермического покрытия из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплав

Отжиг покрытия из псевдосплав при температурах 550–650 °С в течение 20–60 мин приводит к существенным изменениям его структуры и фазового состава, а также повышению твердости покрытия до 240 HV 10, что $\approx$ в 1,3 раза выше по сравнению с исходным состоянием. При этом в результате отжига повышается пористость покрытий до $\approx$ 27 об. % после длительных выдержек (рис. 3, табл. 1), а также снижается количество алюминиевых прослоек.



а



б

Рис. 3. Характерные микроструктуры покрытия из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплав после отжига по различным режимам: а – отжиг при 550 °С в течение 60 мин; б – отжиг при 650 °С в течение 20 мин

Повышение пористости псевдосплава при отжиге (табл. 1) преимущественно обусловлено диффузией атомов алюминия в стальные частицы, в местах их плотного контакта при отсутствии на границах частиц оксидов железа и алюминия, препятствующих диффузионному перемещению атомов. Указанное явление порообразования объясняется реализацией эффектов Френкеля и Киркендалла, заключающееся в том, что при отжиге двух разнородных сваренных материалов происходит диффузия атомов более активного материала (алюминия) по вакансионному механизму в менее активный (железо). При этом вакансии перемещаются в направлении, обратном потоку диффундирующих атомов алюминия. В результате диффузионного переноса происходит смещение границы раздела двух материалов, а также образование диффузионной пористости [4].

Таблица 1. Пористость покрытий из псевдосплава Fe-Cr-Ni-Al, напыленных методом высокоскоростной металлизации после отжига по различным режимам, об.%

τ, мин	T, °C		
	550	600	650
20	8–12	15–20	17–23
40	10–16	15–22	18–23
60	15–20	18–27	17–26

Результаты рентгеноструктурного анализа газотермических покрытий из псевдосплава Fe-Cr-Ni-Al, подвергнутых отжигу по различным режимам, представлены в табл. 2. Фазовый состав покрытий после отжига включает в себя α-Fe, различное количество интерметаллидных соединений, а также незначительное количество γ-Fe и оксидов Fe₃O₄ и Al₂O₃.

Таблица 2. Фазовый состав и твердость газотермических покрытий из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплава после отжига по различным режимам

Наименование образца			Фазовый состав	Твердость HV 10
Fe-Cr-Ni-Al	Исходное состояние		Al; α -Fe; γ -Fe; Fe ₃ Al; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	180
	отжиг при 550 °C	20 мин	α -Fe; Fe ₃ Al; Al; Al ₁₃ Fe ₄ ; Al ₅ Fe ₂ ; γ -Fe; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	205
		40 мин	α -Fe; Fe ₃ Al; Al; Al ₁₃ Fe ₄ ; Al ₅ Fe ₂ ; γ -Fe; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	220
		60 мин	α -Fe; Fe ₃ Al; Al; Al ₁₃ Fe ₄ ; Al ₅ Fe ₂ ; γ -Fe; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	215
	отжиг при 600 °C	20 мин	α -Fe; Fe ₃ Al; Al ₁₃ Fe ₄ ; Al ₅ Fe ₂ ; γ -Fe; Al; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	230
		40 мин	α -Fe; Fe ₃ Al; Al ₅ Fe ₂ ; Al ₁₃ Fe ₄ ; γ -Fe; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	226
		60 мин	α -Fe; Fe ₃ Al; Al ₅ Fe ₂ ; Al ₁₃ Fe ₄ ; γ -Fe; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	230
	отжиг при 650 °C	20 мин	α -Fe; Fe ₃ Al; Al ₁₃ Fe ₄ ; Al ₅ Fe ₂ ; γ -Fe; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	225
		40 мин	α -Fe; Fe ₃ Al; Al ₁₃ Fe ₄ ; Al ₅ Fe ₂ ; γ -Fe; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	240
		60 мин	α -Fe; Fe ₃ Al; Al ₁₃ Fe ₄ ; Al ₅ Fe ₂ ; γ -Fe; Fe ₃ O ₄ ; Al ₂ O ₃	235

Из таблицы видно, что отжиг покрытий из псевдосплава при температурах 550–650 °C и времени выдержки 20–60 мин приводит к выделению преимущественно интерметаллида Fe₃Al, а также образованию Al₅Fe₂, Al₁₃Fe₄. Прослойки чистого алюминия исчезают после отжига при 600 °C в течение 40 мин, что связано с взаимной диффузией атомов алюминия и железа в процессе отжига. Необходимо отметить, что железо-алюминиевые интерметаллидные соединения обладают высокой микротвердостью, жаростойкостью и коррозионной стойкостью.

Выводы

Исследовано структурно-фазовое состояние газотермического покрытия из псевдосплава Fe-Cr-Ni-Al в исходном состоянии, а также подвергнутого отжигу в интервале температур 550–650 °C в течение 20–60 мин.

Установлено, что фазовый состав Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплава в исходном состоянии включает в себя преимущественно Al и α-Fe и незначительное количество оксидов железа и алюминия, а его пористость не превышает 3–5 об.%. Преимущественное содержание α-Fe в частицах из аустенитной стали свидетельствует о протекании диффузионных процессов между стальными и алюминиевыми частицами в процессе формирования покрытия.

Отжиг газотермического покрытия из Fe-Cr-Ni-Al-псевдосплава при 550–650 °C в течение 20–60 мин приводит к выделению в нем железо-алюминиевых интерметаллидных соединений Fe₃Al, Al₁₃Fe₄ и Al₅Fe₂, а также повышению твердости приблизительно до 1,3 раз и пористости покрытия.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Русаков, В.С.** Термически индуцированные фазовые преобразования в слоистой системе Fe-Al / В.С. Русаков, К.К. Кадыржанов, Е.Е. Суслов, Д.А. Плаксин, Т.Э. Туркебаев // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2004. № 12. С. 22–30.
2. **Шморгун, В.Г.** О взаимодействии компонентов при твердо- и жидкофазном взаимодействии на межслойной границе композита алюминий АД1+Сталь 12Х18Н10Т / В.Г. Шморгун, Д.В. Проничев, В.П. Кулевич, О.В. Слаутин, Н.А. Артемьев // Изв. Волгогр. гос. техн. ун-та. 2019. № 2 (225). С. 14–17.
3. **Новиков, И.И.** Теория термической обработки металлов: учеб. для вузов. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. 480 с.
4. **Криштал, М.А.** Механизм диффузии в железных сплавах / М.А. Криштал. М.: Металлургия, 1972. 400с.

REFERENCES

1. **Rusakov V.S., Kadyrzhhanov K.K., Suslov E.E., Plaksin D.A., Turkebaev T. Je.** Termicheski inducirovannye fazovye preobrazovaniya v sloistoj sisteme Fe-Al [Thermally induced phase transformations in the layered system Fe-Al]. *Poverhnost'. Rentgenovskie, sinhrotronnye i nejtronnye issledovaniya = Surface. X-ray, synchrotron and neutron research*, 2004, no. 12, pp.22–30.
2. **Shmorgun V.G., Pronichev D.V., Kulevich V.P., Slautin O.V., Artem'ev N.A.** O vzaimodejstvii komponentov pri tverdo- i zhirkofaznom vzaimodejstvii na mezhslojnoj granice kompozita aljuminij AD1+Stal' 12H18N10T [On the interaction of components during solid and liquid phase interaction at the interlayer boundary of the aluminum composite AD1 + Steel 12H18N10T]. *Izvestija Volgogradskogo gosudarstvennogo tehničeskogo universiteta = Bulletin of the Volgograd State Technical University*, 2019, no. 2 (225), pp. 14–17.
3. **Novikov, I.I.** *Teorija termičeskoj obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 480 p.
4. **Krishtal M.A.** *Mehanizm diffuzii v zheleznyh splavah* [Diffusion mechanism in iron alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1972, 400 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-116-122>
УДК 621.74:658.382

Поступила 02.08.2021
Received 02.08.2021

КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА УСЛОВИЙ И БЕЗОПАСНОСТИ ТРУДА РАБОТАЮЩИХ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, Ю. А. НИКОЛАЙЧИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: yuni06@mail.ru

Приведены результаты исследований по комплексной оценке условий и безопасности труда работающих в литейном производстве. Рассмотрены производственные факторы условий труда в литейных цехах с различным характером производства и их влияние на травматизм и профессиональную заболеваемость работающих. Даны рекомендации по улучшению условий труда и уменьшению их влияния на литейщиков.

Ключевые слова. Условия труда, безопасность труда, литейный цех, производственный фактор.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Комплексная оценка условий и безопасности труда работающих в литейном производстве / А. М. Лазаренков, Ю. А. Николайчик // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 116–122. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-116-122>.

THE INTEGRATED WORKING CONDITIONS AND LABOR SAFETY ASSESSMENT IN FOUNDRIES

A. M. LAZARENKOV, Yu. A. NIKALAICHYK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti Ave. E-mail: yuni06@mail.ru

The results of research on working conditions and labor safety assessment in foundries are presented. The production factors of working conditions in foundries with different types of production and their impact on injuries and professional incidence of workers are considered. Recommendations to improve working conditions and reduce their impact on foundry workers are given.

Keywords. Working conditions, occupational safety, foundry, production factor.

For citation. Lazarenkov A. M., Nikalaichyk Yu. A. The integrated working conditions and labor safety assessment in foundries. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 116–122. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-116-122>.

Условия труда работающих в литейном производстве определяются комплексом производственных факторов, основными из которых являются запыленность, загазованность, шум, вибрация, тепловое излучение, параметры микроклимата, освещенность. С учетом многообразия технологических процессов и типов производственного оборудования, разветвленной транспортной сетью, значительным количеством трудоемких операций, выполняемых вручную, требуется проведение мероприятий по снижению производственного травматизма и профессиональных заболеваний работающих.

По-прежнему острой проблемой в литейном производстве остается неудовлетворительное состояние воздушной среды. Запыленность и загазованность воздушной среды производственных помещений литейных цехов нередко превышают предельно допустимые концентрации (ПДК).

Пыль выделяется в воздух рабочих зон при протекании многих производственных операций: при изготовлении формовочных и стержневых смесей, изготовлении стержней и форм, выплавке металла, выбивке отливок из залитых форм, обрубке и зачистке литья, ремонте плавильных агрегатов и заливочных ковшей и др. Образующаяся при этом пыль содержит большие количества свободного двуоксида кремния и характеризуется высокой дисперсностью.

Результаты проведенных исследований содержания пыли в воздухе рабочих зон различных участков литейных цехов показали превышение ПДК пыли практически на всех рабочих местах. В воздухе рабочих зон участков цехов с массовым характером производства отмечаются большие концентрации пыли, чем в цехах серийного и мелкосерийного производства. Это объясняется большей продолжительностью работы «пылящего» оборудования, непрерывностью протекания технологических процессов.

На рабочих местах стерженщиков и формовщиков наименьшие концентрации пыли отмечаются при использовании технологических процессов изготовления стержней и форм из жидкостекольных и холоднотвердеющих смесей. Однако при выбивке форм из жидкостекольных смесей и финишных операциях при обработке поверхностей отливок имеют место наибольшие концентрации пыли из-за затрудненной выбивки отливок из форм и стержней из отливок.

Исходя из анализа содержания пыли в воздушной среде рабочих мест различных участков литейных цехов, отмечено, что такое положение с запыленностью обусловливается несовершенством технологических процессов изготовления отливок в песчаных формах и недостаточной эффективностью работы систем вытяжной вентиляции и обеспыливания воздуха. Изучение способов литья в песчаные формы показывает, что многие виды технологического оборудования или не имеют укрытий и встроенных местных отсосов, или применяемые местные отсосы недостаточно эффективны.

Таким образом, пыль оказывает значительное влияние на работающих в литейных цехах, степень воздействия которого определяется применяемыми технологическими процессами и оборудованием для изготовления стержней и форм, приготовления смесей, выбивки, обрубки и очистки отливок, уровнем механизации, а также характером производства.

Загазованность воздуха рабочих мест литейных цехов является не менее важным фактором производственной среды, оказывающим влияние на организм работающих. В воздушной среде литейных цехов фиксируются оксид углерода, азота оксиды, фенол, формальдегид, углеводороды, ангидрид сернистый и др. Наличие и количество того или иного вещества в воздухе рабочих зон определяется применяемыми технологическими процессами.

Наибольшему влиянию вредных веществ подвергаются работающие при подготовке формовочных материалов, приготовлении стержневых смесей, плавке металла, заливке и выбивке форм. На всех участках фиксируется оксид углерода, в одних случаях происходит его выделение при протекании технологических процессов, а в других – за счет миграции с соседних неизолированных друг от друга участков (высокая подвижность воздуха и разные величины кратностей воздухообмена на различных участках). Поэтому при проектировании литейных цехов необходимо размещать участки с различными газовыделениями изолированно друг от друга или создавать одинаковые кратности воздухообмена во избежание переноса загазованного воздуха на рядом расположенные участки, где нет выделений вредных веществ.

Самая неблагоприятная обстановка по оксиду углерода отмечается на рабочих местах плавильщиков и заливщиков, где концентрации превышают допустимые в 1,07–1,59 раза [1]. При этом следует отметить, что в цехах массового производства, несмотря на большую интенсивность технологических процессов, не фиксируются наибольшие концентрации оксида углерода. Это говорит об эффективности вытяжной системы вентиляции [1, 2]. И совершенно иная картина имеет место при заливке форм на плацу в цехе среднего и крупного литья серийного производства, когда концентрация может достигать 21–38 мг/м³.

Наибольшему воздействию вредных веществ подвергаются стерженщики литейных цехов, где используются технологические процессы изготовления стержней по нагреваемой оснастке. На рабочих местах заливщиков и стерженщиков фиксируется превышение ПДК по фенолу и формальдегиду в среднем до 1,15–2,27 раза, однако максимально разовые концентрации этих веществ могут превышать допустимые в 2,4–3,8 раза. Такое положение создается недостаточным отсосом загрязненного воздуха системой вытяжной вентиляции от стержневых ящиков, а также тем, что доотверждение стержней происходит непосредственно у рабочих мест.

Существующее положение с загазованностью рабочих мест литейных цехов объясняется несовершенством технологических процессов изготовления отливок в песчаных формах с использованием смесей на органических связующих, недостаточной эффективностью работы систем вытяжной вентиляции, несовершенством технологического оборудования (отсутствие укрытий и встроенных местных отсосов или неэффективностью их работы).

Немаловажная роль в обеспечении условий труда работающих в литейных цехах принадлежит параметрам микроклимата (совокупность температуры воздуха, его относительной влажности и скорости движения, интенсивности теплового излучения). Влияние нагревающего микроклимата на организм человека в условиях литейных цехов может привести к серьезным изменениям со стороны сердечно-сосудистой, центральной нервной и других систем, вызывая нарушение солевого баланса, недостаточному кровообращению сердца, ослаблению внимания, ухудшению координации движений, замедлению реакций, тепловым ударам и другим изменениям в организме работающих [1, 3].

Фактические значения интенсивного теплового излучения в большинстве случаев превышают допустимые величины (в некоторых случаях в десятки раз). Выявлены особенности распределения тепловых потоков в зависимости от характера производства. В литейных цехах массового производства тепловые зоны у рабочих мест имеют практически постоянные размеры. Длительному воздействию значительных тепловых потоков подвергаются практически все работающие в плавильно-заливочных отделениях. На других участках литейных цехов массового производства тепловое воздействие разной интенсивности отмечается только на отдельных рабочих местах (выбивальщики залитых форм, стерженщики у машин с нагреваемой оснасткой, рабочие у эпрон-конвейеров).

На участках литейных цехов серийного производства концентрируются различные технологические процессы получения отливок (в песчано-глинистых формах, в кокиль, цветное литье и т.д.). Меньший уровень механизации и автоматизации технологических процессов приводит к тому, что тепловому воздействию подвергается большее число работающих. Работа проводится в параллельном или ступенчатом режиме. Причем при ступенчатом режиме работы цеха воздействию тепла будут подвергаться в основном плавильщики и заливщики.

В цехах кокильного литья мелкосерийного производства тепловому воздействию подвергаются в основном плавильщики и особенно заливщики, которые составляют большую часть работающих. При этом заливщики подвергаются тепловому облучению при наполнении ковша жидким металлом, транспортировке его, заливке кокилей, выбивке отливок, окраске кокилей, а также от извлеченных остывающих отливок. И если в цехах с другими характерами производства воздействие тепла на работающих происходит циклично, то в данных цехах постоянно, что приводит к значительному влиянию на организм человека.

В теплый период года в литейных цехах с любым характером производства температура воздуха соответствует нормативным значениям на всех участках за исключением рабочих мест плавильно-заливочного и выбивного участков, где она в среднем выше на 4–7 °С. Кроме того, отмечено превышение допустимых температур в среднем на 2–4 °С в термообрубных отделениях литейных цехов массового производства, на 1–4 °С выше на выбивном участке литейных цехов серийного производства (выбивка средних и крупных отливок, которые остаются в помещении участка и отдают значительное количество тепла). Однако при выбивке форм на автоматизированных решетках превышений допустимых температур на рабочих местах выбивальщиков не отмечается, так как отливки со смесью проваливаются в подвальное помещение.

Аналогичное положение отмечается и в холодный период года, однако значения превышений допустимых температур фиксируются большие (нормативные величины в этот период имеют меньшие абсолютные значения).

На рабочих местах плавильно-заливочных отделений всех литейных цехов также отмечены превышения допустимых скоростей движения воздуха, хотя и меньшие, чем на шихтовых дворах. Источником таких скоростей здесь является применение установок воздушного душирования на рабочих местах плавильщиков и заливщиков.

В литейных цехах серийного и мелкосерийного производства в теплый период отмечают повышенные скорости движения воздуха на всех участках. Причиной этого является неизолированность участков цеха друг от друга, расположение большинства участков у наружных стен, что при открытых воротах и светоаэрационных проемах приводит к постоянным воздушным потокам. Такое положение приводит к тому, что при увеличении скорости наружного воздуха в помещениях цеха появляются сквозняки, при жаркой погоде в цехе душно, а в холодный период года холодно. Все это приводит к снижению работоспособности в цехе и росту количества простудных заболеваний. Таким образом, параметры микроклимата оказывают значительное влияние на работающих в литейных цехах, степень воздействия которого определяется уровнем механизации и автоматизации, применяемыми технологическими процессами и оборудованием для изготовления стержней, плавки и заливки металла, выбивки литья.

Результаты исследований шума литейных машин показали, что параметры шума основных видов оборудования смесеприготовительных, стержневых, формовочных, плавильно-заливочных, выбивных и обрубочно-очистных участков превышают допустимые значения [1, 4]. Шум, создаваемый основными литейными машинами, является широкополосным, звуковое поле неоднородно в связи с наличием источников шума, различных по уровню акустической мощности и характеру спектра. Шум, создаваемый оборудованием с ударным режимом работы, непостоянный, с максимальным уровнем звуковой мощности в области средних и высоких частот. Это говорит о значительном воздействии шума на формовщиков, выбивальщиков форм, обрубщиков и чистильщиков литья.

Анализ уровней вибрации литейного оборудования показал, что наибольшие превышения уровней общей технологической вибрации наблюдаются в области средних и высоких частот 16, 31,5 и 63 Гц на рабочих местах формовщиков у встряхивающих машин и выбивальщиков [1, 5]. Однако значительно большему воздействию локальной вибрации подвергаются литейщики, обслуживающие ручной формовочный инструмент, станки и инструмент для очистки отливок и инструмент для обрубки литья.

Изучение вибрационных режимов оборудования в литейных цехах с различным характером производства показало, что наибольшему воздействию вибрации подвергаются работающие в цехах массового производства, где имеет место более продолжительный контакт человека с источниками вибрации, несмотря на более высокий (хотя и недостаточный) уровень механизации и автоматизации процессов. Вибрация оказывает значительное влияние на работающих, степень воздействия которого определяется применяемыми технологическими процессами и оборудованием для изготовления стержней и форм, выбивки, обрубки и очистки отливок, уровнем механизации и автоматизации, а также характером производства.

Исследование естественного освещения участков литейных цехов показало, что коэффициент естественной освещенности не соответствует нормированным значениям практически на всех участках цехов. Такое положение создается за счет того, что остекления боковых окон и светоаэрационных фонарей сильно загрязнены и не подвергаются чистке в установленные сроки. Нередко оконные проемы закрыты эстакадами, технологическим оборудованием.

Результаты исследований искусственного освещения рабочих мест литейных цехов показали недостаточность освещенности практически на всех участках литейных цехов. При изучении причин выявлено, что не все лампы работают (перегоревшие лампы длительное время не заменяются), установленные сроки чистки светильников не соблюдаются. Все это приводит к значительному снижению освещенности рабочих мест. Такое неблагоприятное положение в литейных цехах объясняется использованием грузоподъемных механизмов (мостовой кран), которое приводит к размещению светильников на большой высоте (8–15 м от пола цеха), что значительно затрудняет оперативную замену перегоревших ламп, чистку и мойку светильников. После проведения чистки и мойки светильников и замены перегоревших ламп освещенность рабочих мест увеличивается в 1,7 раза.

Таким образом, при оценке условий труда работающих в литейных цехах необходимо учитывать комплекс вышеуказанных факторов производственной среды, использовать современные технологические процессы и оборудование для модернизации процесса, что снизит продолжительность нахождения работающего у оборудования и сделает более безопасным характер производства.

При анализе производственного травматизма необходимо учитывать весь комплекс факторов, определяющих условия труда в литейном производстве [6–8]. Исследования травматизма показали, что уровень его достаточно высок и превышает данные по предприятию в среднем на 28–44 %.

Наибольшие значения коэффициентов частоты и тяжести травматизма отмечаются в литейных цехах массового производства, что объясняется более высоким уровнем механизации и автоматизации технологических процессов и наиболее неблагоприятными условиями труда, так как воздействие факторов производственной среды в течение всей рабочей смены приводит к утомлению, снижению работоспособности, ослаблению внимания, замедлению реакций и, тем самым, способствуют возникновению травмоопасных ситуаций.

Наибольшее количество несчастных случаев по месту их происхождения приходится на обрубочно-очистной, формовочный и плавно-заливочный участки. На обрубочно-очистном участке цехов массового производства отмечается значительный процент травм, несмотря на более высокий уровень механизации, что объясняется значительным количеством операций, выполняемых с использованием ручного труда (навешивание и съем отливок с подвесных конвейеров, обрубка отливок, зачистка литья ручным инструментом, погрузка отливок в тару и т.д.) при высокой напряженности труда в весьма неблагоприятных условиях (значительные уровни шума, вибрации, повышенная запыленность).

На плавно-заливочных участках литейных цехов мелкосерийного производства отмечается более высокий процент несчастных случаев по сравнению с цехами массового производства, что объясняется, несмотря на более благоприятные условия труда, заливкой форм чаще всего на плацу, где невозможно предусмотреть все меры предосторожности.

Необходимо значительное внимание уделять работникам службы механика, энергетика и др., на которых приходится около 17% всех случаев. При обслуживании оборудования ремонтники осуществляют работы в неблагоприятных условиях труда (повышенный шум, запыленность, загазованность, высокие температуры, недостаточная освещенность, неудобные напряженные позы).

Наиболее травмоопасными во всех литейных цехах являются профессии обрубщика, формовщика, плавильщика, заливщика и слесаря-ремонтника.

Основное количество несчастных случаев приходится на работающих со стажем работы до 5 лет. Высокий уровень травматизма работающих со стажем до одного года говорит о том, что в литейных цехах имеет место высокая текучесть кадров.

Около 74 % случаев происходит по организационным причинам (нарушения технологических процессов, недостатки в обучении и инструктировании работающих безопасным приемам труда, нарушение правил техники безопасности, неудовлетворительная организация и содержание рабочих мест, проходов, проездов), по техническим – около 16 % от всех травм (конструктивные недостатки, порождающие отказы, аварии, преждевременный выход машин из строя и отсутствие блокировок, средств защиты), по санитарно-гигиеническим – около 7 % (плохие метеоусловия, шум, вибрация, недостаточное освещение, запыленность и загазованность воздушной среды) и по психофизиологическим – около 3 %.

Специфическое воздействие отдельных производственных факторов на организм работающих в литейном производстве находит отражение в случаях профессиональной заболеваемости. Анализ заболеваемости проводился по результатам ежегодных медицинских осмотров за период с 2015 по 2019 г. с учетом влияния факторов производственной среды на интенсивные показатели профессиональной заболеваемости и сроки развития болезней.

Наиболее распространенными являются заболевания от воздействия пыли (силикоз и пылевой бронхит), вибрации (вибрационная болезнь), шума (кохлеарный неврит слухового органа). На работающих в литейных цехах машиностроительных предприятий приходится 57,2 % заболеваний вибрационной болезнью, 39,1 – невритом слухового органа, 79,7 – силикозом и 83,0 % – пылевым бронхитом от общего количества аналогичных профессиональных заболеваний.

Высокий процент случаев заболеваний силикозом и пылевым бронхитом объясняется применением ручного инструмента на обрубных и зачистных работах, техническим состоянием оборудования и недостаточной эффективностью приточно-вытяжных вентиляционных систем. Также на рабочих местах отмечаются высокие концентрации кварцсодержащей пыли, а содержание в пыли кремнезема, определяющего силикоопасность ее, составляет от 52 до 79 %. Силикоз у работающих в цехе стального литья в среднем развивается через 16,8 лет, в цехе чугунного литья – через 21,3 года. Такое различие в сроках развития объясняется более высокой агрессивностью пыли в цехах стального литья, так как под воздействием высоких температур кремнезем переходит в модификацию кристобалит и тридимит, которые обладают более выраженной фиброгенностью.

В литейных цехах с массовым характером производства наибольшее число профессиональных заболеваний объясняется воздействием на работающих чрезмерного шума от используемого литейного оборудования, более высоким уровнем механизации и автоматизации и более продолжительным воздействием. Наиболее высокий коэффициент заболеваемости невритом слухового органа в литейных цехах приходится на профессии обрубщиков, формовщиков и чистильщиков литья.

Значительное количество заболеваний вибрационной патологии объясняется тем, что работающие (особенно обрубщики и чистильщики литья) подвергаются воздействию локальной вибрации при использовании ручного инструмента и зачистке отливок на наждачных станках, больших физических нагрузок, выполняют работы в вынужденных напряженных позах, подвергаются значительным тепловым нагрузкам и охлаждающему микроклимату, что способствует развитию вибрационной болезни.

Наибольшее число случаев профзаболеваний в литейных цехах приходится на восемь профессиональных групп. Наиболее неблагоприятной является профессия обрубщика, особенно по количеству зарегистрированных случаев профессиональных болезней ($K_3 = 5,03$). На долю вибрационной болезни приходится 15,5 % всех случаев заболеваний обрубщиков. Остальные приходятся на пылевой бронхит (37 %), силикоз (24,3 %) и неврит слухового органа (23,2 %). В группе обрубщиков отмечаются самые короткие сроки развития вибрационной болезни (11,8 лет), неврита слухового органа (15,2 года), силикоза (16,6 года) и пылевого бронхита (15,8 года), что говорит о значительном влиянии условий труда на организм работающих [2,4].

По вибрационной болезни значительные показатели регистрируются в группе наждачников и чистильщиков литья (18,1 % от всех заболеваний наждачников и чистильщиков литья), что объясняется не только высокими уровнями локальной вибрации, но и спектральными характеристиками (вибрации средне- и высокочастотного диапазонов), представляющими наибольшую опасность. Воздействие

вибрации также сочетается со значительными физическими нагрузками при выполнении технологических операций, что усугубляет ее воздействие.

В группе формовщиков 47,5 % всех случаев профзаболеваний приходится на неврит слухового органа, 9,7 – на виброболезнь и 42,8 – на пылевые заболевания. Средние сроки развития заболеваний более продолжительные, что объясняется низкочастотными шумами и вибрацией машин ударного действия.

В структуру профзаболеваний стерженщиков входят пылевой бронхит (29,2 %), силикоз (24,2 %), неврит слухового органа (43,2 %) и вибрационная болезнь (3,4 %). Высокие показатели заболеваемости силикозом и пылевым бронхитом обусловлены значительным содержанием в пыли диоксида кремния (44–72 %). Использование пескодувных и пескострельных стержневых машин приводит к повышенным уровням шума.

Часто заболевания пылевой этиологии сочетаются с вибрационной болезнью и невритом слухового органа. Следует отметить, что сочетание профзаболеваний у литейщиков выявлено примерно в 5 % случаев.

Улучшение условий труда на рабочих местах литейных цехов имеет важное народнохозяйственное значение, так как, с одной стороны, создает резерв для снижения экономического ущерба, наносимого несчастными случаями и заболеваемостью, сопровождающихся утратой трудоспособности, а с другой – способствует сохранению для производства большого количества трудящихся, что чрезвычайно важно в условиях дефицита трудовых ресурсов в литейном производстве, создаваемого неудовлетворенностью рабочих своей профессией, высокой сменяемостью кадров и падением престижа литейных профессий.

Основным и наиболее перспективным методом защиты от опасных и вредных производственных факторов при производстве работ в литейном цехе является совершенствование конструкций машин и технологических процессов, их замена на более новые и прогрессивные, обладающие минимальным уровнем опасности, выделения вредных веществ, излучений.

На основании результатов и анализа полученных данных исследований были сформулированы рекомендации по улучшению условий труда и уменьшению их влияния на литейщиков:

- применение экологически более чистых технологических процессов и производственного оборудования (изготовление стержней и форм из холоднотвердеющих смесей, жидких самотвердеющих смесей, по CO_2 -процессу и др.; выплавка металла в индукционных печах и дуговых постоянного тока; выбивка отливок из форм с использованием прессового метода; очистка отливок в камерах и барабанах), что позволит значительно уменьшить запыленность и загазованность воздуха рабочих зон;
- использование малошумных и вибробезопасных технологических процессов и производственного оборудования (изготовление стержней по CO_2 -процессу, Ашланд-процессу, Бетасет-процессу, SO_2 -эпоксид-процессу); применение безударных машин для формовки (прессовое и импульсное уплотнение, по V-процессу); плавка металла в индукционных печах и электродуговых постоянного тока; выбивка форм с использованием прессового метода и т. п.;
- для защиты от вибрации следует применять следующие методы: снижение виброактивности машин; отстройка от резонансных частот; вибродемпфирование; виброгашение (для высоких и средних частот); повышение жесткости системы (для низких и средних частот); виброизоляция; применение индивидуальных средств защиты;
- для защиты от теплового излучения применяются средства коллективной и индивидуальной защиты (теплоизоляция рабочих поверхностей источников излучения теплоты, экранирование источников или рабочих мест, воздушное душирование рабочих мест, общеобменная вентиляция, кондиционирование);
- разработка проектировщиками литейного оборудования систем и устройств локализации выделяющихся пыли и вредных веществ и оснащение ими оборудования на стадии изготовления, что позволит повысить эффективность систем вентиляции до 2–3 раз;
- рациональная организация рабочего места (конструкция производственного оборудования и организация рабочего места должны соответствовать антропометрическим данным и психофизиологическим возможностям работающих);
- изолированное расположение участков с разными уровнями пылегазовыделений друг от друга, что предотвратит разнос пыли и вредных веществ на рабочие места рядом расположенных участков;
- замена связующих на основе органических соединений материалами из неорганических компонентов или использование смесей с минимальным содержанием органических связующих;
- использование высокопроизводительных автоматизированных комплексов оборудования на всех переделах литейного производства, позволяющих ликвидировать ручной тяжелый труд, исключить контакт работающих с опасными и вредными производственными факторами;

- внедрение физиологически обоснованных режимов труда и отдыха работающих в литейных цехах, при которых высокая производительность труда сочетается с высокой и устойчивой работоспособностью человека без признаков чрезмерного утомления в течение возможно длительного периода.

Поэтому проблему обеспечения безопасности труда и сохранения здоровья литейщиков необходимо решать комплексно с учетом всех производственных факторов, определяющих условия труда.

Также, что немаловажно на современном этапе, необходимо периодически проводить с работающими психокоррекцию, поскольку постоянные отрицательные эмоции (тяжелые условия труда – шум, вибрация, запыленность и т.д., незнание ситуации и ее последствий) могут вызвать невротические состояния. Поэтому каждый работник должен иметь личный алгоритм выхода из той или иной ситуации, в том числе и аварийной. Кроме того, у них должна быть карта здоровья относительно тех объективных экологических условий, где они пребывают. Каждый работник должен точно знать, как он поведет себя при изменении ситуации или в случае аварии. У работников служб охраны труда должна быть характеристика здоровья каждого участка или цеха в целом. Они должны знать функциональные резервы по здоровью структурных подразделений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренков А.М. Условия труда работающих в литейных цехах // Литье и металлургия. 2018. № 4. С. 160–164.
2. Лазаренков А.М. Оценка условий труда работающих в литейных цехах с массовым характером производства // Литье и металлургия. 2017. № 4. С. 134–137.
3. Лазаренков, А.М. Влияние параметров микроклимата на работающих в литейных цехах / А.М. Лазаренков, С.А. Хорева // Литье и металлургия. 2012. № 3. С. 79–81.
4. Лазаренков, А.М. Влияние шума на профессиональную заболеваемость работающих в литейных цехах / А.М. Лазаренков, С.А. Хорева // Литье и металлургия. 2016. № 3. С. 131–132.
5. Лазаренков, А.М. Влияние локальной вибрации на работающих в литейных цехах / А.М. Лазаренков, С.А. Хорева // Литье и металлургия. 2016. № 3. С. 128–130.
6. Лазаренков А.М. Исследование влияния условий труда на работающих в литейных цехах // Литье и металлургия. 2019. № 2. С. 134–137.
7. Лазаренков А.М. Исследование влияния условий труда на показатели травматизма в литейном производстве // Литье и металлургия. 2019. № 2. С. 129–133.
8. Лазаренков А.М. Безопасность труда в литейном производстве // Литье и металлургия. 2018. № 3. С. 148–152.

REFERENCES

1. Lazarenkov A.M. Usloviya truda rabotajushhih v litejnyh cehah [Working conditions of workers in foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 4, pp. 160–164.
2. Lazarenkov A.M. Ocenka uslovij truda rabotajushhih v litejnyh cehah s massovym harakterom proizvodstva [Assessment of working conditions of workers in foundries with a mass production]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 4, pp. 134–137.
3. Lazarenkov A.M., Horeva S.A. Vlijanie parametrov mikroklimate na rabotajushhih v litejnyh cehah [Influence of microclimate parameters on workers in foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 3, pp. 79–81.
4. Lazarenkov A.M., Horeva S.A. Vlijanie shuma na professional'nuju zaboлеваemost' rabotajushhih v litejnyh cehah [Effect of noise on occupational morbidity in foundry workers]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 3, p. 131–132.
5. Lazarenkov A.M., Horeva S.A. Vlijanie lokal'noj vibracii na rabotajushhih v litejnyh cehah [Influence of local vibration on workers in foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 3, pp. 128–130.
6. Lazarenkov A.M. Issledovanie vlijanija uslovij truda na rabotajushhih v litejnyh cehah [Study of the impact of working conditions on workers in foundries]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2, pp. 134–137.
7. Lazarenkov A.M. Issledovanie vlijanija uslovij truda na pokazateli travmatizma v litejnom proizvodstve [Study of the influence of working conditions on injury rates in foundry]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2, pp. 129–133.
8. Lazarenkov A.M. Bezopasnost' truda v litejnom proizvodstve [Labor safety in foundry]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 3, pp. 148–152.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-123-126>
УДК 635.75

Поступила 20.10.2021
Received 20.10.2021

НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ

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

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

Принято считать, что физико-химические реакции в основном являются молекулярно-атомными. Показано, что жидкая вода состоит на 12 % из молекул и на 88 % – из нанокристаллов льда. При плавлении микрокристаллы веществ распадаются на нанокристаллы и молекулы или на нанокристаллы и атомы. При кристаллизации жидкостей происходит обратный процесс. На основе приведенных физико-химических реакций показано, что в их основе преобладают наноструктурные механизмы.

Ключевые слова. Наноструктурные механизмы, физико-химические реакции, нанокристаллы, микрокристаллы, гидратные молекулы, атомы.

Для цитирования. Стеценко, В. Ю. Наноструктурные механизмы физико-химических реакций / В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. 2021. № 4. С. 123–126. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-123-126>.

NANOSTRUCTURAL MECHANISMS OF PHYSICOCHEMICAL REACTIONS

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

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

It is generally accepted that physicochemical reactions are mainly molecular atomic. It was shown that liquid water consists of 12 % molecules and 88 % of ice nanocrystals. When melting, microcrystals of substances break down into nanocrystals and molecules or into nanocrystals and atoms. During the crystallization of liquids, the reverse process occurs. Based on the above physicochemical reactions, it is shown that nanostructural mechanisms prevail in their basis.

Keywords. Nanostructural mechanisms, physicochemical reactions, nanocrystals, microcrystals, hydrate molecules, atoms.

For citation. Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V. Nanostructural mechanisms of physicochemical reactions. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 4, pp. 123–126. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-123-126>.

Принято считать, что основными элементами веществ служат молекулы и (или) атомы. В этом случае физико-химические реакции в основном являются молекулярно-атомными [1, 2].

Рассмотрим самое простое и наиболее распространенное в природе вещество – воду. Принято считать, что она состоит из молекул H_2O как в твердом, так и в жидком и газообразном состояниях [2]. Известно, что удельная энтальпия плавления ($\Delta H_{пл}$) льда при нормальном давлении составляет 6 кДж/моль, а удельная энтальпия испарения ($\Delta H_{исп}$) жидкой воды при нормальном давлении равна 45 кДж/моль [3]. При кипении воды образуется пар, состоящий из молекул. Тогда можно считать, что удельная энтальпия молекуляризации льда составляет 51 кДж/моль. В этом случае после расплавления льда будут молекуляризоваться только 12 % микрокристаллов льда, а остальные распадутся на нанокристаллы. Поэтому можно считать, что жидкая вода состоит на 12 % из молекул H_2O и на 88 % – из нанокристаллов льда. Это подтверждается тем, что лед и жидкая вода в большой массе имеют одинаковый голубой цвет, что является следствием рассеивания света на нанокристаллах льда. Рентгенограмма жидкой воды при 4 °C хорошо согласуется с рентгенограммой льда [2].

При плавлении микрокристаллов льда ($L_{мк}$) происходит следующая реакция:

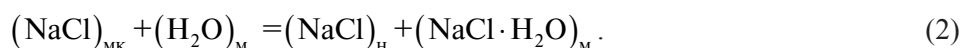


где L_n и $(H_2O)_m$ – нанокристаллы льда и молекулы воды. При кристаллизации жидкой воды происходит обратная реакция.

Можно считать, что микрокристаллы льда состоят из нанокристаллов льда, связанных между собой молекулами воды. При плавлении эти связи разрушаются, и микрокристаллы льда распадаются на L_n и $(H_2O)_m$.

Аналогичные реакции происходят при плавлении и кристаллизации микрокристаллов других веществ. Они состоят из нанокристаллов, связанных между собой молекулами и (или) атомами [4–6]. Поэтому физико-химические реакции являются не только молекулярно-атомными, но в большей мере наноструктурными. Определение механизмов этих реакций – актуальная задача. Она служит целью настоящей работы.

Рассмотрим процесс растворения хлорида натрия (поваренной соли) в жидкой воде. Микрокристаллы хлорида натрия $(NaCl)_{mk}$ состоят из нанокристаллов $(NaCl)_n$ и молекул $(NaCl)_m$. При растворении $(NaCl)_{mk}$ в жидкой воде молекулы $(NaCl)_m$ соединяются с молекулами $(H_2O)_m$ с образованием гидратных молекул $(NaCl \cdot H_2O)_m$. В результате $(NaCl)_{mk}$ распадаются на нанокристаллы $(NaCl)_n$. Тогда процесс растворения хлорида натрия в жидкой воде можно выразить следующей реакцией:



При этом в растворе будут находиться L_n .

Если бы микрокристаллы хлорида натрия при растворении распались только на молекулы $(NaCl)_m$, то для этого потребовалось бы 171 кДж/моль тепловой энергии [3]. Это очень большая величина, равная удельной теплоте испарения (сублимации). При распаде микрокристаллов хлорида натрия на нанокристаллы $(NaCl)_n$ и молекулы $(NaCl)_m$ необходимо всего 29 кДж/моль тепловой энергии [3]. Эта величина равна удельной теплоте плавления хлорида натрия. Тепловая энергия распада $(NaCl)_{mk}$ на нанокристаллы $(NaCl)_n$ и молекулы $(NaCl)_m$ компенсируется тепловой энергией образования гидратных молекул $(NaCl \cdot H_2O)_m$. В результате растворение хлорида натрия в жидкой воде дает слабый эндотермический эффект, что подтверждается экспериментально.

Рассмотрим процесс взаимодействия микрокристаллов калия (K_{mk}) с жидкой водой. Сначала происходит реакция $(H_2O)_m$ с атомами калия (K_a) :



где $(KOH)_m$ – молекулы гидроксида калия.

Затем происходит частичный распад микрокристаллов калия на его нанокристаллы K_n . Они будут взаимодействовать с L_n по следующей реакции:



где $(KOH)_n$ – нанокристаллы гидроксида калия.

Суммарно взаимодействие микрокристаллов калия с водой можно выразить следующей реакцией:

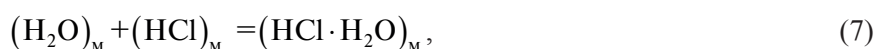


Если количество исходных веществ соответствует реакции (5), то образуются микрокристаллы $(KOH)_{mk}$ по следующей реакции:



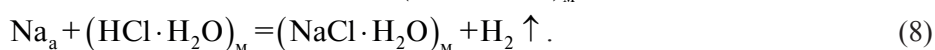
Если вода будет в избытке, то происходит образование гидратных молекул $(KOH \cdot H_2O)_m$. Они также образуются при растворении $(KOH)_{mk}$ в избыточном количестве жидкой воды. Механизм этого процесса аналогичен растворению $(NaCl)_{mk}$ в жидкой воде.

Рассмотрим процесс растворения жидкой соляной кислоты в жидкой воде. При этом выделяется много тепловой энергии благодаря образованию гидратных молекул $(HCl \cdot H_2O)_m$. Поэтому процесс растворения жидкой соляной кислоты в жидкой воде можно выразить следующим уравнением:



где $(HCl)_m$ – молекулы соляной кислоты. При этом в растворе будут находиться $(HCl)_n$ и L_n .

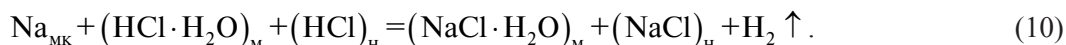
Рассмотрим процесс взаимодействия микрокристаллов натрия (Na_{mk}) с раствором жидкой соляной кислоты в жидкой воде. Сначала будет происходить реакция между атомами натрия (Na_a) и гидратными молекулами $(HCl \cdot H_2O)_m$ с образованием гидратных молекул $(NaCl \cdot H_2O)_m$ и молекулярного водорода:



Затем в реакцию будут вступать нанокристаллы $(\text{HCl})_{\text{н}}$ и $\text{Na}_{\text{н}}$:



Суммарно процесс взаимодействия микрокристаллов натрия с раствором жидкой соляной кислоты в жидкой воде можно выразить следующим уравнением:

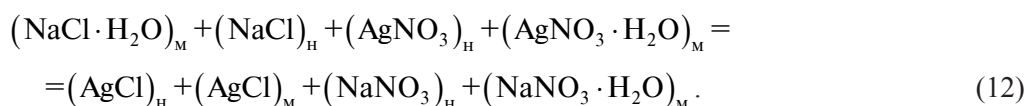


При этом в растворе будут находиться $\text{Л}_{\text{н}}$.

Рассмотрим процесс взаимодействия растворов нитрата серебра и хлорида натрия в жидкой воде. При растворении микрокристаллов $(\text{AgNO}_3)_{\text{МК}}$ в воде будет происходить следующая реакция (по аналогии с растворением $(\text{NaCl})_{\text{МК}}$ в жидкой воде):



где $(\text{AgNO}_3)_{\text{н}}$ – нанокристаллы нитрата серебра; $(\text{AgNO}_3 \cdot \text{H}_2\text{O})_{\text{м}}$ – гидратные молекулы. При этом в растворе будут находиться $\text{Л}_{\text{н}}$. При соединении водных растворов нитрата серебра и хлорида натрия происходит следующая реакция:

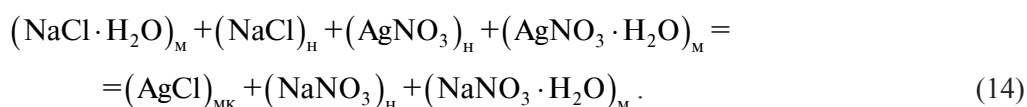


При этом в растворе будут находиться $\text{Л}_{\text{н}}$.

Нанокристаллы и молекулы хлорида серебра не взаимодействуют с водой, поэтому будут образовывать нерастворимые микрокристаллы $(\text{AgCl})_{\text{МК}}$ по следующей реакции:



В окончательном виде реакция взаимодействия водных растворов нитрата серебра и хлорида натрия будет иметь следующий вид:



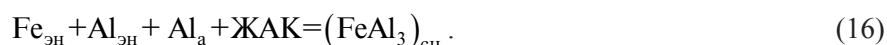
При этом в растворе будут находиться $\text{Л}_{\text{н}}$.

Рассмотрим процесс образования интерметаллида FeAl_3 в расплаве алюминия. Последний состоит из элементарных нанокристаллов алюминия ($\text{Al}_{\text{Эн}}$) и свободных атомов алюминия ($\text{Al}_{\text{а}}$), а твердое железо – из элементарных нанокристаллов железа ($\text{Fe}_{\text{Эн}}$) и связующих атомов железа ($\text{Fe}_{\text{а}}$) [6]. С последними в процессе растворения железа взаимодействуют свободные атомы алюминия с образованием железо-алюминиевых комплексов (ЖАК). В результате микрокристаллы железа ($\text{Fe}_{\text{МК}}$) распадаются на элементарные нанокристаллы по следующей реакции:

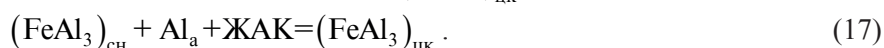


Элементарными ЖАК являются FeAl_3 .

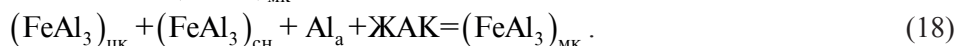
Поскольку после образования ЖАК в расплаве остаются свободные атомы алюминия, то процесс кристаллизации микрокристаллов интерметаллида $(\text{FeAl}_3)_{\text{МК}}$ происходит следующим образом. Сначала в расплаве формируются структурообразующие нанокристаллы интерметаллида $(\text{FeAl}_3)_{\text{СН}}$ по следующей реакции:



Затем формируются центры кристаллизации интерметаллида $(\text{FeAl}_3)_{\text{ЦК}}$:



Заканчивается процесс образованием $(\text{FeAl}_3)_{\text{МК}}$ по следующей реакции:



Таким образом, в основе физико-химических реакций преобладают наноструктурные механизмы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трофимова Т.И. Курс физики. М.: Академия, 2007. 560 с.
2. Полинг Л. Общая химия. М.: Мир, 1974. 848 с.
3. Справочник химика. Т. 1. Л.: Химия, 1971. 1072 с.
4. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. О броуновском движении в жидкостях // Литье и металлургия. 2020. № 4. С. 75–77.
5. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Наноструктурная теория металлических расплавов // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 7–9.
6. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. Наноструктурная кристаллизация металлов // Литье и металлургия. 2021. № 2. С. 23–26.

REFERENCES

1. Trofimova T.I. *Kurs fiziki* [Physics Course]. Moscow, Akademiya Publ., 2007. 560 p.
2. Poling L. *Obshchaya himiya* [General chemistry]. Moscow, Mir Publ., 1974. 848 p.
3. *Spravochnik himika* [Chemist's Handbook]. Vol. 1. Leningrad, Himiya Publ., 1971. 1072 p.
4. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. O brounovskom dvizhenii v zhidkostyah [About Brownian movement in liquids]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 4, pp. 75–77.
5. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu. Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov [Nanostructural theory of metal melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
6. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu., Stetsenko A.V. Nanostrukturnaya kristallizaciya metallov [Nanostructured crystallization of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 23–26.



О БОГАТСТВЕ БЕЛАРУСИ

Беларусь – это наша семья,
Невозможно ее не любить!
Она очень добра и щедра,
Хочу ей стихи посвятить!

Говорят, Беларусь небогата –
Пес, песок, суглинок, болота,
Заболоченные озера и реки,
На которые ходить неохота.

А богатство у нас под ногами,
Только труд надо приложить.
Лучшего удобрения – сапропеля
Необходимо нам много добыть.

Его нужно вывозить на поля,
Очень ждет удобрений земля.
Одарит большим урожаем,
Будет богатой наша страна.

После добычи сапропеля
Появится много чистых озер.
Будет у нас рыбное изобилие
И озерный красивый простор.

Чтоб Беларусь разбогатела,
Была мирной и спокойной,
Нужно край лесо-болотный
Превратить в лесо-озерный.

Грибникам будет много грибов,
А рыбакам – отличная рыбалка.
Только природу нужно беречь,
Ведь ей нам ничего не жалко.

Если дружно взяться за дело,
Потекут у нас молоко и мед.
Будут очень большие урожаи,
И богаче заживет наш народ.

Владимир Стеценко

О НЕЧЕСТИВЦАХ

Таланты даются людям Богом.
Это все знают и понимают.
Но почему талантливым
Завидуют и часто обижают?

Виноваты в этом нечестивые люди:
Они Бога не любят и не уважают,
Злостно завидуют, чужое стяжают,
А заповеди Божьи не соблюдают.

Бог через пророков говорит:
Зависть – это смертный грех.
Но сатана внушает людям иное:
Завидуйте, и будет у вас успех.

Божья заповедь из Библии учит:
Стяжать чужое – смертный грех.
Но сатана говорит: обманывайте,
Стяжайте, и будете лучше всех.

Сатана нечестивого продвигает.
Нечестивцы своего всегда защищают.
Если нечестивцам никто не мешает,
То их злые дела живут и процветают.

Нечестивцы не любят умных людей.
Они ложь нечестивых разоблачают.
Поэтому, когда они управляют,
То умных людей всегда изгоняют.

Нечестивого часто самолюбие гложет.
Он лукаво говорит, по-другому не может,
Постоянно лжет и обманывает людей.
Нечестивец – хитрый и коварный злодей.

Нечестивец временно процветает.
Но Бог никогда поругаем не бывает,
Правда Божья всегда верх берет.
Что человек посеет, то и пожнет.

Владимир Стеценко

ПАМЯТИ

Анатолия Илларионовича ГОРДИЕНКО

1941–2021



23 октября 2021 г. перестало биться сердце Анатолия Илларионовича Гордиенко – известного ученого в области материаловедения, технологии металлических материалов, академика НАН Беларуси, доктора технических наук, профессора.

А.И. Гордиенко родился в деревне Локти Омской области (Россия) в семье военнослужащего. В жизни Анатолия Илларионовича как в капле воды отразилась судьба целого поколения, в детстве познавшего тяготы войны, но и имевшего в юности колоссальные возможности для самореализации. Анатолий Илларионович этими возможностями воспользовался. Окончив в 1964 году Белорусский государственный университет им. В.И. Ленина, стал по образованию физиком и выбрал научную стезю, где прошел путь от рядового инженера до академика.

Основные научные интересы А.И. Гордиенко – исследования и разработки в области теории скоростной термической обработки металлических материалов и металлофизики быстропротекающих процессов. Им разработаны теория фазовых и структурных превращений в титановых сплавах в условиях высокоскоростной термической обработки, концепция формирования гетерогенных структурных состояний в сплавах при воздействии интенсивных потоков энергии, объяснена физическая природа процессов структурной перекристаллизации, рекристаллизации и распада метастабильных фаз.

В результате исследований процессов термопластической деформации и поверхностного термоупрочнения высокопрочных сплавов на основе титана, выполненных А.И. Гордиенко и его коллегами, были созданы композиционные материалы, нашедшие применение в производстве бронезилов и защитных панелей. В 1988 году А.И. Гордиенко присуждена Государственная премия БССР за создание технологии и оборудования для получения броневых гетерогенных материалов и организацию их крупносерийного производства для средств индивидуальной защиты, которые сыграли важную роль в сохранении жизни тысяч солдат и офицеров, участвовавших в боевых действиях в Афганистане. В 1994 году в Физико-техническом институте НАН Беларуси организовано успешно работающее до настоящего времени серийное производство средств индивидуальной бронезащиты для спецслужб МВД и Вооруженных сил РБ.

С 2002 по 2014 год Анатолий Илларионович возглавлял Физико-технический институт НАН Беларуси и вложил немало сил в сохранение и развитие основных научных направлений института. А.И. Гордиенко внес большой вклад в разработку инновационных технологий и создание внедренческих структур. В частности, организованы новые производства – беспилотных летательных аппаратов, оборудования ионно-плазменной химико-термической обработки, индукционных установок для нагрева металла под пластическую деформацию и термообработку.

А.И. Гордиенко – автор более 380 научных работ, в том числе 11 монографий, 65 патентов и авторских свидетельств на изобретения. Среди его учеников 13 кандидатов и 3 доктора технических наук.

От имени редакции журнала «Литье и металлургия», Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь приносим глубокие соболезнования родным и близким Анатолия Илларионовича.



www.foundrymag.ru

Издательский дом ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Литейное
ПРОИЗВОДСТВО

Металлургия
МАШИНОСТРОЕНИЯ

Журнал «Литейное производство» – старейшее научно-техническое издание России и стран СНГ. В 2020 г. журналу исполнилось 90 лет. В журнале вы найдете уникальную информацию о новых процессах и технологиях, оборудовании, материалах, используемых для получения качественных литых заготовок, а также оперативную информацию об отечественных и международных съездах, конгрессах, конференциях и выставках. Журнал внесен в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук». Периодичность издания – ежемесячно.

В журнале **«Металлургия машиностроения»** публикуются статьи о новых материалах для машиностроения, методах их обработки с целью получения высоких служебных свойств, перспективных технологиях заготовительного передела. Периодичность издания – 1 раз в два месяца.

Приглашаем специалистов в области литейного производства, металлургии и машиностроения к сотрудничеству. Принимаем к публикации статьи и размещаем в журналах рекламу.

Дополнительную информацию можно найти быстрым переходом на сайт издательства по QR-коду.

ПРАЙС-ЛИСТ на размещение рекламы в журналах «Литейное производство» и «Металлургия машиностроения»

	Формат	Цена, руб.(евро)	Цвет
Обложка 1-ая	A4	34 000 (700)	4 краски
2-, 3-, 4-ая	A4	29 000 (600)	
Вкладка:			
1/2 полосы	A5	14 000 (300)	
1 полоса	A4	24 000 (500)	4 краски
Разворот	A3	44 000 (900)	
Центр. вкладка	2×A3	83 000 (1700)	
1/2 полосы	A5	8000 (170)	2 краски
1 полоса	A4	14500 (300)	

ЦЕНА ПОДПИСКИ ЧЕРЕЗ ООО «ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО», (руб., в скобках – эл. версия)

ЖУРНАЛ	ЗА 1 ЭКЗ.	на полгода	на год
«Литейное производство»	650(550)	3900(3300)	7800(6600)
«Металлургия машиностроения»	750(600)	2250(1800)	4500(3600)



Основные направления деятельности:

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



Машина стержневая



Комплекс стержневой



Машина центробежная карусельная



Машина кокильная карусельная



Комплекс кокильный



Машина кокильная специальная (наклонная)



Комплекс оборудования для изготовления форм и стержней из ХТС

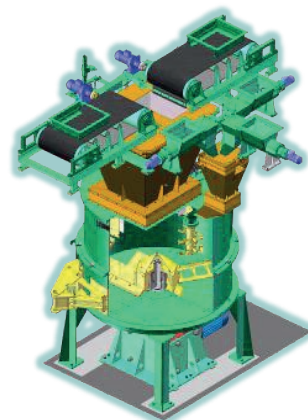
Смесители для приготовления песчано-смоляных смесей



Непрерывного действия



Периодического действия



Комплекс смесеприготовительный

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

Беларусь, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28/2

Тел.: +375 17 341 0822. Факс: +375 17 340 0322

belniilit@belniilit.by; marketing@belniilit.by

www.belniilit.by

ПРОЕКТИРОВАНИЕ И ИЗГОТОВЛЕНИЕ СЛОЖНОПРОФИЛЬНОЙ ОСНАСТКИ



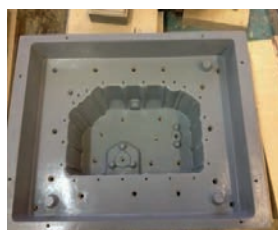
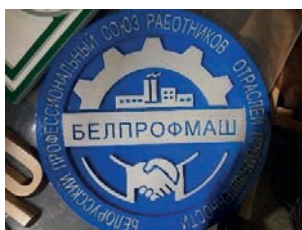
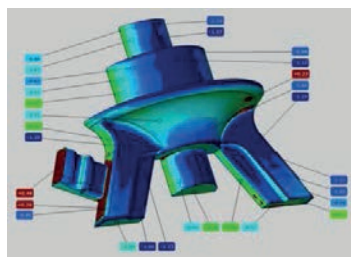
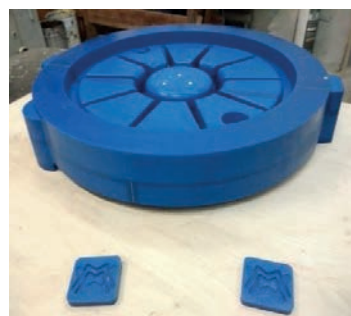
ОАО «БЕЛНИИЛИТ» проектирует и изготавливает сложнопрофильную оснастку для литейного производства с применением станков с ЧПУ.



ОАО «БЕЛНИИЛИТ» осуществляет изготовление:

- комплектов модельной оснастки (из древесины, металла или пластика) для получения отливок деталей машиностроения любой сложности;
- кокилей любой сложности;
- комплектов модельной оснастки для отливок по оригиналам деталей без специальной конструкторской документации с применением оптической оцифровки.

Полный цикл изготовления - от проектирования отливки и оснастки по чертежу детали, изготовления оснастки до отработки технологии и изготовления опытных форм, стержней и отливок. Все это позволяет сократить сроки запуска оснастки в производственную эксплуатацию и освоение производства.



Преимущества при изготовлении оснастки в ОАО «БЕЛНИИЛИТ»:

- неограниченный размер оснастки из дерева или пластика;
- срок проектирования и изготовления – от нескольких дней;
- стоимость ниже за счет применения инновационных технологий;
- для изготовления модельной оснастки используется различный материал;
- поставка совместно с оборудованием и отработкой технологии «под ключ».

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

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



ОТКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
РЕЧИЦКИЙ МЕТИЗНЫЙ ЗАВОД

www.rmz.by

FOSECO КАК КОМПАНИЯ БЫЛА ОСНОВАНА В 1932 ГОДУ И НА СЕГОДНЯ КОМПАНИЯ VESUVIUS ЯВЛЯЕТСЯ МИРОВЫМ ЛИТЕРОМ В ОБЛАСТИ ПОСТАВОК РАСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ FOSECO И ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Fosco предлагает широкий спектр продукции и услуг для предприятий, изготавливающих отливки из стали, чугуна и цветных сплавов. Наша цель: помочь улучшить качество отливок и оптимизировать производственные затраты.

Широкий ассортимент расходных материалов и оборудования для производства чугуна, стального и цветного литья, включая изоляционные и экзотермические вставки, фильтры, антипригарные покрытия, системы обработки жидкого металла и системы дегазации, экологически чистые связующие, системы футеровки для ковшей и печей, а также энергосберегающие тигли.

Дополнительно обеспечиваем широкую техническую поддержку, включая услуги компьютерного моделирования.



У нас вы можете купить продукцию Fosco из Белоруссии
ООО «Везувиус» Россия, 140180, Московская область, г. Жуковский, ул. Мясищева, д. 1., офис 502
Контактное лицо: Кокоулин Сергей
Sergey.Kokoulin@vesuvius.com
+7(912)656-16-44

VESUVIUS

АНТИПРИГАРНЫЕ ПОКРЫТИЯ

Антипригарные покрытия для песчаных форм и стержней помогают литейным предприятиям достичь наилучшего качества литых поверхностей при максимально возможном уровне эксплуатационной эффективности.

ПИТАЮЩИЕ СИСТЕМЫ

Экзотермические вставки Fosco разработаны для того, чтобы помочь сократить расходы при производстве отливок из чугуна, стали и алюминия, контролируя усадку и оптимизируя выход годной продукции.

ФИЛЬТРАЦИЯ

Фильтры Fosco для литейного производства спроектированы и изготовлены таким образом, чтобы обеспечить оптимальные характеристики улавливания включений и управления потоком жидкого металла.

ОБРАБОТКА ЖИДКОГО МЕТАЛЛА

Fosco предлагает набор материалов и оборудования для контроля металлургических и физико-химических свойств металла.

ОГНЕУПОРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Fosco предлагает широкий спектр монолитных и готовых предварительно изготовленных огнеупорных материалов для всех областей применения при плавлении, транспортировке и разливке различных сплавов.



FOSECO. Your partner to build on.

FOSECO

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.

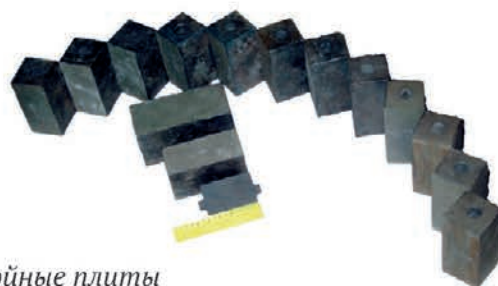
Для центробежных мельниц



Кольцо нижнее



Конус



Отбойные плиты



Конус



Кольцо входное



Подкладные листы



Воронка

Для строительной техники



Диски бисерной
мельницы



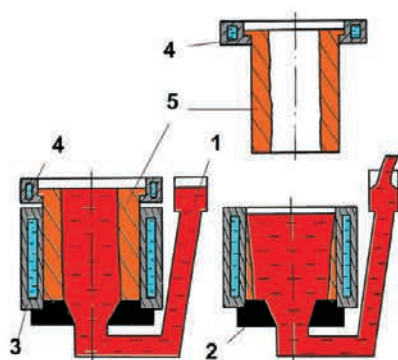
Лопатки смесителя



Ножи шнека

Технология и оборудование непрерывно-циклического литья намораживанием

Технология позволяет в непрерывно-циклическом режиме получать полые цилиндрические отливки с заранее заданной структурой и физико-механическими свойствами за счет направленного затвердевания и термообработки, объединенных в единый технологический процесс.



Жидкий металл из разливочного ковша через металлопровод (1) и соединительный стакан (2) подают в водоохлаждаемый кристаллизатор (3). Образовавшуюся отливку (5) извлекают вверх при помощи подвижной части кристаллизатора (4).

Отличительная особенность — сифонный подвод металла в кристаллизатор, направленное затвердевание, отсутствие стержня.

Изготовление продукции из чугунов различных типов со специальными свойствами:

Гильзы цилиндров;

Кольца поршневые и уплотнительные;

Различные втулки, в том числе работающие в экстремальных условиях;

Другие высокоизносостойкие изделия типа полых тел вращения, используемые в авто-, тракторостроении, железнодорожном транспорте, агропромышленном комплексе, нефтедобывающей и нефтеперерабатывающей промышленности.

Преимущества:

Высокое качество — получение отливок с заданной структурой и повышенными физико-механическими свойствами за счет направленного затвердевания металла.

Ресурсосбережение — использование первичного тепла отливок для управления процессом структурообразования чугуна.

Экологическая чистота — отсутствие формовочных и стержневых смесей, исключение операций по выбивке, обрубке и очистке литья.

Безотходное производство с использованием вторичного сырья.

Технические характеристики

Размеры заготовок:

Наружный диаметр, мм.....	50-200
Толщина стенки, мм	10-30
Высота, мм	150-250
Производительность, отливок/час	100-240
Выход годного, %	85-95

Твердость чугуна:

Серого, НВ	229-255
Высокопрочного с шаровидным графитом, НВ	255-277
Белого высокохромистого, HRC.....	64-66

О ЖУРНАЛЕ

Ежеквартальный научно-производственный журнал «Литье и металлургия» – единственный, издаваемый на территории Республики Беларусь, профессиональный журнал для ученых, инженеров и производителей, работающих в области литейного и металлургического производств.

Журнал выпускается на русском с аннотацией на английском языке, 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 можно через редакцию, а также через подписные каталоги:

*РУП «Белпочта», ООО «Информнаука» (РФ), АО «МК-Периодика» (РФ),
ООО «Прессинформ» (РФ), ГП «Пресса» (Украина), ГП «Пошта Молдовей»,
АО «Летувос паштас», ООО «Подписное агентство PKS» (Латвия),
фирма «INDEX» (Болгария)*

Подписной индекс журнала «Литье и металлургия»:
Ведомственный – **75034** Индивидуальный – **750342**

Информация о стоимости размещения рекламы в журнале «Литье и металлургия»

Вид рекламного модуля	Для Республики Беларусь Стоимость в бел. руб. с НДС	Для стран СНГ Стоимость в рос. руб.	Для стран дальнего зарубежья Стоимость в ЕВРО
На обложке (стр. 1, 4), полноцветный	619,66	21 350	700
На обложке (стр. 2, 3), полноцветный	557,69	19 825	650
Внутри журнала (формат 1/1), полноцветный	418,26	13 725	450
Внутри журнала (формат 1/2), полноцветный	209,14	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/1), черно-белый	278,84	7 625	250
Внутри журнала (формат 1/2), черно-белый	139,42	3 965	130

Размещение рекламы в очередном номере осуществляется
только после предварительной оплаты Заказчиком.

Адрес и телефоны редакции:

*Республика Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комн. 8М
тел. (+375-17) 292-74-75, тел/факс (+375-17) 331-11-16.
www.alimrb.by E-mail: limrb@tut.by, alimrb@tut.by*

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок, не опубликованные и не предназначенные для публикации в других изданиях. Тематика предоставляемого материала должна соответствовать рубрикам журнала (литейное производство, металлургия, САПР, охрана труда, материаловедение).

Основным критерием целесообразности публикации статьи является ее новизна и информативность.

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотацию на русском и английском языках (150–200 знаков).

Редакция журнала подготавливает статьи к предоставлению для включения в зарубежные индексы цитирования SCIVERSE SCOPUS. В связи с этим **необходимо соблюдать основные требования к оформлению статей** (см. www.alimrb.by).

Необходимо представить экспертное заключение о возможности опубликования материалов в открытой печати.

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

По решению редколлегии статьи направляются на рецензирование, затем визируются членом редколлегии. Датой поступления считается день получения редакцией первоначального варианта текста. Рукописи авторам не возвращаются.

Редакция предоставляет возможность первоочередного опубликования статей лицам, осуществляющим послевузовское обучение в год завершения обучения; не взимает плату с авторов за опубликование научных статей; оставляет за собой право производить редакторские правки, не искажающие основное содержание статьи.

ТРЕБОВАНИЯ К ОФОРМЛЕНИЮ СТАТЕЙ

Рукопись предоставляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на страницах формата А4 в одну колонку, без абзацного отступа, шрифт *Times New Roman*, 12 пт, интервал одиночный. Поля не менее 1,5 см, страницы пронумерованы. Объем не более 8 страниц машинописного текста. Электронный вариант должен быть набран в *MS Word*. Статьи могут быть предоставлены в других форматах только по согласованию с редакцией. Электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному. В случае расхождений правильным считается бумажный вариант.

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

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

Правильно набирать «10 °С», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» и знак градуса «°» нулем (0).

Таблицы располагаются в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовок. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки []; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ

Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов в форматах *TIF*, *PSD*, *JPEG* (растровые), *AI*, *EPS*, *CDR* (векторные), а также *PDF*. Цветовая модель *RGB* или *CMYK*, разрешение 300 точек на дюйм (dpi). Цветовая модель *Grayscale* или *Bitmap* (серый или черно-белый), разрешение не менее 600 dpi. Использование других форматов файлов допустимо только по согласованию с редакцией.

Формат иллюстрации при верно заданном разрешении в dpi должен на 100 процентов соответствовать формату, с которым она будет печататься. Масштабирования и трансформации в программах ведут к ухудшению качества изображения. Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости изображения. Формат журнала 210 × 297 мм до реза. Если рисунок должен полностью заполнять страницу журнала, то его размер должен быть не менее данного формата. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190 × 277 мм.

Текст на рисунках должен быть набран шрифтом *Arial*, светлый курсив. Размер шрифта должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9 пт). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в *MS Word* и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать.

При преобразовании изображений из цветовой модели *RGB* в *CMYK*, не следует использовать общее количество красок, большее, чем 300–320 процентов (параметр *Total ink*).

Если около краев изображения имеются практически безцветные области (например, яркие светлые облака или солнечные блики), то рекомендуется заключать все изображение в тонкую технологическую рамку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы (например, тонкие линии толщиной 0,1 мм и меньше) или текст размером менее 8 пт с использованием двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (*Illustrator*, *CorelDraw*) желательно преобразовать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

ТРЕБОВАНИЯ К РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Реклама внутри журнала – 205 × 290 мм. Реклама на обложке: 1-я стр. – 205 × 225 мм; 4-я стр. – 205 × 280 мм; внутренние страницы обложки – 205 × 290 мм. К указанным размерам нужно добавить по 5 мм с каждой стороны для обрезки. Значимые элементы макета должны располагаться не ближе 5 мм от края страницы (10 мм с учетом отступа для обрезки). Требования к изображениям в рекламных макетах аналогичны требованиям к иллюстрациям в статьях. Рекламные модули могут быть предоставлены в других форматах только по согласованию с редакцией.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются. Возвращение статьи автору на доработку не означает, что она принята к печати.



ЛИТМЕТЭКСПО-2022

Международная выставка литейного производства и металлургических технологий

Выставка проходит одновременно с выставкой **Машиностроение-2022** и **Металлообработка-2022**

5-8 апреля 2022

Место проведения:

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

Руководитель проекта:

Федорова Елена Владимировна

тел./факс: +375-17-396 98 58;

тел: +375-17-368 91 93;

E-mail: e_fedorova@minskexpo.com

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