

Антифрикционный силумин

В Институте разработан и запатентован антифрикционный силумин — новый, относительно легкий и износостойкий сплав на основе алюминия, с высокими механическими и триботехническими свойствами. Применяется для замены бронз, латуни и баббитов при изготовлении деталей, работающих в условиях трения скольжения.

Детали из антифрикционного силумина по механическим свойствам и износостойкости превосходят бронзовые в 2–6 раз.

Из силумина изготавливают:

- Направляющие втулок;
- Подшипники скольжения;
- Вкладыши;
- Шестерни червячных колес;
- Поршни гидроцилиндров;
- Другие детали, работающие в условиях трения скольжения.

Технические характеристики:

Твердость, НВ	110–150
Временное сопротивление разрыву, МПа.....	300–450
Относительное удлинение, %	1–5
Допустимая нагрузка (по результатам испытаний), кН	1250
Коэффициент трения скольжения со смазкой	0,05–0,1
Коэффициент трения скольжения при сухом трении	0,12–0,2

Специальная термическая обработка заготовок по ускоренному режиму позволяет получить глобулярные кристаллы кремния и повысить механические и триботехнические свойства деталей. Антифрикционный силумин обладает высокой коррозионной стойкостью и малочувствителен к нефти, газовому конденсату, бензину, керосину, воде и атмосферным загрязнениям; не применяется в щелочных средах, соляной и серной кислотах.



ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

2020 г., № 2

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

УЧРЕДИТЕЛИ

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

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет, г. Минск

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В., редактор, БНТУ, Беларусь
Волынец Д. П., компьютерная верстка, дизайн, БНТУ, Беларусь
Голосюк Н. В., менеджмент, БНТУ, Беларусь
Соболев В. Е., перевод, БНТУ, Беларусь

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И., главный редактор, акад. НАН Беларуси, д-р техн.
наук, проф., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь
Николайчик Ю. А., зам. главного редактора по литейному произ-
водству, канд. техн. наук, доцент, БНТУ, г. Минск, Беларусь
Анелкин Н. И., зам. главного редактора по металлургии, ОАО
«БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Анисович А. Г., д-р физ.-мат. наук, ведущий науч. сотр., ГНУ ФТИ
НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
Гордиенко А. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ГНУ
ФТИ НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
Дибров И. А., д-р техн. наук, проф., Российская ассоциация литей-
щиков, г. Москва, Россия
Иванов И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Константинов В. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, Беларусь
Крамер Олаф М., менеджер по региональным продажам в СНГ,
Heinrich Wagner Sinto Maschinenfabrik GmbH, Германия
Найдек В. А., акад. НАН Украины, д-р техн. наук, проф., ФТИ МиС
НАН Украины, г. Киев, Украина
Немененок Б. М., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Бела-
русь
Нофал А., проф., Центральный научно-исследовательский метал-
лургический институт, г. Каир, Египет
Пантелеенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф.,
БНТУ, г. Минск, Беларусь
Перетягина Е. А., зам. ген. директора по технологии и качеству,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Бела-
русь
Прушак В. Я., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ЗАО
«Солигорский институт проблем ресурсосбережения с опытным
производством», г. Солигорск, Беларусь
Ровин С. А., д-р техн. наук, доцент, БНТУ, Беларусь
Садоха М. А., канд. техн. наук, доцент, ОАО «БЕЛНИИЛИТ», Бела-
русь
Стеценко В. Ю., канд. техн. наук, доцент, ГНУ ИТМ НАН Белару-
си, Беларусь
Трусова И. А., д-р техн. наук, проф., БНТУ, г. Минск, Беларусь
Франашек Т., Польская ассоциация литейщиков, Польша
Хань Юйсинь, Китайская литейная ассоциация, Китай
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 10.06.2020. Выход в свет 2020. Формат 60×84%. Цена свободная

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 00,0. Уч.-изд. л. 00,00. Тираж 150 экз. Заказ 000000

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

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

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

2020, no. 2

Quarterly Journal

Issued in Russian with annotations in English.

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

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

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

PUBLISHER

Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

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

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

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

EDITORIAL COUNCIL

Korchik D. A., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin, Gomel Region, Belarus
Khrustalev B. M., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Nikalaichyk Yu. A., Ph. D in Technical Science, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Samonchik V. G., OJSC Rechitsa Metzizny Plant, Rechitsa, Belarus
Dushko S. O., OJSC Gomel Foundry Plant «TSENTROLIT», Gomel, Belarus

CHIEF EDITOR

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

EDITORIAL STAFF

Mashkanova S. V., Editor, BNTU, Minsk, Belarus
Volynets D. P., Computer layout, Design, BNTU, Minsk, Belarus
Halasiuk N. V., Management, BNTU, Minsk, Belarus
Sobolev V. E., Translation, BNTU, Minsk, Belarus

FOUNDER OF THE JOURNAL

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

EDITORIAL BOARD

Marukovich E. I., Chief Editor, Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Institute of Technology of Metals of NAS of Belarus, Mogilev, Belarus
Nikalaichyk Yu. A., Deputy Chief Editor for Foundry, Ph.D in Technical Science, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Anel'kin N. I., Deputy Chief Editor for Metallurgy, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin, Gomel Region, Belarus
Anisovitch A. G., Dr. of Physical-Math Sciences, Physical-Technical Institute of the NAS of Belarus, Minsk, Belarus
Gordienko A. I., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Physical-Technical Institute of the NAS of Belarus, Minsk, Belarus
Dibrov I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, Russian Foundry Association, Moscow, Russia
Ivanov I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Konstantinov V. M., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Kramer Olaf M., Area Sales Manager in CIS, HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH, Germany
Naidek V. L., Academician of NAS of Ukraine, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Physico-Technological Institute of NAS of Ukraine, Kiiv, Ukraine
Nemenenok B. M., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Nofal A., Professor, Central Metallurgical R&D Institute, Cairo, Egypt
Panteleenko F. I., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Peretyagina E. A., Deputy General Director of OJSC «BSW - Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin, Gomel Region, Belarus
Pruschak V. Ia., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, CJSC Soligorsk Institute of Problems of Resource Saving with Pilot Production, Soligorsk, Belarus
Rovin S. L., Dr. of Engineering Sciences, Associate Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Sadokha M. A., Ph.D in Technical Sciences, Associate Professor, OJSC «BelNILIT», Minsk, Belarus
Stetsenko V. Yu., Ph.D in Technical Sciences, Institute of Technology of Metals of NAS of Belarus, Mogilev, Belarus
Trusova I. A., Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Minsk, Belarus
Franaszek T., Polish Foundrymen's Association, Krakow, Poland
Han Yuxin, China Foundry Association, China
Tschandl P., FURTENBACH, Austria
Choi Ki-Jong, Professor, Republic of Korea

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

Nezavisimosti ave., 65, 220013, Minsk

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

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

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

Format 60×84½. Free price. Offset paper. Digital printing.

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

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

С ЮБИЛЕЕМ

Свидурович Н. А. (к 80-летию со дня рождения)	6
Белый А. В. (к 70-летию со дня рождения)	7

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Термодинамические основы кристаллизации металлов	8
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Влияние газов, выделяющихся при затвердевании отливок, на микроструктуру сплавов	12
Слуцкий А. Г., Кулинич И. Л., Шейнерт В. А., Стефанович В. А., БНТУ, Трубицкий Р. Э., Котков А. В., ОАО «Лидский литейно-механический завод» Технологические особенности получения чугуна с шаровидным графитом с использованием быстроохлажденной медь-магниевого лигатуры.	15
Марукович Е. И., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Кукареко В. А., ГНУ ОИМ НАН Беларуси, Харьков В. А., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Кушнеров А. В., ГНУ ОИМ НАН Беларуси, Сазоненко И. О., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Влияние термической обработки на структурно-фазовое состояние и дюрометрические свойства малоразмерных отливок из медного сплава Cu-Cr-Al	22
Марукович Е. И., Харьков В. А., Сазоненко И. О., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Кукареко В. А., Кушнеров А. В., ГНУ ОИМ НАН Беларуси Структура и физико-механические свойства бронзовых отливок, полученных непрерывным и центробежным литьем	26

МЕТАЛЛУРГИЯ

Карманович А. В., Мозгов С. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Обоснование инвестиций и предпроектная проработка инвестиционных проектов в металлургии на примере ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	29
Хрол О. Н., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Влияние качества компаундов на адгезионные свойства металлокорда	36
Макаров В. А., Савостеев Т. К., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Определение хрома (VI) в пыли газоочистных установок сталеплавильных цехов.	42
Банькова Ж. Н., Бирисен Т. С., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Возможности спектрального анализа элементов УФ спектра в стали с помощью портативных оптико-эмиссионных спектрометров.	45
Локтионова Л. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Влияние механической правки на геометрические и механические свойства холоднодеформированной арматуры периодического профиля	48
Грудницкий О. М., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Опыт использования карбида кальция для раскисления стали взамен алюминия в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»	53

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Анисович А. Г., ГНУ ФТИ НАН Беларуси Особенности металлографического препарирования для анализа тонких слоев и покрытий	59
Бендик Т. И., Урбанович Н. И., Назаров Д. А., Фигурин Ф. К., БНТУ Единая система группирования сталей в сварочном производстве по ISO/TR 15606	63
Марукович Е. И., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Ушеренко С. М., Яздани-Черати Джавад, БНТУ, Андрушевич А. А., БГАТУ, Реут О. П., Филиал БНТУ «Институт повышения квалификации и переподготовки кадров по новым направлениям развития техники, технологии и экономики БНТУ» Динамическое легирование высокомарганцевистой стали	69
Анисович А. Г., Маркевич М. И., Малышко А. Н., ГНУ ФТИ НАН Беларуси Некоторые особенности микроскопического исследования неметаллических объектов	75

ДИСКУССИЯ

Сазоненко И. О., Сазоненко В. И., г. Могилев Относительность: хроногеометрические наброски	81
--	----

ПО СТРАНИЦАМ ЖУРНАЛОВ

Соболев В. Е., БНТУ По страницам зарубежной печати	90
Некролог (Скибарь А. М.)	96
Поэтическая страничка	97

CONTENTS

Subscription 75034

HAPPY ANNIVERSARY

Svidunovich N. A. (on the 80th Anniversary)	6
Bely A. V. (on the 70th Anniversary)	7

FOUNDRY

Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus Thermodynamic metal crystallization basics	8
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus Effect of gases released during solidification of castings on microstructure of alloys	12
Slutsky A. G., Kulnich I. L., Sheinert V. A., Stefanovich V. A., BNTU, Trubitsky R. E., Kotkov A. V., OJSC «Lida Foundry and Mechanical Plant» Technological peculiarities of producing cast iron with spherical graphite using a fast-cooled copper-magnesium ligature	15
Marukovich E. I., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Kukareko V. A., Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Kharkov V. A., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Kushnerov A. V., Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Sazonenko I. O., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus The influence of heat treatment on the structural phase state and durometric properties of small-sized castings from a copper alloy Cu-Cr-Al	22
Marukovich E. I., Kharkov V. A., Sazonenko I. O., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Kukareko V. A., Kushnerov A. V., Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus Structure, physical and mechanical properties of bronze castings obtained by continuous and centrifugal casting	26

METALLURGY

Karmanovich A. V., Mozgov S. A., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Feasibility and design study of investment projects in metallurgy by the example of OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC».	29
Khrol O. N., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Influence of the quality of compounds on the adhesion properties of metal cord.	36
Makarov V. A., Savosteenko T. K., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Determination of chromium (VI) in the dust of gas treatment plants in steelmaking plants	42
Bankova Zh. N., Birisen T. S., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Spectral analysis of UV-spectrum elements in steel using portable optical emission spectrometers	45
Loktionova L. V., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» Influence of mechanical correction on the geometric and mechanical properties of cold-formed periodic profile fittings	48
Grudnitsky O. M., OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» The experience of using calcium carbide for the deoxidation of steel to replace aluminum in the conditions of OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC»	53

SCIENCE OF MATERIALS

Anisovich A. G., State Scientific Institute «Physical-Technical Institut of the National Academy of Sciences of Belarus» Particularities of metallographic preparation for the analysis of thin layers and coatings	59
Bendik T. I., Urbanovich N. I., Nazarov D. A., Figurin F. K., BNTU Uniform system for grouping of steels in welding manufacture by ISO/TR 15606.	63
Marukovich E. I., Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus, Usherenko S. M., Yazdani-Cherati Javad, BNTU, Andrushevich A. A., Belarusian State Agrarian Technical University, Reut O. P., Branch of BNTU «Institute of Advanced Training and Retraining in new areas of technics, technology and economy of BNTU» Dynamic alloying of high manganese steel.	69
Anisovich A. G., Markevich M. I., Malyshko A. N., State Scientific Research Institute of Physics and Technology of the National Academy of Sciences of Belarus Some particularities of microscopic investigation of non-metallic objects.	75

DISCUSSION

Sazonenko I. O., Sazonenko V. I., Mogilev Relativity: chronoometric drawings.	81
--	----

ACCORDING TO THE PAGES OF MAGASINES

Sobolev V. E., BNTU According to the pages of foreign press	90
Obituary (Skibar A. M.)	96
Poetic page.	97

Юбилеем,

Николай Александрович СВИДУНОВИЧ

(к 80-летию со дня рождения)



29 апреля исполнилось 80 лет доктору технических наук, профессору, профессору кафедры «Материаловедение и проектирование технических систем» БГТУ, Заслуженному деятелю науки Республики Беларусь Николаю Александровичу Свидуновичу.

После окончания Белорусского политехнического института в 1962 г. по специальности «Машины и технология литейного производства» Н.А.Свидунович работал в ОГМет Минского тракторного завода. 1964-1967 гг. – аспирантура при БПИ. В 1967 г. Н. А. Свидунович защитил кандидатскую диссертацию по плазменной обработке расплава, в 1980 г. в Киеве в ИПЛ – докторскую диссертацию на тему «Легирование и модифицирование литейных сплавов с применением низкотемпературной плазмы». Им были разработаны и запатентованы два новых процесса для литейного производства и металлургии: плазмифурменный и дуплекс-плазменный.

С 1968 г. Н. А. Свидунович работает в Белорусском государственном технологическом университете: ассистент, доцент, зам. Декана. С 1980 по 2007 г. – заведующий кафедрой «Металловедение и технология металлов». В 1996 г. он был избран действительным членом Международной академии наук Евразии. Автор 15 зарубежных патентов, в том числе таких стран, как США, Япония, ФРГ, Италия, Швеция, Великобритания, 60 авторских свидетельств СССР, 200 опубликованных работ, в том числе восьми монографий.

Николай Александрович получил широкое международное признание. Он выполнял международные контракты с Болгарией и Чехией, выступал с лекциями в ведущих университетах мира в США, Франции, Великобритании (Стенфорд, Оксфорд, Джорджиятех, университет Миннесоты и др.). В настоящее время – руководитель созданной им Российско-Белорусской Ассоциации «Современные проекты» и вице-президентом Ассоциации «Чернобыль и экология» (США).

В 1979 г. Николай Александрович был награжден медалью СССР «За трудовую доблесть», в 1980 г. – грамотой Верховного Совета БССР, в 2000 г. – грамотой Совета Министров Республики Беларусь, в 2006 г. – Всемирной медалью Свободы (The World Medal of Freedom) Американского биографического института.

В последние годы Николай Александрович активно работает над проблемой высокотемпературной переработки металлосодержащих отходов, в частности получение феррохрома из хромсодержащих отходов. Н. А. Свидунович одним из первых занялся исследованием и разработкой теории влияния фуллеренов на свойства специальных сталей и сплавов.

От всей души коллектив журнала «Литье и металлургия» и Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь поздравляют Николая Александровича с юбилеем и желают крепкого здоровья, творческих успехов, долгих лет жизни.

Юбилеем,

Алексей Владимирович БЕЛЫЙ

(к 70-летию со дня рождения)



15 мая исполнилось 70 лет Алексею Владимировичу Белому – известному ученому в области материаловедения и трибологии, члену-корреспонденту НАН Беларуси, доктору технических наук, профессору, члену редколлегии международного научного журнала «Трение и износ». Алексей Владимирович родился в семье крупного ученого в области механики металлополимерных систем, материаловедения, трения и износа в машинах академика АН БССР Владимира Алексеевича Белого, основателя и первого директора Института механики металлополимерных систем НАН Беларуси.

В 1973 г. А. В. Белый окончил физический факультет Московского государственного университета им. М. В. Ломоносова и был направлен на работу в Физико-технический институт (ФТИ) АН БССР в г. Минске. Вся творческая биография Алексея Владимировича связана с ФТИ НАН Беларуси, в котором он прошел путь от стажера-исследователя до заведующего отделом пучковых и плазменных технологий и заместителя директора института по научной работе. С 1992 по 2004 г. он работал начальником Научно-производственного отдела, а с 2002 г. – Управления научно-инновационной деятельности НАН Беларуси. С 2006 по 2009 г. А. В. Белый являлся заместителем академика-секретаря Отделения физико-технических наук НАН Беларуси.

В 1980 г. Алексей Владимирович защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата, а в 1990 г. – доктора технических наук по специальности «Материаловедение в машиностроении». В 1995 г. ему было присвоено ученое звание профессора. В 2004 г. А. В. Белый избран членом-корреспондентом НАН Беларуси.

Алексей Владимирович Белый – известный ученый в области материаловедения и трибологии. Его исследования относятся к широкому кругу проблем инженерии поверхностей материалов различного назначения с применением концентрированных потоков заряженных частиц. В работах А. В. Белого получили развитие основы физики взаимодействия концентрированных потоков заряженных частиц с поверхностями металлов, сплавов, керамических материалов. Проведенные исследования позволили установить закономерности и кинетику радиационно-стимулированной диффузии в неоднородных полях температур и механических напряжений, а также основные механизмы изменения физико-механических свойств материалов при ионной имплантации.

Результаты исследований легли в основу разработки материалов различного, в том числе триботехнического, назначения, технологических процессов их получения и оборудования.

А. В. Белым опубликовано свыше 300 печатных работ, в том числе 6 монографий, получено 23 авторских свидетельства и патента на изобретения. В 1982 г. он стал лауреатом премии Ленинского комсомола СССР, в 1988 г. – лауреатом Государственной премии БССР, в 1993 г. – премии АН Беларуси, а в 2002 г. – премии РАН им. академика В. А. Коптюга. В 1997 г. А. В. Белый был награжден медалью Общества металлургов и материаловедов Франции, а в 2000 г. – Почетной Грамотой Совета Министров Республики Беларусь.

Коллектив журнала «Литье и металлургия» и Ассоциация литейщиков и металлургов сердечно поздравляют Алексея Владимировича с юбилеем и желают ему крепкого здоровья, больших творческих успехов, жизненной энергии, счастья.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-8-11>
УДК 621.74: 669.714

Поступила 11.03.2020
Received 11.03.2020

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ

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

На основании термодинамических расчетов показано, что кристаллизация металлов – термодинамический процесс, происходящий в основном при постоянной температуре. Исключение составляет кристаллизация при очень высоких скоростях охлаждения металлического расплава, когда выделяющейся теплоты затвердевания не хватает, чтобы стабилизировать температуру кристаллизации жидкого металла. При кристаллизации удельная межфазная поверхностная энергия кристаллов не является постоянной величиной, а пропорциональна их размерам (радиусам кривизны). В металлическом расплаве стабильно существуют нанокристаллы кристаллизующихся фаз. При кристаллизации металлов происходит агрегация нанокристаллов и свободных атомов металлического расплава в микрокристаллы. Предложен механизм дендритной кристаллизации металлов.

Ключевые слова. Кристаллизация металлов, нанокристаллы, микрокристаллы, дендрит, атомы, ионы, термодинамика.
Для цитирования. Марукович, Е. И. Термодинамические основы кристаллизации металлов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // *Литье и металлургия*. 2020. № 2. С. 8–11. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-8-11>.

THERMODYNAMIC METAL CRYSTALLIZATION BASICS

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli Str., Mogilev, Belarus. E-mail: lms@itm.by

On the basis of thermodynamic calculations it is shown that crystallization of metals is a thermodynamic process, which takes place mainly at constant temperature. The exception is crystallization at very high cooling rates of the metal melt when the released solidification heat is not enough to stabilize the crystallization temperature of the liquid metal. In crystallization, the specific interfacial surface energy of crystals is not a constant value, but is proportional to their dimensions (bend radius).

Nanocrystals of crystallizing phases exist in the metal melt steadily. Metal crystallization aggregates nanocrystals and free metal melt atoms into microcrystals. Mechanism of dendritic crystallization of metals is proposed.

Keywords. Metal crystallization, nanocrystals, microcrystals, dendrite, atoms, ions, thermodynamics.
For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Thermodynamic metal crystallization basics. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 1, pp. 8–11. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-8-11>.

Кристаллизация металлов – гетерогенный термодинамический процесс, происходящий в основном при постоянной температуре. Исключение составляет кристаллизация при очень высоких скоростях охлаждения металлического расплава, когда выделяющейся теплоты затвердевания не хватает, чтобы стабилизировать температуру кристаллизации жидкого металла.

Принято считать, что процесс затвердевания металлов, а значит и кристаллизация, не может происходить при термодинамически равновесной температуре [1]. Хотя это мнение термодинамически не обосновано, оно лежит в основе теории кристаллизации металлов и сплавов.

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

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

где H_c и H_s – молярные энергии энтальпии жидкой и твердой фаз; T_e – равновесная температура кристаллизации. Известно, что $H_s - H_c$ – это молярная энтальпия кристаллизации H_0 . Поэтому условие термодинамического равновесия (1) можно представить в виде:

$$H_0 = T_e (S_s - S_c). \quad (2)$$

Из уравнения (2) следует, что выделяемая тепловая энергия в процессе кристаллизации металлов является результатом уменьшения энтропии системы, т.е. идет на создание микрокристаллической структуры. Причем этот энергетически оптимальный процесс происходит при постоянной температуре T_e в термодинамически равновесных условиях. Исходя из этого, произведем термодинамический расчет процесса плавления металлов.

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

$$\begin{aligned} dG_c &= V_c dP_c - S_c dT, \\ dG_s &= V_s dP_s - S_s dT, \end{aligned} \quad (3)$$

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

При термодинамическом равновесии выполняется условие $dG_c = dG_s$. Тогда из уравнений (2) и (3) получим уравнение, которое определяет равновесные условия кристаллизации металлов:

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

При постоянном значении удельной межфазной поверхностной энергии σ сферического кристалла радиуса r значения P_s и V_s имеют вид:

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

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

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

$$\frac{H_o}{T_e} dT = \frac{2\sigma M}{\rho r^2} dr. \quad (6)$$

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

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

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

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

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

$$\frac{H_o}{T_e} dT = 0. \quad (9)$$

Это означает, что равновесная температура плавления металла – постоянная величина, что подтверждается экспериментально. Следовательно, кристаллизация металлов – равновесный термодинамический процесс, который осуществляется при $T_e = \text{const}$. Кроме того, $\sigma = kr$, что делает нанокристаллы стабильными в металлическом расплаве [3].

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

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

Значения r_2 , σ_1 и σ_2 рассчитываются по уравнениям:

$$\begin{aligned} r_2 &= r_1 \sqrt[3]{n}, \\ \sigma_1 &= kr_1, \\ \sigma_2 &= kr_2. \end{aligned} \quad (11)$$

Подставляя эти значения в (10), получаем, что $\Delta G_{12} = 0$. Это означает, что процесс объединения нанокристаллов в микрокристаллы является равновесным и составляет суть механизма кристаллизации металлов.

Принято считать, что при кристаллизации металлов микрокристаллы в основном формируются из атомов [1]. Но в этом случае $\sigma_1 = 0$ и $\Delta G_{12} \neq 0$, что соответствует неравновесному процессу, т.е. не относится к кристаллизации металлов. Кроме того, формирование микрокристаллов при кристаллизации только из атомов не возможно, поскольку удельная теплота плавления металлов в среднем составляет всего 4% от их удельной теплоты сублимации, которая равна удельной теплоте атомизации [4]. Это означает, что металлический расплав в среднем состоит на 96% из нанокристаллов и только на 4% – из свободных атомов, которые металлизуются при кристаллизации.

Механизм процесса кристаллизации металлов можно представить следующим образом. Примерно 4% свободных атомов, металлизуясь, увеличивают концентрацию коллективизированных электронов. При этом выделяется теплота кристаллизации. Свободные атомы ионизируются и присоединяются к нанокристаллам, усиливая связь между ними. Это способствует агрегации нанокристаллов. Сначала образуются центры кристаллизации (ЦК), а затем формируются микрокристаллы. Поэтому кристаллизация металлов – это процесс агрегации нанокристаллов и свободных атомов в микрокристаллы. Исходя из этого, можно предложить следующий механизм дендритной кристаллизации, который схематично представлен на рисунке.

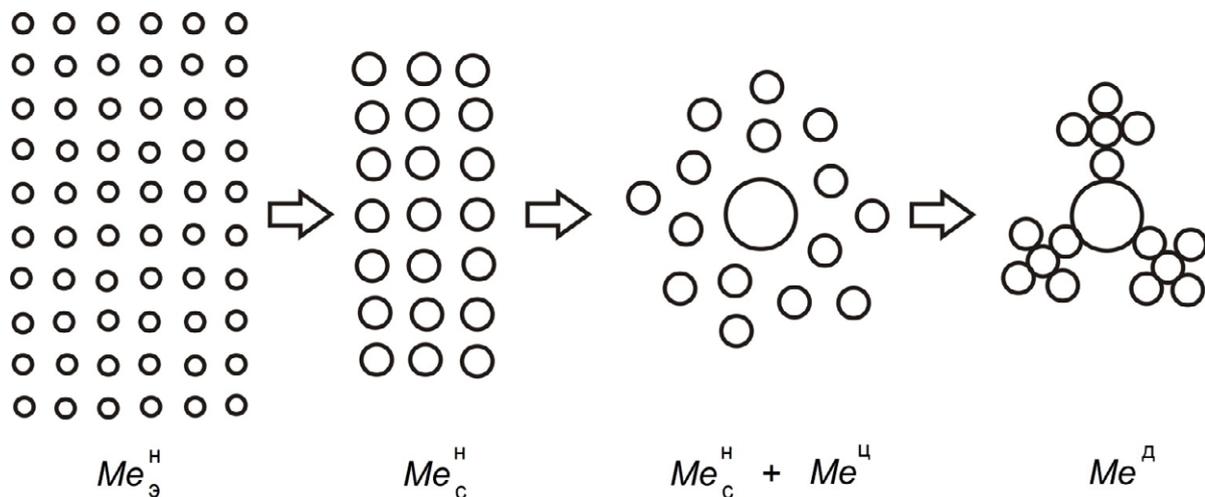


Схема дендритной кристаллизации

Вначале из элементарных нанокристаллов Me_3^H образуются строительные нанокристаллы Me_c^H . Затем из них формируется ЦК – Me^H . Далее из него и строительных нанокристаллов $Me_c^H + Me^H$ образуется дендритный микрокристалл (дендрит) Me^D . Методом SANS (малоуглового рассеивания нейтронов) применительно к исследованию структуры расплавов алюминия и силуминов было установлено, что дисперсность элементарных нанокристаллов составляет несколько нанометров, а дисперсность строительных кристаллов – несколько десятков нанометров [5, 6].

Таким образом, термодинамическими основами кристаллизации металлов являются следующие основные положения:

- кристаллизация металлов – термодинамически равновесный процесс, происходящий при постоянной температуре;
- при кристаллизации удельная межфазная поверхностная энергия кристаллов (нанокристаллов) не является постоянной величиной, а пропорциональна их размерам (радиусам);
- кристаллизация металлов – это процесс агрегации нанокристаллов и свободных атомов металлического расплава в микрокристаллы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Metallurgiya, 1968. 288 с.
2. Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. Физическая химия. М.: Metallurgiya, 1968. 520 с.
3. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009. 192 с.
4. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: справ. / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Metallurgiya, 1976. 600 с.
5. Dahlborg U., Besser M., Calvo-Dahlborg M. et al. Structure of molten Al-Si alloys // Journal of Non-Crystalline Solids. 2007. Vol. 353. P. 3005-3010.
6. Dahlborg U., Kramer M.J., Besser M. et al. Structure of molten Al and eutectic Al-Si alloy studied by neutron diffraction. // Journal of Non-Crystalline Solids. 2013. Vol. 361. P. 63-69.

REFERENCES

1. Chalmers B. *Teoriya zatverdevaniya* [Theory of hardening]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968. 288 p.
2. Zhuhovickij A.A., Shvarcman L.A. *Fizicheskaya himiya* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968. 520 p.
3. Marukovich E.I., Stetsenko V. Yu. *Modificirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009. 192 p.
4. Svoystva elementov. *Fizicheskie svoystva: spravochnik* [Properties of elements. Physical properties: reference]. P. 1. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 600 p.
5. Dahlborg U., Besser M., Calvo-Dahlborg M. et al. Structure of molten Al-Si alloys. Journal of Non-Crystalline Solids, 2007, vol. 353, pp. 3005-3010.
6. Dahlborg U., Kramer M.J., Besser M. et al. Structure of molten Al and eutectic Al-Si alloy studied by neutron diffraction. Journal of Non-Crystalline Solids, 2013, vol. 361, pp. 63-69.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-12-14>
УДК 621.74: 669.714

Поступила 11.03.2020
Received 11.03.2020

ВЛИЯНИЕ ГАЗОВ, ВЫДЕЛЯЮЩИХСЯ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ ОТЛИВОК, НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВОВ

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

Сделан термодинамический расчет образования сферических газовых пузырьков на различных по смачиваемости металлическим расплавом плоских поверхностях. Этот процесс состоит из двух стадий. Первая – образование равновесного газового пузырька в виде шарового сегмента. Вторая – его сворачивание в сферический пузырек. Расчеты проводились для газовых пузырьков с постоянным объемом. Показано, что энергия Гиббса образования сферического газового пузырька на смачиваемой металлическим расплавом подложке в 3 раза меньше, чем на несмачиваемой расплавом подложке. Таким образом, газы, выделяющиеся при затвердевании отливок, будут предпочтительно образовываться и удаляться в виде пузырьков на смачиваемых металлическим расплавом поверхностях кристаллизующихся фаз сплавов и непосредственно влиять на их микроструктуру.

Ключевые слова. Газовые пузырьки, термодинамический расчет, смачивание, отливки, сплавы, расплавы, микроструктура, затвердевание.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Влияние газов, выделяющихся при затвердевании отливок, на микроструктуру сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // *Литье и металлургия*. 2020. № 2. С. 12–14. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-12-14>.

EFFECT OF GASES RELEASED DURING SOLIDIFICATION OF CASTINGS ON MICROSTRUCTURE OF ALLOYS

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli Str., Mogilev, Belarus. E-mail: lms@itm.by

Thermodynamic calculation of formation of spherical gas bubbles different in water – wetting on flat surfaces by metal melt is made. This process consists of two stages. The first stage is formation of equilibrium gas bubble in the form of ball segment. The second stage is its swinging into a spherical bubble. Calculations were made for gas bubbles with constant volume. It is shown that Gibbs energy of spherical gas bubble formation on water – wetting metal melt substrate is three times less than on non-wettable melt substrate. Thus, gases released by solidification of the castings will preferably be formed and removed as bubbles on the molten metal surfaces of the crystallizable phases of the alloys and directly affect on their microstructure.

Keywords. Gas bubbles, thermodynamic calculation, wetting, castings, alloys, melts, microstructure, solidification.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Effect of gases released during solidification of castings on microstructure of alloys. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 12–14. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-12-14>.

Известно, что при затвердевании металлических расплавов (расплавов) выделяются растворенные газы, особенно водород. Но их влияние на процесс кристаллизации и микроструктуру сплавов недостаточно изучено и является спорным. Одни исследователи, исходя из теоретических расчетов, считают, что газы, выделяющиеся при затвердевании отливок, предпочтительно формируются в виде пузырьков на плохо смачиваемых расплавом межфазных поверхностях, в основном на неметаллических включениях [1–3]. В этом случае при затвердевании расплавов выделяющиеся газы не будут оказывать влияние на микроструктуру сплавов. Другие исследователи, исходя из опыта по дегазации расплава, считают, что газы, выделяющиеся при затвердевании отливок, оказывают влияние на процесс кристаллизации сплавов [4–6].

Расхождение между теорией и практикой в вопросе влияния газов, выделяющихся при затвердевании отливок, на микроструктуру сплавов объясняется тем, что термодинамически исследовался только процесс образования равновесного газового пузырька в виде шарового сегмента. Но отрывающиеся от

межфазной поверхности газовые пузырьки имеют сферическую форму. Поэтому термодинамический расчет процесса образования газового пузырька был неполным.

Проведем полный термодинамический расчет образования сферического газового пузырька на плохо и хорошо смачиваемых расплавом плоских подложках. Этот процесс состоит из двух стадий: первая – образование равновесного газового пузырька в виде шарового сегмента; вторая – его сворачивание в шар. Пусть объем пузырька будет постоянным. Это необходимо для сравнения эффективности образования сферических газовых пузырьков на плохо и хорошо смачиваемых расплавом плоских подложках. Схема образования сферического газового пузырька приведена на рисунке.

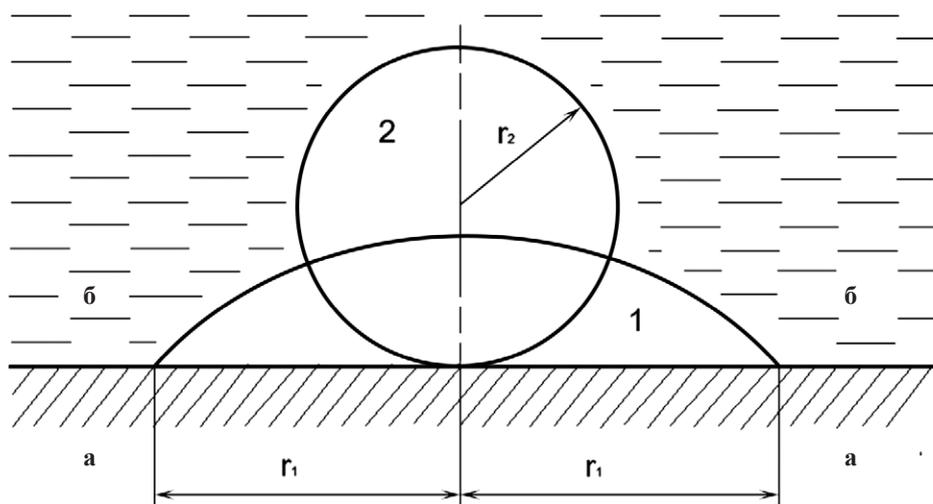


Схема формирования газового пузырька на плоской подложке:

а – подложка; *б* – расплав; 1 – газовый пузырек в виде шарового сегмента; 2 – газовый пузырек в виде шара

Известно, что энергия Гиббса образования равновесного газового пузырька равна 1/3 его межфазной поверхностной энергии [2, 3]. Тогда энергия Гиббса образования равновесного пузырька в виде шарового сегмента на плохо смачиваемой расплавом плоской подложке ($G_{но}$) будет определяться следующим уравнением:

$$G_{но} = \frac{1}{3} S_{1н} \sigma_1 + \frac{1}{3} (\sigma_{2н} - \sigma_{3н}) S_{2н}, \quad (1)$$

где $S_{1н}$ – площадь межфазной поверхности газового шарового сегмента с расплавом, который плохо смачивает подложку; σ_1 – удельная межфазная поверхностная энергия на границе «расплав – газ»; $S_{2н}$ – площадь межфазной поверхности газового шарового сегмента с подложкой, которая плохо смачивается расплавом; $\sigma_{2н}$ – удельная межфазная поверхностная энергия на границе «подложка – газ» при плохом смачивании расплавом подложки; $\sigma_{3н}$ – удельная межфазная поверхностная энергия на границе «расплав – подложка» при плохом смачивании расплавом подложки.

Энергия Гиббса процесса сворачивания газового шарового сегмента в газовый шар при плохом смачивании расплавом подложки ($G_{нс}$) будет определяться следующим уравнением:

$$G_{нс} = (S_4 - S_{1н}) \sigma_1 + (\sigma_{3н} - \sigma_{2н}) S_{2н}, \quad (2)$$

где S_4 – площадь газового шара.

Энергия Гиббса образования газового пузырька на плохо смачиваемой расплавом подложке (G_n) равна сумме $G_{но}$ и $G_{нс}$. Тогда с учетом уравнений (1) и (2) G_n равна:

$$G_n = \left(S_4 - \frac{2}{3} S_{1н} \right) \sigma_1 + \frac{2}{3} S_{2н} (\sigma_{3н} - \sigma_{2н}). \quad (3)$$

При несмачивании расплавом подложки $\sigma_{3н} = \sigma_1 + \sigma_{2н}$. В этом случае энергия Гиббса образования сферического газового пузырька будет равна $\sigma_1 S_4$.

Энергия Гиббса образования равновесного газового пузырька в виде шарового сегмента на хорошо смачиваемой расплавом плоской подложке ($G_{со}$) будет определяться следующим уравнением:

$$G_{co} = \frac{1}{3} S_{1c} \sigma_1 + \frac{1}{3} (\sigma_{2c} - \sigma_{3c}) S_{2c}, \quad (4)$$

где S_{1c} – площадь межфазной поверхности газового шарового сегмента с расплавом, который хорошо смачивает подложку; S_{2c} – площадь межфазной поверхности газового шарового сегмента с подложкой, которая хорошо смачивается расплавом; σ_{2c} – удельная межфазная поверхностная энергия на границе «подложка – газ» при хорошем смачивании расплавом подложки; σ_{3c} – удельная межфазная поверхностная энергия на границе «расплав – подложка» при хорошем смачивании расплавом подложки.

Энергия Гиббса процесса сворачивания газового шарового сегмента в газовый шар при хорошем смачивании расплавом подложки (G_{cc}) будет определяться следующим уравнением:

$$G_{cc} = (S_4 - S_{1c}) \sigma_1 + S_{2c} (\sigma_{3c} - \sigma_{2c}). \quad (5)$$

Энергия Гиббса образования газового пузырька на хорошо смачиваемой расплавом подложке (G_c) равна сумме G_{co} и G_{cc} . С учетом уравнений (4) и (5) G_c будет равна:

$$G_c = \left(S_4 - \frac{2}{3} S_{1c} \right) \sigma_1 + \frac{2}{3} S_{2c} (\sigma_{3c} - \sigma_{2c}). \quad (6)$$

При смачивании расплавом подложки $S_{1c} = S_4$, а $S_{2c} = 0$. В этом случае энергия Гиббса образования сферического газового пузырька будет равна $\frac{1}{3} \sigma_1 S_4$. Следовательно, энергия Гиббса образования сферического газового пузырька на смачиваемой расплавом подложке в 3 раза меньше, чем на несмачиваемой расплавом подложке. Это означает, что сферические пузырьки газа предпочтительно будут образовываться и удаляться на хорошо смачиваемых расплавом подложках.

Для экспериментального определения влияния подложек на образование и удаление сферических газовых пузырьков был проведен следующий эксперимент. Выбрали два одинаковых стакана из термостойкого, химически инертного к воде стекла. Емкость стакана и внутренний диаметр его дна составляли соответственно 400 см³ и 68 мм. На поверхность дна одного стакана был нанесен очень тонкий слой технического вазелина марки ОКБ 122–7, который плохо смачивается водой и стоек при ее кипячении. Стаканы заполняли дистиллированной водой объемом по 150 см³ каждый и подвергали нагреванию на одной электрической плитке. Интенсивность образования и удаления пузырьков водяного пара определяли по убыли массы воды в стаканах за время ее кипячения в течение 35 мин. Было установлено, что интенсивность образования и удаления водяного пара в виде сферических пузырьков хорошо смачиваемой водой поверхности дна одного стакана была на 27% выше, чем на плохо смачиваемой водой поверхности дна другого стакана.

Таким образом, на основании термодинамических расчетов и модельного эксперимента можно утверждать, что газы, выделяющиеся при затвердевании отливок, будут предпочтительно образовываться и удаляться в виде сферических пузырьков на хорошо смачиваемых расплавом поверхностях фаз сплавов и непосредственно влиять на их микроструктуру.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Металлургия, 1968. 288 с.
2. Никифоров Г.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972. 264 с.
3. Добаткин В.И., Габидуллин Р.М., Колачев Б.А., Макаров Г.С. Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах. М.: Металлургия, 1976. 264 с.
4. Строганов Г.Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1985. 216 с.
5. Неймарк В.Е. Модифицированный стальной слиток. М.: Металлургия, 1977. 154 с.
6. Альтман М.Б., Стромская Н.П. Повышение свойств стандартных литейных алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1984. 128 с.

REFERENCES

1. Chalmers B. *Teoriya zatverdevaniya* [Theory of hardening]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968. 288 p.
2. Nikiforov G.D. *Metallurgiya svarki plavleniem alyuminievykh splavov* [Metallurgy of aluminum alloy fusion welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1972. 264 p.
3. Dobatkin V.I., Gabidullin R.M., Kolachev B.A., Makarov G.S. *Gazy i okisly v alyuminievykh deformiruemyykh splavakh* [Gases and oxides in aluminium deformable alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 264 p.
4. Stroganov G.B. *Vysokoprochnyye litejnye alyuminievye splavy* [High-strength cast aluminium alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 216 p.
5. Nejmark V.E. *Modifitsirovannyj stal'noj slitok* [The modified steel ingot]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 154 p.
6. Al'tman M.B., Stromskaya N.P. *Povyshenie svojstv standartnykh litejnykh alyuminievykh splavov* [Improving the Properties of Standard Aluminium Casting Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 128 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-15-21>
УДК 669.131.7

Поступила 05.05.2020
Received 05.05.2020

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БЫСТРООХЛАЖДЕННОЙ МЕДЬ-МАГНИЕВОЙ ЛИГАТУРЫ

А. Г. СЛУЦКИЙ, И. Л. КУЛИНИЧ, В. А. ШЕЙНЕРТ, В. А. СТЕФАНОВИЧ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: slutski@bntu.by

Р. Э. ТРУБИЦКИЙ, А. В. КОТКОВ, ОАО «Лидский литейно-механический завод», г. Лида, Беларусь

Для внепечной обработки чугуна применяются различные модификаторы. Одни из них предназначены для инокулирующего модифицирования, что позволяет повысить механические свойства, исключить появление отбела в отливках, другие – для сфероидизирующей обработки, в частности для получения чугунов с шаровидным и вермикулярным графитом. Некоторые обладают одновременно сфероидизирующими и инокулирующими свойствами. Основная часть инокулирующих и сфероидизирующих модификаторов изготавливается из железосилициевой, никелевой и медной основ.

Помимо химического состава, большое значение для модифицирования имеют размеры частиц модификатора, а также их форма. Оптимальный размер фракции существенно зависит от технологии внепечной обработки. Так, чем больше ковш и дольше проводится разливка, тем требуется более продолжительный эффект модифицирования. Одним из методов его достижения является увеличение размера частиц модификатора до 50 мкм. При внутриформенной обработке чугунов с шаровидным и вермикулярным графитом магнийсодержащие модификаторы имеют жесткие ограничения по верхнему пределу (4–5 мкм), кроме того, не допускается содержание мелких фракций (менее 0,6–1,0 мкм).

Научный и практический интерес представляет применение «тяжелых» магнийсодержащих лигатур для сфероидизирующего модифицирования чугуна с целью получения более высоких физико-механических свойств. Многочисленные исследования показывают, что для достижения максимального эффекта формирования в структуре шаровидного графита, дисперсной перлитной металлической основы ЧШГ актуальным является вопрос не только подбора химического состава магнийсодержащей лигатуры, но и фракционного состава, а также эффективного способа ее ввода в жидкий расплав.

Цель настоящей работы – исследование технологических особенностей получения чугуна с шаровидным графитом методом ковшевого модифицирования медь-магниевого лигатурой.

Для исследований применяли растровый микроскоп LEO-1420, оптический микроскоп типа Polat L-213, электронный микроскоп VEGA II LMU с микроанализатором INCA ENERGY 350, высокоскоростную индукционную плавильную установку, комплекс оборудования для анализа технологических и механических свойств высокопрочного чугуна.

Ранее выполненные экспериментальные исследования показали реальную возможность получения в лабораторных условиях «тяжелой» медь-магниевого лигатуры как методом сплавления металлического магния с медью с последующим быстрым охлаждением, так и с использованием прокатки и пластической деформации порошкообразных компонентов лигатуры. Анализ результатов испытаний образцов такой лигатуры показал, что в зависимости от величины ее добавки в жидкий чугун в структуре образуется графитная фаза как в вермикулярной, так и шаровидной форме. При этом металлическая основа чугуна дополнительно легируется медью, что благоприятно сказывается на прочностных характеристиках ЧШГ. Вместе с тем, актуальной проблемой является возможность появления в структуре высокопрочного чугуна цементитной фазы в результате его повышенного переохлаждения за счет процесса сфероидизации графитной фазы. Данное явление усугубляется тем, что медь-магневая лигатура в отличие от «легкой» лигатуры типа ФСМг не содержит кремния активного графитизатора. Такую особенность необходимо учитывать при получении высокопрочных чугунов высоких марок.

Ключевые слова. «Тяжелая» магнийсодержащая лигатура, сфероидизирующая обработка, высокопрочный чугун, лабораторные и заводские испытания, структура, механические свойства.

Для цитирования. Слущкий, А. Г. Технологические особенности получения чугуна с шаровидным графитом с использованием быстроохлажденной медь-магниевого лигатуры / А. Г. Слущкий, И. Л. Кулинич, В. А. Шейнерт, В. А. Стефанович, Р. Э. Трубицкий, А. В. Котков // *Литье и металлургия*. 2020. № 2. С. 15–21. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-15-21>.

TECHNOLOGICAL PECULARITIES OF PRODUCING CAST IRON WITH SPHERICAL GRAPHITE USING A FAST-COOLED COPPER-MAGNESIUM LIGATURE

A. G. SLUTSKY, I. L. KULINICH, V. A. SHEINERT, V. A. STEFANOVICH, *Belarusian National Technical University, 65, Nezavisimosti Ave., Minsk, Belarus. E-mail: slutski@bntu.by*

R. E. TRUBITSKY, A. V. KOTKOV, *OJSC «Lida Foundry and Mechanical Plant», Lida, Belarus*

Various modifiers are used for non-furnace processing of cast iron. Some of them are designed for inoculating modification, which improves mechanical properties and eliminates the appearance of whiteness in castings, while others are designed for spheroidizing processing, in particular for producing cast iron with spherical and vermicular graphite. Some have both spheroidizing and inoculating properties. The main part of inoculating and spheroidizing modifiers is made on iron-silicon, Nickel and copper bases.

In addition to the chemical composition, the size of the modifier particles, as well as their shape, are of great importance for modification. The optimal size of the fraction depends significantly on the non-furnace processing technology. Thus, for the larger the bucket and the longer the casting the longer the modification effect is required. One of the methods to achieve this is to increase the particle size of the modifier to 50 mm. When intraform processing of cast iron with spherical and vermicular graphite, magnesium-containing modifiers have strict limits on the upper size (4...5 mm), and in addition, the content of small fractions (less than 0.6...1 mm) is not allowed.

The use of «heavy» magnesium-containing ligatures for spheroidizing modification of cast iron in order to obtain higher physical and mechanical properties has scientific and practical interest. Numerous studies show that for maximum effect the formation of the structure of the spheroidal graphite, dispersed pearlite metallic base of SGI (spheroidal graphite iron) relevant question is not only selection of the chemical composition of magnesium alloys, but also of the fractional composition, as well as effective method of input into the liquid melt.

The purpose of this work was to study the technological features of obtaining cast iron with spherical graphite by bucket modification of copper-magnesium ligature.

The researchers used a Leo-1420 scanning microscope, a Polam I-213 optical microscope, and a VEGA II LMU electron microscope with an INCA ENERGY 350 microanalyzer. High-speed induction melting plant, a set of equipment for analyzing the technological and mechanical properties of high-strength cast iron were used.

Earlier experimental studies have shown the real possibility of obtaining in the laboratory a «heavy» copper-magnesium alloys as the alloying of magnesium metal with copper, followed by rapid cooling with use of rolling and plastic deformation of powder alloys. Analysis of test results of samples of such alloys showed that it depends on the value of its additives into liquid iron in the structure of formed graphite phase in compacted and globular form. At the same time, the metal base of cast iron is additionally alloyed with copper, which has a favorable effect on the strength characteristics of SGI.

However, an urgent problem is the possibility of the appearance of a cementite phase in the structure of high-strength cast iron as a result of its increased supercooling due to the process of spheroidization of the graphite phase. This phenomenon is compounded by the fact that the copper-magnesium ligature, in contrast to the «light» ligature, does not contain silicon active graphitizer. This feature must be taken into account when obtaining high-strength cast iron of high grades.

Keywords: «Heavy» magnesium-containing ligature, spheroidizing treatment, ductile cast iron, laboratory and factory tests, structure, mechanical properties.

For citation. A. G. Slutsky, I. L. Kulinich, V. A. Sheinert, V. A. Stefanovich, R. E. Trubitsky, A. V. Kotkov. Technological peculiarities of producing cast iron with spherical graphite using a fast-cooled copper-magnesium ligature. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 16–21. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-16-21>.

В настоящее время в Республике Беларусь в основном производятся невысокие марки чугуна с шаровидным графитом (ВЧ40 – ВЧ50), при этом используются «легкие» сфероидизирующие лигатуры на основе ферросилиция типа ФСМг, поставляемые по импорту.

При получении таких чугунов более высоких марок (ВЧ60 – ВЧ80) в практике литейного производства используются магнийсодержащие «тяжелые» лигатуры на основе меди либо никеля. При этом актуальным остается вопрос повышения эффективности таких лигатур и в первую очередь за счет увеличения степени усвоения магния, снижения удельного расхода присадки, а также минимизации пылегазовых выбросов в процессе сфероидизирующей обработки жидкого чугуна.

Ранее выполненные исследования [1–3] показали реальную возможность получения «тяжелой» лигатуры на основе порошков меди и магния с использованием дополнительного механического воздействия (прокатка в пластины различной толщины, прессование в брикеты с последующей высокоскоростной ударной деформацией (чипс-лигатура)).

Полученные чипсы использовали для сфероидизирующей обработки чугуна как в исходном состоянии, так и после дробления. При этом наблюдали резкое снижение пылевидных отходов и более однородное распределение элементов лигатуры.

По данным, изложенным в работе [4], кинетика растворения таких чипсов в чугуне существенно отличается от процесса растворения сферических частиц. Благодаря незначительной толщине чипсы быстро прогреваются, что резко сокращает инкубационный период растворения, а остроугольная форма частиц и их самопроизвольное дробление от термического удара не позволяют шлаковым пленкам полностью изолировать от расплава частицы модификатора, что ведет к резкому сокращению времени растворения.

Целью настоящей работы является исследование технологических особенностей получения более высоких марок чугуна с шаровидным графитом с использованием быстроохлажденной медно-магниевого «тяжелой» лигатуры.

Авторами данной работы ранее были выполнены экспериментальные исследования технологических особенностей процесса литья такой лигатуры [5]. В качестве основных материалов использовали металлический магниевый сплав МЛ5 и кусковую медь, лигатуру МЦ60, гранулированный алюминий. Плавку лигатуры осуществляли в графитовом тигле на высокоскоростной индукционной установке. После расплавления расчетного количества меди производили ее раскисление алюминием, после чего на зеркало жидкого металла добавляли флюс в виде кремнийфтористого натрия, вначале вводили необходимое количество церия в виде сплава МЦ60, а затем оперативно добавляли куски магниевого сплава МЛ5, что позволяло минимизировать потери магния на окисление. Полученный расплав лигатуры разливали в холодные металлические формы, что обеспечивало формирование плотной и однородной структуры, легко поддающейся дроблению. Кроме того, это вызывает благоприятное распределение компонентов по фракциям, что обеспечивает более эффективное усвоение магния (50–60%) по сравнению с классическими модификаторами (35–45%), помимо этого сокращается в 1,3–1,5 раза продолжительность пироэффекта и, как следствие, уменьшается объем выбросов в атмосферу цеха.

По такому технологическому режиму была изготовлена опытная партия быстроохлажденной медно-магниевого лигатуры для дальнейших лабораторных и заводских испытаний при получении чугуна с шаровидным графитом. В качестве примера на рис. 1 представлена такая лигатура после измельчения.



Рис. 1. Литая быстроохлажденная лигатура после измельчения

Опытные плавки чугуна в лабораторных условиях проводили на индукционной печи ИСТ-0.06 с кислой футеровкой. Опытную быстроохлажденную лигатуру Cu-Mg вводили в виде фракции размером 2–3 мм. Шихта для получения исходного расплава состояла из передельного рафинированного доменного чугуна (37%) и низкосернистого конверсионного стального лома (63%). Такое соотношение основных материалов обеспечивало минимальную концентрацию серы (порядка 0,016%) и получение в исходном сплаве 3,6–3,8% С. Недостающее количество кремния компенсировалось добавками ферросилиция ФС45 из расчета получения его в исходном чугуне не ниже 2,6%. Сфероидизирующую обработку чугуна осуществляли ковшевым методом при различных по величине добавках лигатуры (от 0,5 до 1,2%) к массе жидкого расплава в виде фракции размером 2–3 мм. Для вторичного модифицирования использовали гранулированную лигатуру на основе алюминия и РЗМ. После завершения процесса сфероидизации высокопрочный чугун разливали по литейным формам в заготовки, из которых вырезали образцы для исследования химического состава, микроструктуры и механических свойств. Обобщенные результаты исследований приведены в табл. 1, 2.

Установлено, что в зависимости от количества введенной лигатуры форма графита в чугуне изменилась от вермикулярной (при добавке 0,5%) до исключительно шаровидной (при добавке 1,2%). При

Таблица 1. Влияние добавок медь-магниевого лигатуры на химический состав чугуна

Количество и тип лигатуры	Химический состав, %								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Cu	Mg	Al
Исходный серый чугун	3,95	1,9	0,38	0,016	0,016	0,038	0,093		
0,5% Cu-Mg	3,85	2,21	0,39	0,015	0,019	0,047	0,36	0,016	–
0,8% Cu-Mg	3,73	2,16	0,38	0,012	0,018	0,046	0,62	0,033	–
1,2% Cu-Mg	3,7	2,10	0,37	0,016	0,016	0,041	0,96	0,051	–

Таблица 2. Влияние добавок медь-магниевого лигатуры на микроструктуру и твердость чугуна

Количество и тип лигатуры	Твердость НВ	Металлическая основа		Графит		
		перлит	феррит	форма	распределение	длина
Немодифицированный	196	П20	Ф80	ПГф2	ПГр1	ПГд(15–750)
0,5% Cu-Mg	229	П92	Ф8	ПГф2	ПГр1 ВГ	ПГд(15–45)
0,8% Cu-Mg	241	П96	Ф4	ВГф1 ШГф5	ВГр1 ШГр1	ШГд(25–45)
1,2% Cu-Mg	255	П(Ф0)	–	ШГф1	ШГр5	ШГд(15–45)

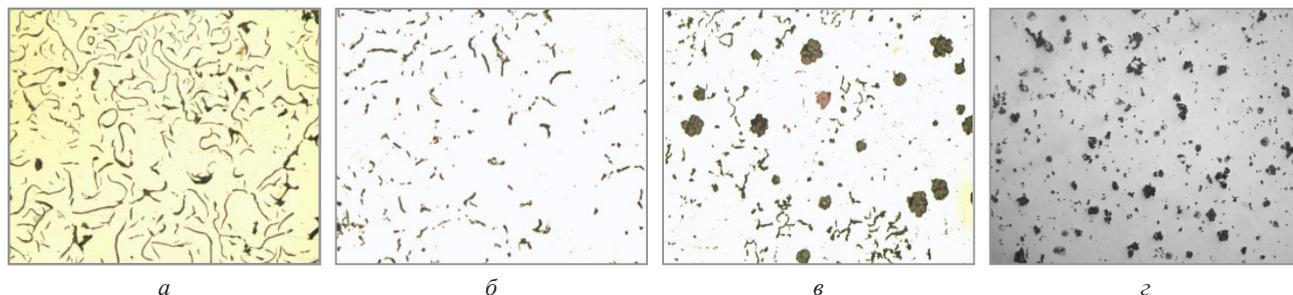


Рис. 2. Структура графита в чугуне, обработанного различными добавками медь-магниевого лигатуры (×100): а – исходный серый чугун; б – 0,5% лигатуры; в – 0,8% лигатуры; з – 1,2% лигатуры

этом концентрация остаточного магния увеличилась от 0,016 до 0,051%. На рис. 2 показаны микроструктуры графита в полученных чугунах.

Металлографический анализ полученных чугунов показал, что дополнительное легирование чугуна медью (от 0,36 до 0,96%) за счет вводимой лигатуры способствует перлитизации металлической основы сплава, что повлияло на твердость, которая возросла с 196 НВ в исходном сплаве до 255 НВ, в зависимости от величины присадки лигатуры.

Вместе с тем следует отметить наличие в структуре высокопрочного чугуна без вторичного графитизирующего модифицирования включений эвтектического цементита. Известно, что в чугунах с шаровидной и пластинчатой формой графита механизмы роста графито-аустенитной эвтектики существенно различаются. Если при кристаллизации серого чугуна пластинчатый графит является ведущей фазой и находится в постоянном контакте с расплавом, то при сферолитной кристаллизации включения графита окружены аустенитной оболочкой, что существенно тормозит их рост. Поэтому чугун с шаровидным графитом гораздо сильнее склонен к переохлаждению и уже при малых скоростях охлаждения даже в сплавах с высоким углеродным эквивалентом возможно локальное термическое и концентрационное переохлаждение микрообъемов, приводящее к образованию цементита.

На рис. 3 приведены микроструктуры полученных чугунов после травления. Инокулирующее модифицирование позволяет графитизировать сплав и исключить появление в литой структуре включений цементита (рис. 3, в), что является неотъемлемой частью внепечной обработки жидких чугунов.

На следующем этапе работы были проведены промышленные испытания быстроохлажденной медь-магниевого лигатуры на ОАО «Лидский литейно-механический завод». Плавку чугуна осуществляли в индукционной тигельной печи ИСТ-01. После расплавления шихты брали пробу на химический состав исходного чугуна. Сфероидизирующую обработку проводили ковшевым методом. Для этого в хорошо прогретый ковш емкостью 40 кг на дно вводили расчетное количество лигатуры Cu-Mg фракцией размером 2–5 мм, пригрузив ее прокаленной чугунной стружкой. Вторичное модифицирование

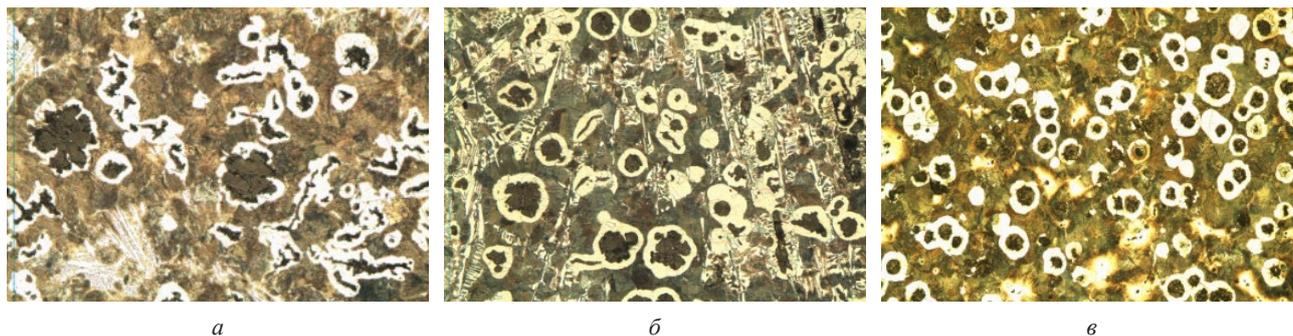


Рис. 3.– Металлическая основа высокопрочного чугуна, обработанного различными лигатурами: *а* – 0,8% лигатуры; *б* – 1,2% лигатуры без вторичного модифицирования; *в* – 1,2% лигатуры с вторичным модифицированием. *а* – *в* – $\times 200$, травлено

проводили традиционной присадкой ферросилиция ФС75. После завершения процесса сфероидизирующей обработки чугуна снимали шлак и отливали образцы для изучения химического состава, микроструктуры и твердости (рис. 4).



Рис. 4. Опытная отливка «Бугель» с литниковой системой из высокопрочного чугуна

Были проведены два эксперимента, результаты которых приведены в табл. 3, 4.

Таблица 3. Влияние добавки лигатуры медь-магний на химический состав чугуна

Добавка лигатуры	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mg
Исходный чугун	3,75	2,17	0,80	0,074	0,048	0,16	0,16	–
0,8% лигатуры Cu-Mg	3,65	2,20	0,78	0,076	0,038	1,15	0,16	0,017
1,2% лигатуры Cu-Mg	3,40	1,69	0,97	0,079	0,021	1,07	0,18	0,057

Таблица 4. Влияние добавки лигатуры медь-магний на твердость и микроструктуру чугуна

Добавка лигатуры	НВ		Металлическая основа		Графит		
	исходная	после модифицирования	перлит	феррит	форма	распределение	длина
0,8% лигатуры Cu-Mg	202	234	П (100)	Ф 0,0	ПГф1	ПГр(1–3)	ПГд(25–90)
1,2% лигатуры Cu-Mg	229	415	ШГ	90% Ц	ШГр1	ШГф5	ШГд25

Установлено, что при добавках в ковш медь-магниевого лигатуры в количестве 0,8% шаровидный графит не получен, при этом остаточный Mg составил всего 0,017%. За счет дополнительного легирования чугуна медью (1,15%) была получена перлитная металлическая основа твердостью 234 НВ. При увеличении количества вводимой лигатуры (1,2%) наблюдали значительный пирроэффект. Остаточное содержание в чугуне Mg увеличилось и составило 0,057%. Это обеспечило формирование шаровидного графита (ШГр1, ШГф5, ШГд25). Однако за счет невысокого углеродного эквивалента в исходном сплаве и значительного переохлаждения чугуна в процессе сфероидизации в структуре обнаружено большое количество цементитной фазы, что существенно повысило его твердость. По сравнению с исходным серым чугуном она возросла почти в 2 раза и составила 415 НВ несмотря на проведенное вторичное модифицирование (рис. 5).

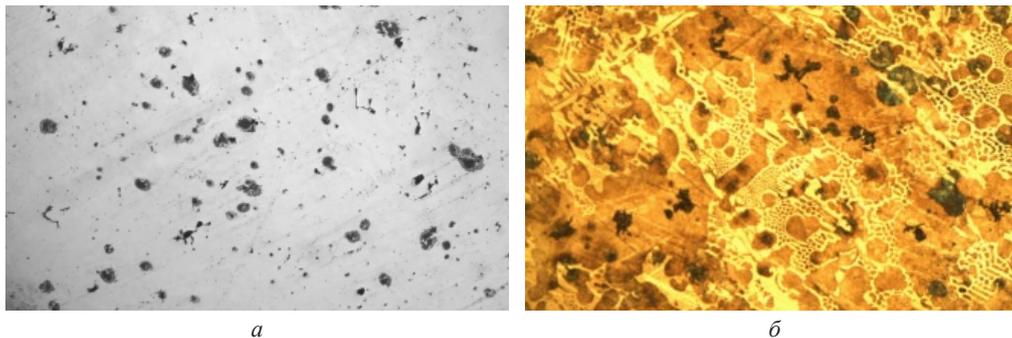


Рис. 5. Микроструктура высокопрочного чугуна:
a – шаровидный графит; *б* – металлическая основа. *a* – $\times 100$; *б* – $\times 200$

На практике для получения заданных механических свойств высокопрочного чугуна его подвергают высокотемпературной термической обработке, обеспечивающей перераспределение структурных составляющих. Это позволяет получить дисперсную перлитную структуру, что в сочетании с шаровидной формой графита обеспечивает высокий уровень механических свойств ЧШГ.

Была проведена термическая обработка литых образцов высокопрочного чугуна по следующему режиму: нагрев до температуры 950 °С, выдержка – 2 ч и охлаждение с печью. На рис. 6 приведены микроструктуры высокопрочного чугуна после ТО.

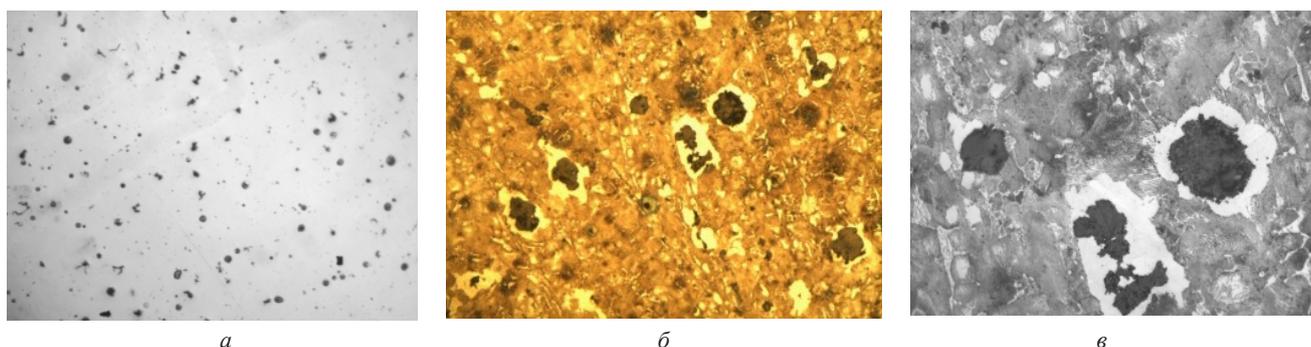


Рис. 6. Микроструктура высокопрочного чугуна после графитизирующего отжига (950 °С, выдержка 2 ч и охлаждение с печью):
a – графит; *б, в* – металлическая основа. *a* – $\times 100$; *б* – $\times 200$; *в* – $\times 500$

Металлографический анализ показал, что высокотемпературный отжиг опытных образцов высокопрочного чугуна по такому режиму позволяет практически полностью исключить эвтектический цементит и обеспечить формирование металлической основы сплава в виде дисперсного перлита и незначительного количества феррита вокруг шаровидного графита (рис. 6, *б, в*). Это позволит в сочетании с шаровидной формой графита обеспечить высокий уровень механических свойств ЧШГ.

Выводы

1. На основании ранее выполненных исследований показана перспективность применения быстроохлажденных сфероидизирующих лигатур при получении чугуна с шаровидным графитом, обеспечивающая за счет быстрого растворения высокую степень усвоения магния в процессе ковшевой обработки жидкого расплава.

2. С учетом ранее выполненных исследований в лабораторных условиях была изготовлена опытная партия медь-магниевого лигатуры методом литья с последующим быстрым охлаждением и дроблением на фракции.

3. Экспериментально исследовано влияние добавок быстроохлажденной лигатуры на химический состав, микроструктуру и свойства высокопрочного чугуна. Установлено, что такая лигатура обеспечивает при ковшевой обработке более высокое усвоение магния (50–60%) по сравнению с классическими модификаторами (35–45%), при этом в 1,5–2,0 раза сокращается продолжительность пироэффекта, что приводит к сокращению объема выбросов в атмосферу цеха.

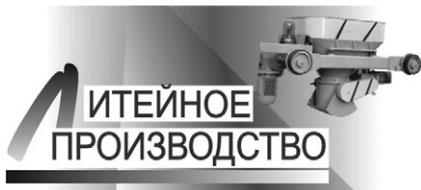
4. На ОАО «Лидский литейно-механический завод» проведены промышленные испытания медь-магниевого лигатуры, которые показали возможность получения чугуна с шаровидным графитом.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Калиниченко, А. С.** Использование сфероидизирующей «чипс»-лигатуры на основе меди, содержащей наноразмерные частицы оксида иттрия, для высокопрочного чугуна / А. С. Калиниченко [и др.] // Литье и металлургия. 2016. № 1 (82). С. 130–135.
2. **Слуцкий, А. Г.** Особенности сфероидизирующего модифицирования высокопрочного чугуна лигатурами на основе меди / А. Г. Слуцкий [и др.] // Литье и металлургия. 2016. № 2 (83). С. 110–115.
3. **Кулинич, И. Л.** Использование «чипс»-лигатуры на основе меди для высокопрочного чугуна / И. Л. Кулинич [и др.] // Литейные процессы: Межрегион. сб. науч. тр. Магнитогорск, 2016. Вып. 15. С. 11–14.
4. **Леках, С. Н.** Внепечная обработка высококачественных чугунов в машиностроении / С. Н. Леках, Н. И. Бестужев. Мн.: Навука і тэхніка, 1992. 269 с.
5. Применение сфероидизирующей лигатуры на основе меди при получении высокопрочного чугуна / А. Г. Слуцкий [и др.] // Металлургия: Респ. межвед. сб. науч. тр. Минск: БНТУ, 2019. Вып. 40. С. 62–67.

REFERENCES

1. **Kalinichenko A. S.** Ispol'zovanie sferoidizirujushhej «chips»-ligatury na osnove medi, sodержashhej nanorazmernye chasticy oksida ittriya, dlja vysokoprochnogo chuguna [The use of spheroidizing «chips» -ligature based on copper containing nanosized particles of yttrium oxide for high-strength cast iron]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no.1 (82), pp. 130–135.
2. **Slutsky A. G.** Osobennosti sferoidizirujushhego modifitsirovanija vysokoprochnogo chuguna ligaturami na osnove medi [Features of spheroidizing modification of ductile iron by copper-based alloys]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 2 (83), pp. 110–115.
3. **Kulinich I. L.** Ispol'zovanie «chips»-ligatury na osnove medi dlja vysokoprochnogo chuguna [The use of «chips» -ligature based on copper for ductile iron]. *Litejnye processy: Mezhhregional'nyj sbornik nauchnyh trudov = Foundry processes: Interregional collection of scientific papers*, Magnitogorsk, 2016, Vyp. 15, pp. 11–14.
4. **Lekah S. N., Bestuzhev N. I.** Vnepechnaja obrabotka vysokokachestvennyh chugunov v mashinostroenii [Out-of-furnace machining of high-quality cast irons in mechanical engineering]. Minsk, Navuka i tjechnika Publ., 1992, 269 p.
5. **Slutsky A. G.** Primenenie sferoidizirujushhej ligatury na osnove medi pri poluchenii vysokoprochnogo chuguna [The use of spheroidizing ligatures based on copper in the production of ductile iron]. *Metallurgija: respublikanskij mezhhvedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: Republican interdepartmental collection of scientific papers*, Minsk, BNTU Publ., 2001, Vyp. 40, pp. 62–67.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-22-25>
УДК 669.154

Поступила 21.04.2020
Received 21.04.2020

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЮРОМЕТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОТЛИВОК ИЗ МЕДНОГО СПЛАВА Cu–Cr–Al

Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11, e-mail: maruko46@mail.ru,

В. А. КУКАРЕКО, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12,

В. А. ХАРЬКОВ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11,

А. В. КУШНЕРОВ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12,

И. О. САЗОНЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11,

В работе исследовано влияние термической обработки на структурно-фазовое состояние и твердость малоразмерных отливок из медного сплава Cu–Cr–Al, полученных литьем в водоохлаждаемый металлический кокиль. Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что отливки состоят из матричного твердого раствора на основе меди. Повышенное значение параметра кристаллической решетки медной фазы связано с растворенными в ней атомами алюминия. После низкотемпературного (450 °С) отпуска в течение 10 ч параметр кристаллической решетки матричного твердого раствора уменьшается, что связано с образованием на поверхности отливки интерметаллида Al8Cr5.

Установлено, что после термической обработки (закалки и отпуска) твердость отливок из сплава Cu–Cr–Al увеличивается в 1,5 раза.

Ключевые слова. *Отливки, литье в кокиль, закалка, старение, отпуск, структура, фазовый состав, твердость.*

Для цитирования. *Марукович, Е. И. Влияние термической обработки на структурно-фазовое состояние и дюрометрические свойства малоразмерных отливок из медного сплава Cu–Cr–Al / Е. И. Марукович, В. А. Кукареко, В. А. Харьков, А. В. Кушнеров, И. О. Сазоненко // Литье и металлургия. 2020. № 2. С. 22–25. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-22-25>.*

THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURAL PHASE STATE AND DUROMETRIC PROPERTIES OF SMALL-SIZED CASTINGS FROM A COPPER ALLOY Cu–Cr–Al

E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli Str., e-mail: maruko46@mail.ru

V. A. KUKAREKO, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaja Str.,

V. A. KHARKOV, Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli Str.,

A. V. KUSHNEROV, Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaja Str.,

I. O. SAZONENKO, Institute of Technology of Metals of the National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli Str.

The effect of heat treatment on the structural-phase state and hardness of small-sized castings made from the Cu-Cr-Al copper alloy obtained by casting in a water-cooled metal mold is studied. Using X-ray diffraction analysis, it was found that the castings consist of a matrix solid solution based on copper. The increased value of the crystal lattice parameter of the copper phase is associated with aluminum atoms dissolved in it. After a low-temperature (450 °C) tempering for 10 hours, the crystal lattice parameter of the matrix solid solution decreases, which is associated with the formation of the Al₈Cr₅ intermetallic compound on the surface of the casting.

It is established that after heat treatment (hardening and tempering), the hardness of castings from the Cu-Cr-Al alloy increases by 1.5 times.

Keywords. Castings, casting in mold, hardening, age-hardening, tempering, structure, phase state, hardness.

For citation. Marukovich E. I., Kukareko V. A., Kharkov V. A., Kushnerov A. V., Sazonenko I. O. The influence of heat treatment on the structural phase state and durometric properties of small-sized castings from a copper alloy Cu-Cr-Al. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 2, pp. 23–25. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-23-25>.

Введение

В настоящее время известно несколько десятков видов литья и их вариантов, которые пригодны как для массового, так и для штучного производства. От способа, технологии литья и химического состава расплава при кристаллизации зависит формирование структуры отливки. Для улучшения механических свойств бронз применяют финишную термическую обработку в виде закалки и старения [1–3]. Целью данной работы является установление влияния термической обработки отливки из медного сплава Cu-Cr-Al на его структурно-фазовое состояние и дюрометрические свойства.

Изготовление образцов и методики исследований

Отливки цилиндрической формы диаметром 44 мм из медного сплава Cu-Cr-Al получали литьем в металлический кокиль. Образцы, вырезанные из полученных отливок, подвергали термической обработке: закалке и старению. При закалке образцы нагревали в муфельной печи до температуры 1040–1050 °C и затем выдерживали в течение 2 ч с последующим охлаждением в воде. При отпуске (старении) закаленные образцы нагревали до температуры 450 °C и выдерживали при этой температуре в течение 4, 10, 20 и 40 ч.

Определение химического состава отливки осуществляли на приборе Epsilon 1 с программным обеспечением Epsilon 3 компании PANalytical.

Металлографические исследования отливки проводили на оптическом микроскопе АЛЬТАМИ МЕТ 1МТ.

Исследование структурно-фазового состояния отливки из медного сплава Cu-Cr-Al проводили на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом (CoK_α) излучении при напряжении 28 кВ и анодном токе 14 мА. Расшифровки рентгенограмм осуществляли с помощью программного обеспечения Crystallographica Search-Match и картотеки PDF-2.

Измерение твердости проводили по методу Виккерса на твердомере DuraScan 20 при нагрузке на индентор 10 кг.

Результаты исследований и их обсуждение

Химический состав исследуемой отливки из медного сплава Cu-Cr-Al приведен ниже.

Маркировка отливки	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Cu
Cu-Cr-Al	0,731	0,557	0,404	0,007	0,164	Основа

Микроструктура исследуемой отливки из сплава Cu-Cr-Al показана на рис. 1, где хорошо видны зерна меди различного размера.

В процессе изотермической выдержки при 1040–1050 °C в течение 2 ч происходит гомогенизация химического состава отливки по сечению, а также в результате закалки в воду фиксируется пересыщенный твердый раствор алюминия и хрома в меди.

Результаты рентгеноструктурного анализа образцов отливок из медного сплава Cu-Cr-Al после закалки и отпуска приведены на рис. 2. Из рисунка видно, что основной, присутствующей в сплаве фазой, является матричный твердый раствор на основе меди (PDF 4–836, Space Group: Fm-3m, $a = 0,3615$ нм) с параметром кристаллической решетки $a = 0,3617$ нм (см. таблицу). Несколько увеличенное значение параметра кристаллической решетки матричной фазы сплава Cu-Cr-Al связано с растворением атомов алюминия в меди. При этом вследствие существенного различия атомных радиусов Cu и Al ($R_{Cu} = 0,0127$ нм, $R_{Al} = 0,0143$ нм [4]) параметр кристаллической решетки твердого раствора Cu-Al

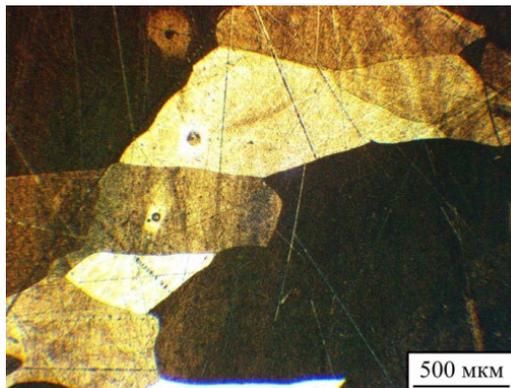


Рис. 1. Характерная микроструктура отливки Cu-Cr-Al

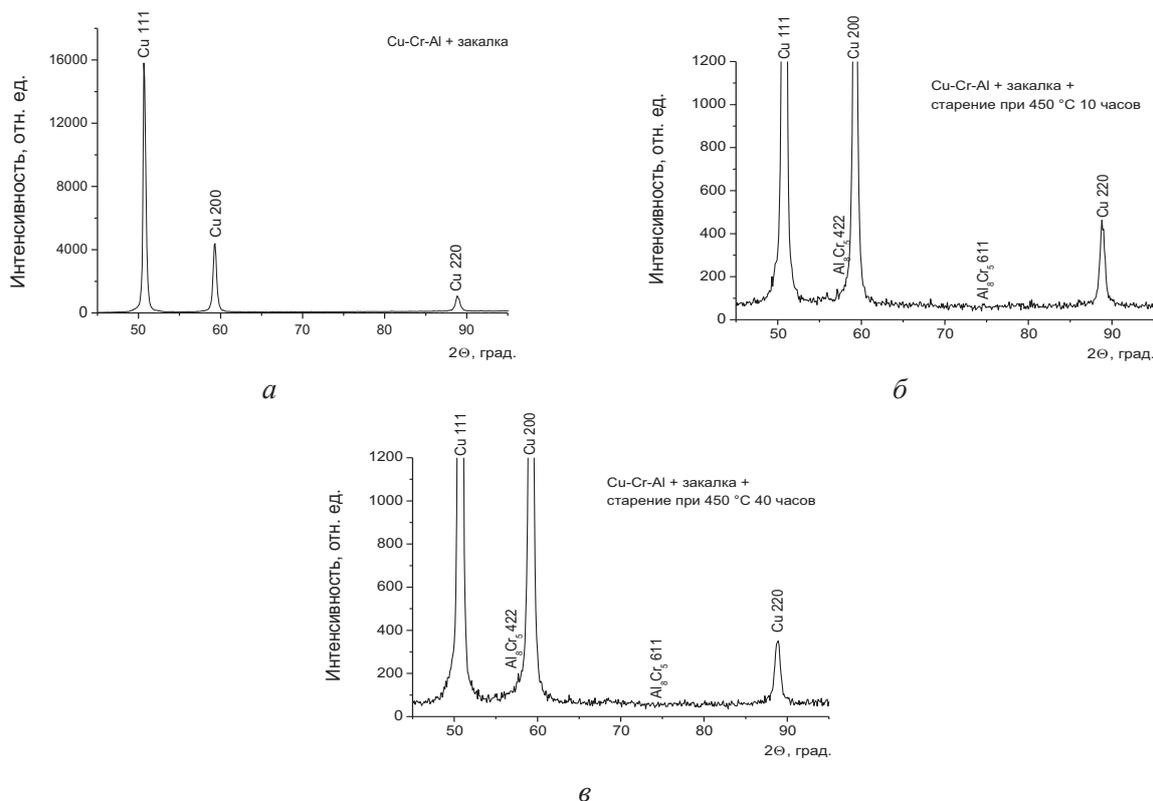


Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_{α}) от поверхностных слоев отливки из сплава Cu-Cr-Al с различными режимами термической обработки

возрастает. Отпуск при 450 °C в течение длительного времени (20, 40 ч) приводит к уменьшению значения параметра кристаллической решетки медной фазы до $a = 0,3614$ нм. По достижению 10 ч отпуска в сплаве регистрируется образование частиц интерметаллида Al_8Cr_5 (PDF Number: 47–1466, Space Group: I-43m, $\alpha = 0,9090$ нм). Кроме того, нельзя исключить выделения при старении небольшого количества мелких частиц Cr.

В таблице приведены значения твердости и параметр кристаллической решетки матричной медной фазы отливки из сплава Cu-Cr-Al после закалки и отпуска.

Твердость (HV) и параметр кристаллической решетки (a) фазы Cu отливки из медного сплава Cu-Cr-Al

Образец	Твердость HV 10	a, нм
Cu-Cr-Al + закалка	95	0,3617
Cu-Cr-Al + закалка + старение при 450 °C 4 ч	135	0,3615
Cu-Cr-Al + закалка + старение при 450 °C 10 ч	140	0,3615
Cu-Cr-Al + закалка + старение при 450 °C 20 ч	147	0,3614
Cu-Cr-Al + закалка + старение при 450 °C 40 ч	139	0,3614

Из таблицы видно, что твердость отливки Cu-Cr-Al в исходном состоянии (после закалки) составляет 95 HV 10. Последующий отпуск отливок из сплава Cu-Cr-Al приводит к существенному повышению их твердости за счет выделения из матричного твердого раствора интерметаллидной фазы Al_8Cr_5 . После старения при 450 °С в течение 4, 10, 20 ч значения твердости возрастают до 135, 140, 147 HV 10 соответственно. Дальнейшее увеличение продолжительности старения при 450 °С до 40 ч приводит к некоторому уменьшению твердости сплава до 139 HV 10, что может быть связано с увеличением размеров частиц фазы Al_8Cr_5 .

По нашему мнению, упрочнение бронзы при старении может быть связано с граничным дисперсионным твердением сплава за счет выделения в нем мелких интерметаллидных частиц Al_8Cr_5 . При этом процесс зарождения интерметаллидных частиц может стимулироваться присутствием в сплаве дефектов кристаллической решетки (дислокаций, дефектов упаковки).

Выводы

Исследовано влияние термической обработки на структурно-фазовое состояние и твердость мало-размерной отливки из медного сплава Cu-Cr-Al, полученной литьем в водоохлаждаемый металлический кокиль.

Установлено, что основной фазой в отливке из сплава Cu-Cr-Al является матричный твердый раствор на основе меди. Повышенное значение параметра кристаллической решетки твердого раствора связано с растворенными в нем атомами алюминия. Сделано заключение, что уменьшение значения параметра кристаллической решетки после старения связано с образованием интерметаллида Al_8Cr_5 .

Показано, что термическая обработка отливок в виде закалки и отпуска приводит к повышению их твердости в 1,45–1,55 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Мозберг, Р. К.** Материаловедение: учеб. пособ. 2-е изд., перераб. М.: Высш. шк., 1991. 448 с.
2. **Фиргер, И. В.** Термическая обработка сплавов: справ. Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1982. 304 с.
3. **Карева, Н. Т.** Влияние режимов термической обработки на структуру бронзы БрНХК / Н. Т. Карева, Ю. Д. Корягин // Вест. Южно-Уральского гос. ун-та. Сер. «Металлургия». Челябинск: Южно-Уральский гос. ун-т. 2018. № 2. 115 с.
4. **Барон, Н. М.** Краткий справочник физико-химических величин / Н. М. Барон [и др.]. Л.: Химия, 1983. 232 с.

REFERENCES

1. **Mozberg R. K.** *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Vysshaja shkola Publ., 1991, 448 p.
2. **Firger I. V.** *Termicheskaja obrabotka splavov* [Heat treatment of alloys]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1982, 304 p.
3. **Kareva N. T., Korjagin Ju. D.** Vlijanie rezhimov termicheskoi obrabotki na strukturu bronzy BrNHK [The influence of heat treatment on the structure of bronze BrNHK]. *Vestnik Juzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Serija «Metallurgija» = Bulletin of the South Ural State University. Series «Metallurgy»*, 2018, no. 2, 115 p.
4. **Baron N. M. et al.** *Kratkij spravocnik fiziko-himicheskikh velichin* [A quick reference to physico-chemical quantities]. Leningrad, Himija Publ., 1983, 232 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-26-28>
УДК 669.154

Поступила 21.04.2020
Received 21.04.2020

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БРОНЗОВЫХ ОТЛИВОК, ПОЛУЧЕННЫХ НЕПРЕРЫВНЫМ И ЦЕНТРОБЕЖНЫМ ЛИТЬЕМ

*Е. И. МАРУКОВИЧ, В. А. ХАРЬКОВ, И. О. САЗОНЕНКО, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: maruko46@mail.ru,
В. А. КУКАРЕКО, А. В. КУШНЕРОВ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12*

Изучено влияние режимов кристаллизации (непрерывное и центробежное литье) отливок из бронзы БрА10Ж4Н4 на структуру, фазовый состав и твердость. Методами металлографического и рентгеноструктурного анализов установлено, что отливки состоят из ($\alpha + \gamma'$)-эвтектоида, α -фазы и интерметаллидов $AlCu$, Al_2Cu_3 . Матричная фаза в сплаве, закристаллизованном методом центробежного литья, вследствие ее более высокой легированности атомами Al имеет повышенное значение параметра кристаллической решетки по сравнению со случаем непрерывного литья. Твердость отливки, полученной методом центробежного литья, по сравнению с непрерывным литьем повышается, что обусловлено образованием более дисперсной структуры, а также большим твердорастворным упрочнением матричной фазы отливки.

Ключевые слова. Центробежное литье, непрерывное литье, металлографический и рентгеноструктурный анализы, дисперсная структура, бронза БрА10Ж4Н4.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Структура и физико-механические свойства бронзовых отливок, полученных непрерывным и центробежным литьем / Е. И. Марукович, В. А. Харьков, И. О. Сазоненко, В. А. Кукареко, А. В. Кушнеров // Литье и металлургия. 2020. № 2. С. 26–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-26-28>.

STRUCTURE, PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF BRONZE CASTINGS OBTAINED BY CONTINUOUS AND CENTRIFUGAL CASTING

*E. I. MARUKOVICH, V. A. KHARKOV, I. O. SAZONENKO, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli Str. E-mail: maruko46@mail.ru,
V. A. KUKAREKO, A. V. KUSHNEROV, Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaja Str.*

The influence of crystallization conditions (continuous and centrifugal casting) of small-sized BrAlFe4Ni4 bronze castings on the structure, phase composition, and hardness was studied. It was found by metallographic and X-ray diffraction methods that the castings consist of ($\alpha + \gamma'$)-eutectoid, α phase and $AlCu$, Al_2Cu_3 intermetallic compounds. The matrix phase in the alloy, crystallized by centrifugal casting, due to its higher alloying with Al atoms, has an increased value of the crystal lattice parameter, compared with the case of continuous casting. The hardness of the casting obtained by centrifugal casting increases compared with continuous casting, which is due to the formation of a more dispersed structure, as well as a large solid solution hardening of the matrix phase of the casting.

Keywords. Centrifugal casting, continuous casting, metallographic and X-ray diffraction analysis, dispersed structure, BrAlFe4Ni4 bronze.

For citation. Marukovich E. I., Kharkov V. A., Sazonenko I. O., Kukareko V. A., Kushnerov A. V. Structure, physical and mechanical properties of bronze castings obtained by continuous and centrifugal casting. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 2, pp. 26–28. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-26-28>.

Литейное производство – наиболее экономически целесообразный способ получения металлических изделий и заготовок для различных отраслей промышленности, в частности, для машиностроения и приборостроения. Использование литья позволяет получать заготовки и детали из различных сплавов массой от нескольких граммов до сотен тонн с разнообразной структурой и широким диапазоном эксплуатационных свойств [1]. В настоящее время известно несколько десятков видов литья, обладающих достаточно широкой универсальностью [2]. Однако недостаточно полно изучено влияние режимов кристаллизации на структурно-фазовое состояние, а также механические свойства малоразмерных отливок из цветных металлов и сплавов. В связи с этим целью данной работы явилось установление влияния режимов кристаллизации отливок из бронзы БрА10Ж4Н4 на их структурно-фазовое состояние и дюрOMETрические свойства.

Материалом для исследования выбраны образцы малоразмерных отливок из сплава БрА10Ж4Н4, полученных методом центробежной заливки и методом непрерывного литья. Отливки были получены в Институте технологии металлов НАН Беларуси. Металлографические исследования образцов проводили на оптическом микроскопе АЛЬТАМИ МЕТ 1МТ, травление образцов осуществляли в спиртовом растворе $FeCl_3 + HCl$ [3]. Исследование структурно-фазового состояния образцов выполняли на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом излучении. Измерение твердости проводили по методу Виккерса на твердомере DuraScan 20 при нагрузке на индентор 10 кг.

Микроструктуры исследуемых образцов отливок из сплава БрА10Ж4Н4 показаны на рис. 1.

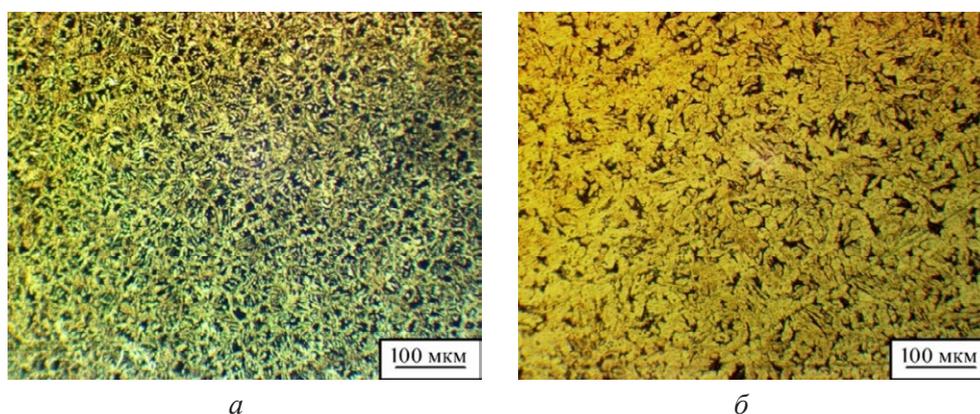


Рис. 1. Характерные микроструктуры образцов отливок из сплава БрА10Ж4Н4, полученных различными методами: *a* – центробежное литье; *б* – непрерывное литье

Из рисунка видно, что алюминиевая бронза состоит из $(\alpha + \gamma')$ -эвтектоида (темные участки) и α -фазы (светлые участки). Здесь α -фаза – твердый раствор легирующих элементов в меди, γ' – твердый раствор на базе химического соединения Al_4Cu_9 [4]. Структура отливок, полученных методом центробежного литья, более дисперсная (рис. 1, *a*) по сравнению с отливкой, полученной методом непрерывного литья (рис. 1, *б*). Указанное отличие в микроструктурах сплава БрА10Ж4Н4 связано с более высокой скоростью охлаждения при центробежном литье.

Результаты рентгеноструктурного анализа исследуемых образцов отливок из сплава БрА10Ж4Н4 приведены на рис. 2.

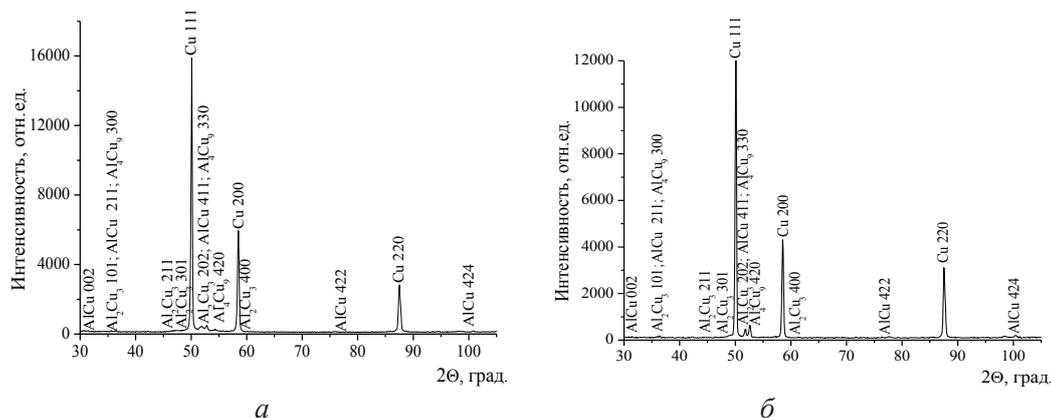


Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_{α}) от поверхностных слоев отливок из сплава БрА10Ж4Н4, полученных различными методами: *a* – центробежное литье; *б* – непрерывное литье

Приведенные дифрактограммы свидетельствуют о том, что основной фазой отливок из сплава БрА10Ж4Н4 является матричный твердый раствор на основе Cu ($a = 0,3615$ нм) с параметрами кристаллической решетки: $a = 0,3659$ нм (центробежное литье) и $a = 0,3655$ нм (непрерывное литье). Повышенные по сравнению с Cu значения параметра кристаллической решетки медной матричной фазы в сплавах вызваны растворенным в ней алюминием, имеющим больший атомный радиус ($R_{Cu} = 0,0127$ нм, $R_{Al} = 0,0143$ нм [5]). Таким образом, матричная фаза в сплаве, закристаллизованном методом центробежного литья, вследствие более высокого содержания в ней алюминия имеет повышенное значение параметра кристаллической решетки по сравнению со случаем непрерывного литья. Также в фазовом составе сплава регистрируются интерметаллидные соединения AlCu и Al₂Cu₃.

Твердость отливки при центробежном литье составляет 200 HV 10, при непрерывном литье – 165 HV 10. Повышенное значение твердости отливки, полученной методом центробежного литья, обусловлено образованием более дисперсной структуры при охлаждении, а также большим твердорастворным упрочнением матричной фазы отливки по сравнению со случаем непрерывного литья.

Наблюдаемая микроструктура отливок состоит из ($\alpha + \gamma'$)-эвтектоида и α -фазы. Установлено, что при центробежном литье отливка имеет более дисперсную структуру вследствие относительно повышенной скорости ее охлаждения по сравнению со случаем непрерывного литья.

Выявлено, что отливки содержат матричную фазу на основе твердого раствора легирующих элементов в Cu и интерметаллидные фазы AlCu, AlCu₃, Al₄Cu₉. Сделано заключение, что повышенные значения параметра кристаллической решетки матричного твердого раствора обусловлены его легированностью алюминием.

Установлено, что при центробежном литье твердость отливок из сплава БрА10Н4Ж4 в 1,2 раза превышает твердость отливок, полученных непрерывным литьем. Указанное явление связано с большей дисперсностью структуры и твердорастворным упрочнением матричной фазы отливки, полученной методом центробежного литья.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Марукович, Е. И.** Литейные сплавы и технологии / Е. И. Марукович, М. И. Карпенко. Минск: Беларуская навука, 2012. 442 с.
2. **Рогов, В. А.** Материаловедение и технология конструкционных материалов. Штамповочное и литейное производство: учеб. для вузов / В. А. Рогов, Г. Г. Позняк. 2-е изд. М.: Изд-во Юрайт, 2019. 330 с.
3. **Беккерт, М.** Способы металлографического травления / М. Беккерт, Х. Клемм. 2-е изд. М.: Metallurgija, 1988. 400 с.
4. **Гуляев, А. П.** Металловедение / А. П. Гуляев. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Metallurgija, 1986. 544 с.
5. **Барон, Н. М.** Краткий справочник физико-химических величин / Н. М. Барон [и др.]. Л.: Химия, 1983. 232 с.

REFERENCES

1. **Marukovich E. I., Karpenko M. I.** *Litejnye splavy i tehnologii* [Foundry alloys and technology]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2012, 442 p.
2. **Rogov V. A., Poznjak G. G.** *Materialovedenie i tehnologija konstrukcionnyh materialov. Shtampovochnoe i litejnoe proizvodstvo* [Materials science and technology of structural materials. Stamping and foundry]. Moscow, Jurajt Publ., 2019, 330 p.
3. **Bekkert M., Klemm H.** *Sposoby metallograficheskogo travlenija* [Methods of metallographic etching]. Moscow, Metallurgija Publ., 1988, 400 p.
4. **Guljaev A. P.** *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 544 p.
5. **Baron N. M. et al.** *Kratkij spravocnik fiziko-himicheskikh velichin* [A quick reference to physico-chemical quantities]. Leningrad, Himija Publ., 1983, 232 p. .



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-29-35>
УДК 669.01

Поступила 21.04.2020
Received 21.04.2020

ОБОСНОВАНИЕ ИНВЕСТИЦИЙ И ПРЕДПРОЕКТНАЯ ПРОРАБОТКА ИНВЕСТИЦИОННЫХ ПРОЕКТОВ В МЕТАЛЛУРГИИ НА ПРИМЕРЕ ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

А. В. КАРМАНОВИЧ, С. А. МОЗГОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: emp.otr@bmz.gomel.by, тел. +375-2334-543-17

В Республике Беларусь определены требования к проектному управлению, которые рекомендованы для всех участников, занимающихся проектной деятельностью, и предусматривают организацию на предприятиях системного подхода к проработке и реализации проектов, предусматривающих архитектурную и строительную деятельность по возведению, реконструкции и реставрации зданий и сооружений. Комплексная прединвестиционная проработка проекта снижает риск начала реализации неэффективного проекта, ведь в процессе разработки обоснования инвестиций более точно определяются затраты, связанные со строительно-монтажными работами; принимаются во внимание инженерно-геологические и геодезические изыскания территории под строительство и технического заключения по результатам обследования технического состояния зданий, внутренних и наружных инженерных систем зданий; принимаются все принципиальные решения по подводу инженерной и транспортной инфраструктуры; оценивается воздействие проекта на окружающую среду, осуществляется проведение общественных обсуждений отчета об оценке воздействия на окружающую среду с прохождением государственной экологической экспертизы; определяются возможность и варианты корректировки параметров инвестиционного проекта, принятой технологии и архитектурно-планировочных решений в целях повышения эффективности проекта в случае, если полученные данные свидетельствуют о недостаточной рентабельности проекта.

В данной статье излагаются основные положения о реализации прединвестиционной стадии (разработка предпроектной документации, бизнес-плана) инвестиционного проекта, реализуемого в металлургической отрасли.

Ключевые слова. *Обоснование инвестиций, разработка обоснования инвестиций, обоснование инвестиций в металлургии, основные этапы и продолжительность разработки обоснования инвестиций, предпроектная проработка инвестиционного проекта, управление проектами.*

Для цитирования. *Карманович, А. В. Обоснование инвестиций и предпроектная проработка инвестиционных проектов в металлургии на примере ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / А. В. Карманович, С. А. Мозгов // Литье и металлургия. 2020. № 2. С. 29–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-29-35>.*

FEASIBILITY AND DESIGN STUDY OF INVESTMENT PROJECTS IN METALLURGY BY THE EXAMPLE OF OJSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF THE HOLDING «BMC»

A. V. KARMANOVICH, S. A. MOZGOV, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», 37, Promyshlennaya Str., Zhlobin, Gomel region, Belarus. E-mail: emp.otr@bmz.gomel.by

The Republic of Belarus has defined requirements for project management, which are recommended for all participants involved in project activities, and provide for the organization of a systematic approach to the development and implementation of projects involving architectural and construction activities for the construction, reconstruction and restoration of buildings and structures. Comprehensive pre-investment study of the project reduces the risk of starting an inefficient project, because in the process of developing the investment justification: the costs associated with construction and installation work are defined more accurately; engineering-geological and geodetic surveys of the territory under construction and technical conclusions based on the results of the survey of the technical condition of buildings, internal and external engineering systems of buildings are taken into account; all principal decisions are made on the supply of engineering and transport infrastructure; the project's impact on the environment is assessed, and public discussions are held on the environmental impact assessment report with the state environmental expertise; determine the possibility and options for adjusting the parameters of the investment project, the adopted technology and architectural and planning solutions in order to improve the effectiveness of the project, if the data obtained indicate insufficient profitability of the project.

This article describes the main provisions on the implementation of the pre-investment stage (development of pre-project documentation, business plan) of an investment project implemented in the metallurgical industry.

Keywords. *Investment justification, investment justification development, investment justification in metallurgy, main stages and duration of investment justification development, pre-project study of the investment project, project management.*

For citation. *Karmanovich A. V., Mozgov S. A. Feasibility and design study of investment projects in metallurgy by the example of OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC». Foundry production and metallurgy, 2020, no. 2, pp. 30–35. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-30-35>.*

Постоянное развитие – залог стабильного будущего компании

Без развития – нет стабильного будущего, в том числе это относится и к любому промышленному предприятию, потому что в условиях рыночной экономики и постоянной конкуренции производителю продукции необходимо ориентироваться на постоянно изменяющиеся покупательский спрос, средние и долгосрочные тенденции и направления развития отраслей жизнедеятельности, на которые направлена выпускаемая им продукция.

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» интегрировано в глобальный рынок производства металлопроката и продукции с высокой добавленной стоимостью (ежегодно экспортируется около 85 % продукции предприятия). В условиях жесткой конкуренции на рынках металлопродукции необходимо уделять особое внимание вопросам перспективного развития. Модернизация, совершенствование, развитие и расширение производства являются одним из приоритетных направлений деятельности БМЗ. Специалисты и руководители завода постоянно занимаются разработкой направлений развития как в целом завода, так и отдельно его сталеплавильных, прокатных и метизных мощностей.

В 2019 г. БМЗ исполнилось 35 лет с момента запуска первого производства (15 октября 1984 г.). За эти годы своей деятельности завод произвел более 53 млн. т стали, обеспечил реализацию большого числа проектов, направленных на модернизацию, реконструкцию, расширение и увеличение производственной мощности. Максимальных показателей по выплавке стали БМЗ достиг в 2012 г., которые составили 2,7 млн. т за год.

В период с 2007 по 2018 г. на БМЗ проведена комплексная полномасштабная реконструкция и модернизация существующего производства, что стало самой крупной модернизацией завода за всю его историю. Новые инвестиционные проекты затронули все технологические переделы предприятия: от обеспечения производства вспомогательным сырьем (обоженной известью, продуктами разделения воздуха) до получения инновационной металлопродукции, в том числе с высокой добавленной стоимостью.

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

Следует отметить, что развитие предприятия, увеличение объема продаж в современном мире невозможно без осуществления стратегического планирования – действий, решений, предпринятых руководством организации, направленных на определение наиболее перспективных направлений деятельности. Как и ранее, в настоящий момент руководителями и специалистами предприятия начата проработка направлений развития БМЗ на период 2021–2025 гг., таких, как:

- бесперебойное обеспечение производства сырьем и материалами;
- экономия энергетических и материальных ресурсов;
- улучшение экологических характеристик действующих производств;
- обеспечение безопасных условий труда, сохранение здоровья и жизни каждого члена коллектива;
- обеспечение устойчивых темпов роста и повышение конкурентоспособности выпускаемой продукции;
- повышение доли продукции глубокой переработки;
- расширение производства металлопродукции с высокой добавленной стоимостью.

Развитие металлургии в кратко- и среднесрочной перспективе определяется динамикой спроса со стороны промышленности, строительства, транспорта, создания и модернизации объектов транспортной инфраструктуры.

Реализация любого проекта, особенно крупного, такого, как реконструкция или строительство нового производства, всегда сопровождается определенными рисками (из-за глубины и детализации проработки вопросов маркетинга в части спроса и предложения продукции, логистики поставок и сбыта, источников финансирования проекта, сроков реализации проекта, необходимых инвестиционных затрат, объемов строительно-монтажных работ и др.) по достижению плановых показателей бюджета, сроков реализации, качества выполнения по проекту. Как было замечено, почти всегда недостаточная предварительная техническая предпроектная проработка и игнорирование рисков на начальном этапе предварительной проработки концепции проекта могут привести к существенным отклонениям проекта на этапе его реализации. Поэтому всегда очень важно взвешенно подходить к принятию решения о дальнейшем развитии предприятия и предварительной проработке новых проектов, для этого требуется длительное время и определенные ресурсы.

Сегодня, согласно лучшей устоявшейся мировой практике в проектном управлении, принято и важно в проектной проработке применять системный подход (например, корпоративную систему управления проектами).

Разработка обоснования инвестиций

Ввиду специфики реализации инвестиционных проектов в металлургической промышленности, с учетом необходимости больших капитальных вложений и длительных сроков выполнения, реализация крупных и масштабных нестандартных инвестиционных проектов в данной отрасли требует предварительной детальной проработки вариантов реализации проекта на предынвестиционной стадии с целью определения достаточно точного объема инвестиционных затрат и определения оптимального варианта реализации проекта.

В Республике Беларусь определены требования к проектному управлению, которые рекомендованы для всех участников, занимающихся проектной деятельностью, и предусматривают организацию на предприятиях системного подхода к проработке и реализации проектов, предусматривающих архитектурную и строительную деятельность по возведению, реконструкции и реставрации зданий и сооружений:

1. Для упорядочения отдельных этапов инвестиционной деятельности Указом Президента Республики Беларусь от 14.01.2014 № 26 «О мерах по совершенствованию строительной деятельности» внесен ряд изменений и дополнений, в частности, относящийся к предынвестиционному периоду реализации проектов. Основным документом, позволяющим выполнить предынвестиционную технико-экономическую проработку по проекту, является обоснование инвестиций.

Справочно. Требованиями данного Указа установлено, что:

до разработки проектной документации на возведение, реконструкцию и реставрацию объектов строительства, относимых в соответствии с классификацией, установленной Государственным комитетом по стандартизации, к первому–четвертому классам сложности (за исключением возведения объектов строительства по типовым или рекомендованным для повторного применения проектам) заказчиками, застройщиками разрабатывается и утверждается предпроектная (предынвестиционная) документация, включая обоснование инвестиций и задание на проектирование;

заказчиками, застройщиками назначается руководитель (управляющий) проекта по возведению, реконструкции и реставрации объекта строительства из числа работников соответствующей квалификации либо привлекается инженерная организация (инженер), в том числе с соблюдением требований законодательства о закупках при строительстве исходя из планируемых источников и объемов финансирования, предусмотренных в предпроектной (предынвестиционной) документации.

Обоснование инвестиций – это определение необходимости, технической возможности, оценки воздействия на окружающую среду (в случаях, предусмотренных законодательством о государственной экологической экспертизе), экономической целесообразности осуществления инвестиций в возведение, реконструкцию и реставрацию объектов строительства, требований к земельному участку (при возведении, реконструкции объектов), вариантов объемно-планировочных и технологических решений, сведений об инженерных нагрузках, а также источников и объемов финансирования, расчетов по определению эффективности инвестиций, социальных, экологических и других последствий возведения, реконструкции, реставрации и эксплуатации объектов строительства [ТКП 45–1.02–298–2014 «Строительство. Предпроектная документация. Состав и порядок разработки»].

2. Так, в соответствии с ТКП 45–1.02–298–2014 «Строительство. Предпроектная документация. Состав и порядок разработки» архитектурная и строительная деятельность в Республике Беларусь по возведению, реконструкции и реставрации зданий и сооружений, относимых в соответствии с классификацией согласно СТБ 2331 к первому – четвертому классам сложности, осуществляется в две стадии: предынвестиционная и инвестиционная.

Справочно.

До разработки проектной документации на возведение, реконструкцию и реставрацию объектов строительства, относимых в соответствии с классификацией согласно СТБ 2331 к первому – четвертому классам сложности, разрабатывается и утверждается предпроектная (предынвестиционная) документация в составе:

- обоснование инвестиций и план управления проектом;
- бизнес-план (в установленных случаях);
- задание на проектирование.

3. Альбом схем, определяющих последовательность действий при осуществлении инвестиционного проекта в строительстве, раскрывающих основные стадии этого процесса (от инвестиционного замысла до введения в эксплуатацию построенного объекта и его государственной регистрации) и установленные законодательством требования (условия, административные процедуры), соблюдение которых обязательно при прохождении этих стадий. [ТКП 45–1.02–298–2014 «Строительство. Предпроектная документация. Состав и порядок разработки»].

4. СТБ ISO 21500–2015 «Руководство по менеджменту проекта», который предоставляет высокоуровневое описание концепций и процессов, формирующих надлежащую практику менеджмента проекта, которые также являются важными и оказывают воздействие на пригодность проектов.

5. СТБ 2529–2018 «Строительство. Управление инвестиционными проектами. Основные положения», который устанавливает общие положения по управлению инвестиционным проектом в строительстве.

Таким образом, в Республике Беларусь с 2014 г. установлены требования к предпроектной документации на возведение, реконструкцию и реставрацию объектов строительства, относимых в соответствии с классификацией согласно СТБ 2331 к первому – четвертому классам сложности. С одной стороны, для Заказчика предынвестиционная стадия увеличивается по продолжительности на период разработки предпроектной документации (обоснования инвестиций). С другой стороны, это несомненный «плюс», так как для инвестора риск реализации неэффективного проекта значительно снижается, ведь в процессе разработки обоснования инвестиций более точно определяются затраты, связанные со строительными работами (непредвиденные расходы для этапа реализации снижаются до допустимых пределов); принимаются во внимание инженерно-геологические и геодезические изыскания территории под строительство и технического заключения по результатам обследования технического состояния зданий, внутренних и наружных инженерных систем зданий; принимаются все принципиальные решения по подводу инженерной и транспортной инфраструктуры; оценивается воздействие проекта на окружающую среду, осуществляется проведение общественных обсуждений отчета об оценке воздействия на окружающую среду с прохождением государственной экологической экспертизы; определяются возможность и варианты корректировки параметров инвестиционного проекта, принятой технологии и архитектурно-планировочных решений в целях повышения эффективности проекта в случае, если полученные данные свидетельствуют о недостаточной рентабельности проекта.

После разработки обоснования инвестиций на основании показателей эффективности инвестиционного проекта должно приниматься решение о реализации инвестиционного проекта.

Следует отметить, что в будущем результаты предпроектной проработки несут положительный эффект и исключают возможность начала реализации неэффективных проектов.

Разработка обоснования инвестиций позволяет с минимальными затратами сформировать определенный портфель из предварительно проработанных инвестиционных проектов с конкретными показателями эффективности, и в дальнейшем оперативно и своевременно принимать решение о необходимости реализации того либо иного инвестиционного проекта для достижения предприятием поставленных целей и показателей социально-экономического развития региона, отрасли, завода.

Разработка обоснования инвестиций на примере БМЗ

Инвестиционная деятельность и активность БМЗ определяется миссией предприятия, которая предусматривает безопасное и высокотехнологичное производство металлопродукции для повышения

доходности предприятия. На БМЗ осознают, что для повышения доходов предприятия необходимо постоянно проводить проработку и реализацию проектов, причем не только направленных на восстановление изношенного оборудования, но и разрабатывать и реализовывать крупные стратегические инвестиционные проекты, которые повысят доходность предприятия, поддержат высокий технологический уровень производственных мощностей предприятия и обеспечат производство высокотехнологичной, востребованной продукции в средне- и долгосрочной перспективе.

Руководство БМЗ видит необходимость проработки и реализации инвестиционных проектов в соответствии с методологией, представленной в обновленном белорусском законодательстве в области архитектурной и строительной деятельности. Практически по каждому прорабатываемому на предприятии инвестиционному проекту необходимо разработать обоснование инвестиций и пакет документов, входящих в предпроектную проработку и документацию. Также следует отметить, что сложившийся в Республике Беларусь порядок и детальность проработки по инвестиционному проекту соответствуют мировой устоявшейся практике в сфере управления проектами, а также «Руководству по подготовке промышленных технико-экономических исследований», опубликованному Организацией Объединенных Наций по промышленному развитию ЮНИДО.

Технические службы и специалисты, совершенствуя проектную деятельность БМЗ, и руководствуясь введенными нормативными документами (ТКП 45–1.02–298–2014 «Строительство. Предпроектная документация. Состав и порядок разработки», альбомом схем, определяющих последовательность действий по проекту) формируют сегодня переходной период к построению на предприятии корпоративной системы управления проектами, соответствующей мировой устоявшейся практике, адаптируя данную деятельность к текущим условиям функционирования завода.

Сегодня на предприятии выстроена определенная методология и имеются соответствующие подразделения со специалистами требуемой квалификации для проработки и сопровождения инвестиционных проектов от формирования идеи, инвестиционного замысла до реализации проекта на предынвестиционной, инвестиционной стадиях и ввода в эксплуатацию.

После завершения масштабной модернизации завода с целью определения стратегических направлений развития завода за последние пять лет на БМЗ было разработано несколько обоснований инвестиций по крупным инвестиционным проектам и предварительных технико-экономических обоснований с выполнением маркетинговых исследований и проработкой технических вопросов по продукции, технологии, оборудованию, стоимости. Для этого специалисты БМЗ сотрудничали, проводили встречи с зарубежными компаниями, которые выполняют маркетинговые исследования продукции, а также являются поставщиками инжиниринга, технологии, оборудования (такие компании, как Metal Bulletin Research, Danieli, Primetals, SMS, Mair Research SpA, SAS Engineering and Planning, EGP, Gertnergrou, Росстройтех), сотрудничали с ведущими белорусскими проектными институтами в части разработки и консультаций по обоснованию инвестиций, с проведением общественных обсуждений отчета об «Оценки воздействия на окружающую среду» и прохождением государственной экологической экспертизы (такие, как УП «Институт «Белпромстройпроект», УП «Белпромпроект»). Кроме того, специалисты БМЗ на основании собранных исходных данных способны самостоятельно разработать необходимую предпроектную документацию в соответствии с требованиями обновленного законодательства. На БМЗ имеется подразделение со следующими аттестатами: 1) аттестат соответствия первой категории на право осуществления разработки предпроектной (предынвестиционной) документации (ПП); 2) аттестат соответствия первой категории на право осуществления разработки разделов проектной документации для объектов строительства первого-четвертого классов сложности (ПР); 3) аттестат соответствия первой категории на право осуществления выполнения функций генерального проектировщика (ГП).

Разработка обоснования инвестиций и предварительных технико-экономических обоснований с углубленной технической проработкой на начальном этапе проекта неоднократно доказали свою эффективность в плане определения состава работ по проекту уровня затрат на строительно-монтажные работы по возведению производственного здания, вспомогательного производства и сопутствующей инфраструктуры по проекту по сравнению с методом определения затрат по коэффициентам для других проектов, так как зачастую объектов аналогов нет, а каждое создаваемое производство является новым и уникальным для предприятия, страны.

Результатом разработки обоснования инвестиций является пакет документов с разделами, которые формируют всю информацию по проекту (см. таблицу).

Состав пакета документов по обоснованию инвестиций для проекта

Марка раздела	Наименование разделов обоснования инвестиций
...-ПЗ	Пояснительная записка
...-МИ	Мощность объекта (маркетинговое исследование по продукции)
...-ТХ	Технологические решения
...-АК	Архитектурно-планировочная концепция
...-ВК	Водопровод и канализация
...-ТС, ТМ	Теплоснабжение
...-ГС	Газоснабжение
...-ВС	Воздухоснабжение
...-СС	Сметная документация. Сводный сметный расчет. Сводка средств
...-ООС	Охрана окружающей природной среды
...-ЭПП	Экологический паспорт проекта
...-РР	Расчет рассеивания вредных веществ
...-ЭИ	Бюджет проекта. Эффективность инвестиций
...-ОИ	Организация железнодорожного транспорта
...-ПП	Внешние высоковольтные электрические сети
	Отчет об оценке воздействия на окружающую среду планируемой хозяйственной деятельности
	Инженерно-геодезические и инженерно-геологические изыскания
	Техническое заключение по результатам обследования технического состояния зданий, внутренних и наружных инженерных систем зданий

Выводы

1. По рассматриваемому инвестиционному проекту имеется подробная техническая вариантная проработка по составу и компоновке основного и вспомогательного оборудования; архитектурно-планировочным решениям; составу и потребности в инженерной инфраструктуре.

2. Заказчик располагает обширным пакетом документов по инвестиционному проекту и получает достаточно точное представление о реализуемом объекте, что в последующем позволяет взвешенно принять решение о целесообразности и сроках реализации инвестиционного проекта.

Определяющую роль в показателях эффективности проекта играют такие факторы, как источники и условия финансирования, позволяющие произвести оценку эффективности и финансовой реализуемости проекта, вклада в экономику организации, региона, отрасли, страны, которые детально прорабатываются в бизнес-плане.

В соответствии с принятыми изменениями в законодательстве и нормативных документах разработка бизнес-плана по инвестиционному проекту должна осуществляться после разработки обоснования инвестиций. Специалисты БМЗ были неоднократно убеждены в пользе первичной разработки обоснования инвестиций (что соответствует пакету документов по предварительному технико-экономическому обоснованию в соответствии с «Руководство по подготовке промышленных технико-экономических исследований», опубликованному Организацией Объединенных Наций по промышленному развитию ЮНИДО), так как такая последовательность работ по проекту позволяет более точно определить состав работ и бюджет проекта, избежать начала реализации проекта с неэффективной концепцией и выполнить поиск оптимальной концепции либо отказаться или приостановить реализацию проекта.

Выполненная предпроектная проработка позволяет на этапе принятия решения о реализации проекта сформировать бюджет, сроки (линейный план-график проекта), которые в дальнейшем при реализации проекта будут иметь минимальные неучтенные отклонения, которые допускаются устоявшейся мировой практикой.

Сегодня в Республике Беларусь создаются нормативная база и условия для обеспечения совершенствования и развития методов организации управления проектами в соответствии с методами устоявшейся международной практикой проектного управления.

В дальнейшем на БМЗ будет продолжена работа по изучению, развитию и совершенствованию методов организации управления проектами, в том числе с применением современных информационных технологий. Данная деятельность будет направлена в целом на подготовку информации высокого качества, готовящейся руководителю организации для принятия стратегических решений для развития

предприятия. Для этого на БМЗ имеются структурные подразделения, обеспеченные квалифицированным персоналом, курирующим тему стратегического развития завода.

Коллективом БМЗ постоянно проводятся мероприятия по комплексной проработке технической возможности и экономической целесообразности реализации перспективных, в том числе инновационных, направлений с целью обеспечения конкурентоспособности на мировых рынках и последовательного развития холдинга «Белорусская металлургическая компания», тем самым, БМЗ создает весомый вклад в развитие отечественной металлургии и промышленности в целом!



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-36-41>
УДК 669

Поступила 20.04.2020
Received 20.04.2020

ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА КОМПАУНДОВ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОКОРДА

О. Н. ХРОЛ, ОАО «БМЗ—управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: fmi.czl@bmz.gomel.by, тел. + 375-2334-54341

Адгезионная прочность металлокорда, т.е. прочность сцепления его с компаундом, является одним из наиболее важных показателей качества металлокорда. Повышение величины адгезионной прочности позволяет улучшить эксплуатационные характеристики готовых шин. Определение величины адгезионной прочности может осуществляться разными методами. Все методы основаны на извлечении (вытягивании) металлокорда из блока вулканизированной резины и фиксации требуемой для этого нагрузки. Каждый метод имеет свои особенности, которые оказывают влияние на величину адгезионной прочности. Поэтому при проведении сравнительных испытаний необходимо применять какой-либо один выбранный метод. Изучение факторов, влияющих на величину адгезионной прочности, необходимо для выявления причин, приводящих к ее изменению.

В статье проанализировано, как качество применяемого компаунда влияет на величину адгезионной прочности. Рассмотрены и проведены испытания с применением компаундов, имеющих различные дефекты. Определены вероятные факторы, приводящие к отклонениям показателей адгезионной прочности.

Ключевые слова. Адгезионная прочность, адгезия, металлокорд, компаунд, резиновая смесь, остаточное обрезаживание металлокорда, включения серы, серосодержащие компоненты, пористая структура.

Для цитирования. Хрол, О. Н. Влияние качества компаундов на адгезионные свойства металлокорда / О. Н. Хрол // Литье и металлургия. 2020. № 2. С. 36–41. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-36-41>.

INFLUENCE OF THE QUALITY OF COMPOUNDS ON THE ADHESION PROPERTIES OF METAL CORD

O. N. KHROL, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», 37, Promyshlennaya Str., Zhlobin, Gomel region, Belarus. E-mail: fmi.czl@bmz.gomel.by, tel. + 375–2334–54341

The adhesive strength of the metal cord, i.e. the strength of its adhesion to the compound, is one of the most important indicators of the quality of the metal cord. Increasing the amount of adhesive strength allow to improve the performance of finished tires.

Determination of the adhesive strength value can be performed by different methods. All methods are based on extracting (pulling) metal cord from a block of vulcanized rubber and fixing the required load. Each method has its own characteristics that affect the amount of adhesive strength. Therefore, when conducting comparative tests, it is necessary to use one of the selected methods.

The study of factors that affect the amount of adhesive strength is necessary to identify the causes that lead to its change.

The article analyzes how the quality of the used compound affects the adhesive strength. Tests with the use of compounds with various defects were considered and carried out; probable factors leading to deviations in the adhesion strength indicators were determined.

Keywords. Adhesion strength, adhesion, metal cord, compound, rubber mix, residual rubberization of metal cord, sulfur inclusions, sulfur-containing components, porous structure.

For citation. Khrol O. N. Influence of the quality of compounds on the adhesion properties of metal cord. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 2, pp. 36–41. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-36-41>.

Величина адгезионной прочности зависит от реакционных способностей как металлокорда, так и компаунда.

Рассмотрим, какое влияние оказывает качество используемого компаунда.

Резиновая смесь (компаунд) – многокомпонентная система, включающая в себя каучук и ингредиенты, каждый из которых выполняет определенные функции [1].

Основными факторами, ухудшающими качество резиновой смеси на стадии ее изготовления, являются применение исходных материалов низкого качества; неточная развеска материалов; нарушение технологического процесса [1].

Отклонения при производстве резиновых смесей приводят к появлению у компаундов таких дефектов, как заниженные показатели прочностных и пластических характеристик; наличие пор, пузырей, механических примесей и включений [1].

За время работы с компаундами разных производителей в лаборатории физико-механических испытаний производства металлокорда № 2 центральной заводской лаборатории были выявлены следующие дефекты компаундов:

- включения серы на поверхности и внутри листа компаунда размерами от 5 до 40 мкм;
- пористая структура компаунда; размер пор колеблется от 3 до 8 мкм, а отдельные крупные поры имеют размеры от 50 до 100 мкм.

В каждом случае обнаружения какого-либо дефекта компаунда проводили сравнительные испытания на адгезионную прочность с использованием дефектного и качественного компаундов одного и того же производителя.

Рассмотрим, как влияет на величину адгезионной прочности наличие в компаунде включений серы. Компаунд с включениями серы показан на рис 1.

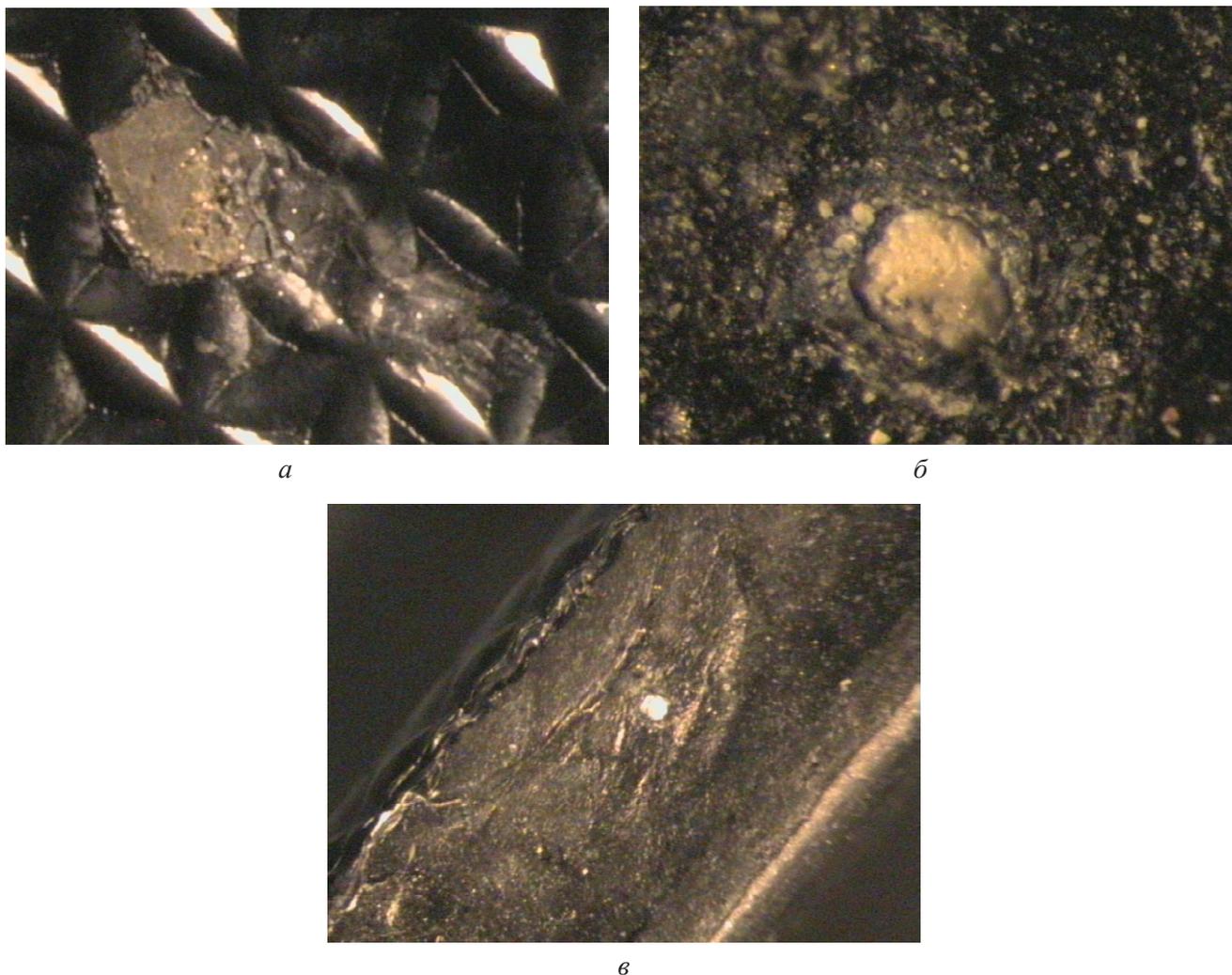


Рис. 1. Фотографии включений серы на поверхности (а, б) и внутри (в) компаунда

Вулканизирующая система должна обеспечивать заданные технические свойства резин и технологические свойства резиновых смесей.

Сера и серосодержащие компоненты являются важнейшими составляющими резиновой смеси. При вулканизации происходит взаимодействие серосодержащих компонентов резины и серы с поверхностью латунированного металлокорда с образованием сульфидного слоя, который и определяет величину адгезионной прочности.

Вулканизирующие системы, содержащие минимальное количество серы, называют эффективными системами, так как при их использовании возрастает эффективность расходования серы на образование поперечных связей. Растворимые системы обычно содержат серу в количестве, не превышающем предел ее растворимости в резиновой смеси [1].

При проведении испытаний был использован металлокорд конструкции 2+1x0,30НТ производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», метод запрессовки – международный стандарт ASTM D2229.

Результаты испытаний приведены в табл. 1 и на рис 2.

Таблица 1. Результаты испытаний по определению величины адгезионной прочности и остаточного обрезинивания металлокорда при использовании дефектного (с включениями серы) и качественного компаундов одного производителя

Металлокорд конструкции 2+1x0,30 НТ, метод ASTM D2229						
n = 15	требования спецификации		компаунд без отклонений		компаунд с включениями серы	
	адгезия, Н (не менее)	остаточное обрезинивание металлокорда, % (не менее)	адгезия, Н	остаточное обрезинивание металлокорда, %	адгезия, Н	остаточное обрезинивание металлокорда, %
Среднее	410	80	492	93	443	86
Минимум			442	90	344	70
Максимум			532	95	534	95
СКО			30,028	2,440	67,148	9,037

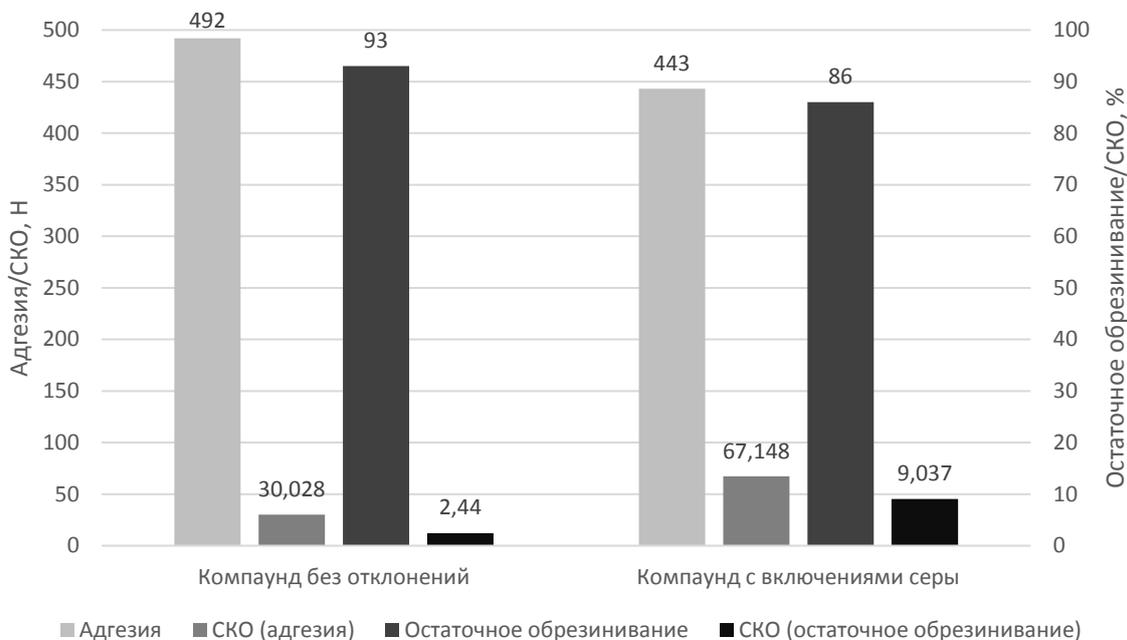


Рис. 2. Средние величины адгезионной прочности, остаточного обрезинивания металлокорда, СКО при использовании дефектного (с включениями серы) и качественного компаундов одного производителя

Из полученных результатов видно, что средняя величина адгезионной прочности, полученная при использовании качественного компаунда, выше на 49 Н (9,3%), чем при использовании компаунда с включениями серы: 492 Н против 443 Н соответственно. Причем при использовании компаунда

с включениями серы единичные значения (348, 344 Н) ниже требований спецификации. Такой разброс единичных значений влияет на значение среднеквадратического отклонения (СКО) (67,148 Н) по сравнению со значением СКО, полученным при использовании качественного компаунда (30,028 Н).

Также существует разница на 7% средних значений остаточного обрезаживания при использовании качественного компаунда (93%) и дефектного (86%), при этом СКО составило 2,44% против 9,037% соответственно.

Неравномерное распределение серы в компаунде, концентрация ее в отдельных местах в виде включений и обеднение ею остальной массы резиновой смеси привело к нарушению оптимального соотношения серы и других компонентов, входящих в состав резиновой смеси. Следствием этого явилось снижение уровня адгезионной прочности.

Рассмотрим случай использования резиновой смеси, имеющей пористую структуру с наличием крупных пор. Компаунд с пористой структурой показан на рис. 3.

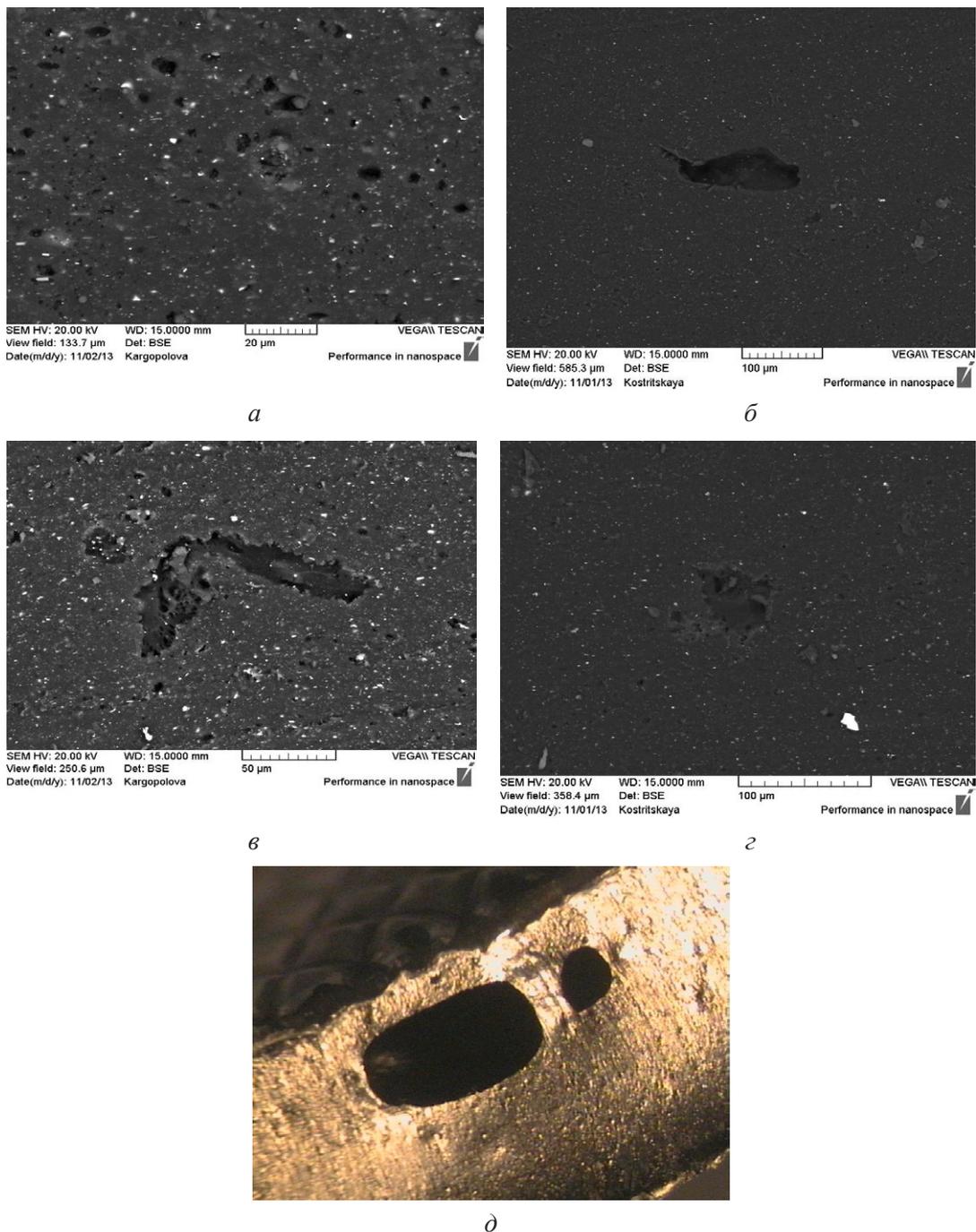


Рис. 3. Компаунд с пористой структурой (а), имеющей крупные поры на поверхности (б, в, г) и внутри (д) листа компаунда

Испытания проводили с использованием металлокорда конструкции 2+2x0,32 НТ и метода ASTM D2229.

Результаты испытаний приведены в табл. 2 и на рис 4.

Таблица 2. Результаты испытаний по определению величины адгезионной прочности и остаточного обрезинивания металлокорда при использовании дефектного (имеющего пористую структуру) и качественного компаундов одного производителя

Металлокорд конструкции 2+2x0,32 НТ, метод ASTM D2229						
n=15	требования спецификации		компаунд без отклонений		компаунд с порами	
	адгезия, Н (значения: средние / единичные, не менее)	остаточное обрезинивание металлокорда, % (значения: средние / единичные, не менее)	адгезия, Н	остаточное обрезинивание металлокорда, %	адгезия, Н	остаточное обрезинивание металлокорда, %
Среднее	480	90	574	97	561	96
Минимум	380	80	539	95	503	90
Максимум			623	100	618	100
СКО			28,579	2,582	37,629	3,716

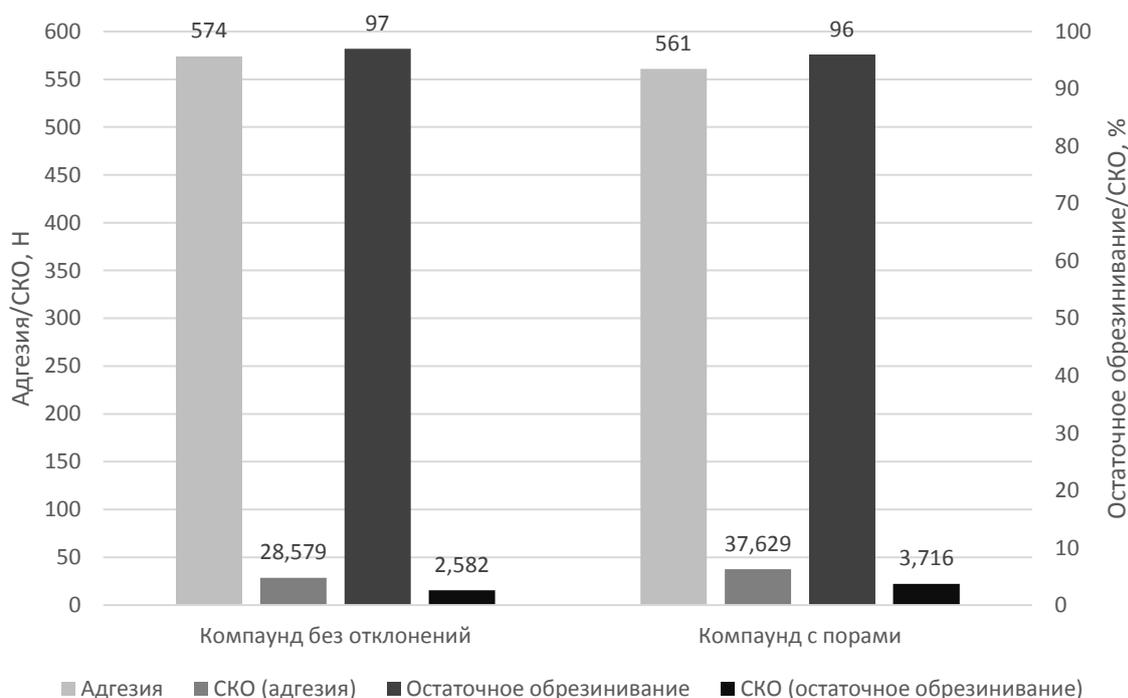


Рис. 4. Средние величины адгезионной прочности, остаточного обрезинивания металлокорда, СКО при использовании дефектного (имеющего пористую структуру) и качественного компаундов одного производителя

Анализируя результаты испытаний, отметим, что средняя величина адгезионной прочности, полученная при использовании пористого компаунда, меньше на 13 Н (2,3%), чем при использовании качественного компаунда: 561 Н против 574 Н соответственно.

Среднее значение остаточного обрезинивания металлокорда, полученное при использовании дефектного компаунда, ниже на 1%, чем при использовании качественного компаунда: 96% против 97% соответственно. При этом разница между двумя СКО более очевидна; значения СКО равны 3,716 и 2,582% соответственно.

Незначительное снижение адгезионной прочности в целом и повышенный разброс единичных значений при использовании компаунда с пористой структурой, вероятно, связано с недостаточным количеством и несколько неравномерным из-за наличия пор распределением резиновой смеси в полости пресс-формы при изготовлении резинокордного блока.

Выводы

Использование некачественного компаунда при испытаниях металлокорда на адгезионную прочность приводит к снижению результатов испытаний, как, например, в случае использования компаунда с включениями серы либо к незначительному понижению результатов, как в случае использования пористого компаунда.

Для получения достоверных результатов необходимо соблюдать все требования к проведению испытаний. Объективная оценка характеристик металлокорда позволяет улучшать его качество и повышать конкурентоспособность.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Аверко-Антонович Ю.О., Омельченко Р.Я., Охотина Н.А., Эбич Ю.Р.** Технология резиновых изделий. Л.: Химия, 1991. 352 с.

REFERENCES

1. **Averko-Antonovich Ju.O., Omel'chenko R.Ja., Ohotina N.A., Jebich Ju.R.** *Tehnologija rezinovyh izdelij* [Rubber Technology]. Leningrad, Himija Publ., 1991, 352 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-42-44>
УДК 543.432

Поступила 20.04.2020
Received 20.04.2020

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХРОМА (VI) В ПЫЛИ ГАЗООЧИСТНЫХ УСТАНОВОК СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ЦЕХОВ

В. А. МАКАРОВ, Т. К. САВОСТЕЕНКО, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: hlmp.czl@gomel.by

Описаны требования по содержанию хрома шестивалентного в цеменгах и сырьевых материалах для его производства. Описана проблема утилизации пыли газоочистных установок металлургических цехов на металлургических предприятиях. Установлено влияние химического состава пыли газоочистных установок металлургических цехов на определение хрома шестивалентного. Описана методика выполнения измерения хрома шестивалентного в пыли газоочистных установок металлургических цехов фотометрическим методом. Разработан метод экстракции хрома шестивалентного из пыли газоочистных установок металлургических цехов для последующего фотометрического определения. Установлен метод экстракции, предотвращающий занижение результатов содержания хрома шестивалентного.

Определение хрома шестивалентного основано на образовании окрашенного в сине-фиолетовый цвет комплекса с дифенилкарбазидом. Калибровку проводили по водным растворам с известной концентрацией хрома шестивалентного. Для приготовления градуировочных растворов использовали бихромат калия химической чистоты. Концентрацию хрома шестивалентного в каждом градуировочном растворе проводили расчетным методом, перекрывая весь измерительный диапазон. Измерение оптической плотности проводили на колориметре фотоэлектрического типа КФК-3 при длине волны 540 нм. Анализ полученной градуировочной зависимости показал хорошую корреляцию. Калибровочный коэффициент рассчитывали, используя метод наименьших квадратов. Экстракцию хрома шестивалентного из анализируемого образца проводили водой. Восстанавливающее влияние железа устраняли раствором фосфорной кислоты. Разработанная методика применяется при проведении сертификационного контроля пыли газоочистных установок металлургических цехов, а также при проведении исследовательских работ. Проведена валидация методики. Получены приемлемые пределы повторяемости и воспроизводимости метода.

Ключевые слова. Хром шестивалентный, фотометрический анализ, пыль газоочистных установок металлургических цехов.
Для цитирования. Макаров, В. А. Определение хрома (VI) в пыли газоочистных установок сталеплавильных цехов / В. А. Макаров, Т. К. Савостеенко // *Литье и металлургия*. 2020. № 2. С. 42–44. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-42-44>.

DETERMINATION OF CHROMIUM (VI) IN THE DUST OF GAS TREATMENT PLANTS IN STEELMAKING PLANTS

V. A. MAKAROV, T. K. SAVOSTEENKO, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», 37, Promyshlennaya Str., Zhlobin city, Gomel region, Belarus. E-mail: hlmp.czl@gomel.by

The requirements for the content of hexavalent chromium in cements and raw materials for its manufacture are described. The problem with the utilization of dust from gas treatment plants of metallurgical plants at metallurgical enterprises is given. The influence of the chemical composition of the dust of gas cleaning plants of metallurgical plants on the determination of hexavalent chromium is established. A method for measuring the hexavalent chromium in the dust of gas cleaning plants of metallurgical plants by the photometric method is described. A method has been developed for extracting hexavalent chromium from dust at the cleaning units of metallurgical plants for subsequent photometric determination. An extraction method has been established to prevent underestimation of the hexavalent chromium content. The determination of hexavalent chromium was based on the formation of a blue-violet complex with diphenylcarbazide. Calibration was carried out on aqueous solutions with a known concentration of hexavalent chromium. For the preparation of calibration solutions, potassium dichromate of chemical purity was used. The concentration of hexavalent chromium in each calibration solution was carried out by a calculation method, overlapping the entire measurement range. The measurement of optical density was carried out on a photoelectric colorimeter type KFK-3, at a wavelength of 540 nm. Analysis of the obtained calibration dependence showed a good correlation. The calibration factor was calculated using the least square method. Extraction of hexavalent chromium from the sample to be analyzed was

performed with water. The reducing effect of iron was eliminated with a solution of phosphoric acid. The developed technique is used when conducting certification control of dust from gas cleaning units of metallurgical plants, as well as during research.

A validation procedure was carried out. Obtained acceptable limits of repeatability and reproducibility of the method.

Keywords. Hexavalent chromium (hex-Cr), photometric analysis, dust gas cleaning units of metallurgical shops.

For citation. Makarov V.A., Savosteenko T.K. Determination of chromium (VI) in the dust of gas treatment plants in steelmaking plants. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 2, pp. 43–44. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-43-44>.

В процессе выплавки стали в электрических дуговых печах в газоочистных установках накапливается отход производства – пыль газоочистных установок сталеплавильных цехов (ПГУ). В последнее время появились разработки, которые позволяют использовать ПГУ в производстве цемента.

В Директиве 2003/53/ЕС Европейского парламента и Совета от 18 июня 2003 г. к «Изменению 26 Директивы 76/769/ЕС Совета об ограничении оборота и применения опасных веществ и композиций (нонилфенол, нонилфенолэтоксилат)» содержится запрет на использование цемента или цементных композиций, в которых после гидратации содержание водорастворимого хрома (VI) составляет более 0,0002% от массы сухого цемента. Для сырьевых материалов для производства цемента установлена норма содержания хрома (VI), не превышающая 0,01%*.

В мировой практике применяются методики выполнения измерений хрома (VI) в таких объектах, как вода, почвы, воздух, цементы. Однако в силу особенности химического состава ПГУ ни одна из указанных методик не может быть к ней применена. Проблема анализа хрома (VI) в ПГУ заключается в наличии в ней большого количества восстановителей, например, железа и его соединений. При проведении химического анализа данные соединения неизбежно вступят в окислительно-восстановительную реакцию с хромом (VI) и восстановят его до хрома (III). Следовательно, результат анализа на содержание хрома (VI) в ПГУ будет значительно занижен либо результатом будет его полное отсутствие.

Для получения сведений о содержании хрома (IV) в ПГУ на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» была разработана методика выполнения измерений, которая учитывает ее химический состав и не позволяет восстанавливать хром (VI) в процессе его определения.

Определение хрома (VI) в ПГУ основано на экстракции соединений хрома (VI) водой с последующим фильтрованием. Аликвотную часть фильтрата обрабатывают раствором дифенилкарбазида. Мешающее влияние трехвалентного железа устраняют раствором фосфорной кислоты. В кислом растворе шестивалентный хром образует красно-фиолетовый комплекс, оптическую плотность которого определяют на фотометре или спектрофотометре при длине волны 540 нм**. Чувствительность методики по хрому (VI) позволяет проводить измерения от 0,001% по массе.

Для приготовления градуировочных растворов использовали калий двуххромовокислый квалификации «хч». Готовили серию из градуировочных растворов. Массовую долю хрома (VI) в градуировочных растворах рассчитывали таким образом, чтобы перекрыть весь измерительный диапазон методики. В каждый раствор вносили необходимое количество раствора фосфорной кислоты и дифенилкарбазида. В качестве нулевого раствора использовали раствор, не содержащий бихромата калия.

Измерение оптической плотности проводили на колориметре фотоэлектрического типа КФК-3 относительно нулевого градуировочного раствора, используя зеленый светофильтр с максимумом светопропускания при длине волны 540 нм. Градуировочную зависимость строили, используя Microsoft Excel. Градуировочный график (см. рисунок) показал хорошую корреляцию.

По полученным результатам измерений оптической плотности и известной массовой концентрации хрома (VI) рассчитывали калибровочный коэффициент b методом наименьших квадратов по формуле:

$$b = \sqrt{\frac{\sum(X_i - \sum X_i)^2}{\sum(D_i - \sum D_i)^2}}, \quad (1)$$

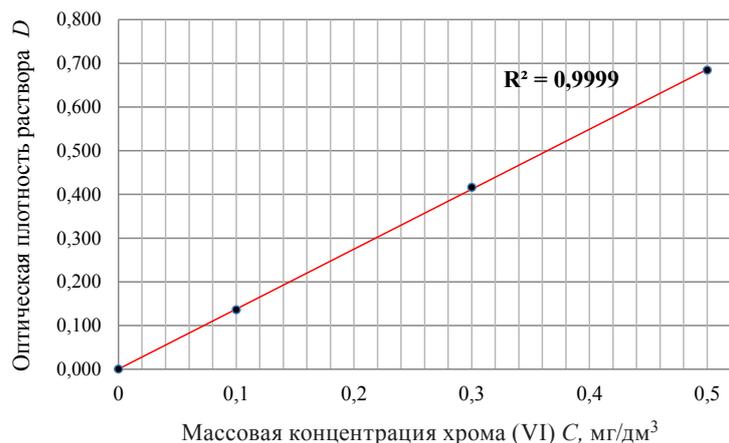
где X_i – массовая концентрация хрома (VI) в i -м градуировочном растворе, мг/дм³;

D_i – оптическая плотность в i -м градуировочном растворе.

Для проведения анализа отбирали навеску ПГУ массой 2 г. Далее проводили экстракцию хрома (VI) водой. Полученный экстракт отфильтровывали. От фильтрата отбирали аликвоту объемом 50 см³ в колбу вместимостью 100 см³. Дальнейший анализ выполняли аналогично градуировочным растворам.

* СТБ EN 196–10–2011 Методы испытаний цемента. Часть 10. Определение содержания водорастворимого хрома (VI) в цементе.

** ГОСТ 5382–91 Цементы и материалы цементного производства. Методы химического анализа



Градуировочный график

Массовую концентрацию хрома (VI) C , мг/дм³, в исследуемом растворе определяли по формуле:

$$C = \frac{D}{b}, \quad (2)$$

где b – калибровочный коэффициент, рассчитанный по формуле (1);

D – оптическая плотность исследуемого раствора.

Массовую долю хрома (VI) X , %, в исследуемом образце ПГУ рассчитывали по формуле:

$$X = C \cdot 0,025. \quad (3)$$

Показатели точности метода были получены из эксперимента, организованного и подвергнутого анализу в соответствии СТБ ИСО 5725–1 – СТБ ИСО 5725–6*. Полученные значения показателей точности и расширенной неопределенности метода приведены в таблице.

Показатели точности и расширенной неопределенности результатов измерений массовой доли хрома (VI)

Диапазон измерений, %	Стандартное отклонение повторяемости S_r , %	Предел повторяемости r , %	Стандартное отклонение воспроизводимости S_R , %	Предел воспроизводимости R , %	Расширенная неопределенность результатов измерений $U(X)$, %, для доверительной вероятности 95 %
от 0,001 до 0,01 вкл.	0,00013	0,0004	0,00013	0,0004	0,0003
Свыше 0,01 до 0,1 вкл.	0,0022	0,006	0,0022	0,006	0,005
Свыше 0,1 до 0,5 вкл.	0,012	0,03	0,012	0,03	0,03

Выводы

Таким образом, разработка метода анализа хрома (VI) в ПГУ фотометрическим методом позволяет проводить испытания с минимальным количеством реактивов в течение короткого промежутка времени. Устранение восстанавливающего свойства железа дает возможность исключить восстановление хрома (VI) и получать достоверные результаты о его содержании.

Методика выполнения измерений позволяет получать результаты, сопоставимые с точностью стандартизированных методик.

* СТБ ИСО 5725–2–2002 Точность (правильность и прецизионность) методов и результатов измерений. Ч. 2. Основной метод определения повторяемости и воспроизводимости стандартного метода измерений. РУП «Белорусский государственный институт метрологии (БелГИМ)».



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-45-47>
УДК 669.017

Поступила 21.04.2020
Received 21.04.2020

ВОЗМОЖНОСТИ СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА ЭЛЕМЕНТОВ УФ СПЕКТРА В СТАЛИ С ПОМОЩЬЮ ПОРТАТИВНЫХ ОПТИКО- ЭМИССИОННЫХ СПЕКТРОМЕТРОВ

Ж. Н. БАНЬКОВА, Т. С. БИРИСЕН, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: ovs.tu@bmz.gomel.by, тел. +375-2334-54116

Метод оптико-эмиссионной спектроскопии используют для определения массовых долей таких элементов, как углерод, кремний, марганец, фосфор, сера, хром, никель, медь, алюминий, молибден, ванадий, титан, мышьяк, олово, бор, кальций и др. Большинство аналитических линий анализируемых элементов находятся в области видимого света, но аналитические линии углерода, фосфора и серы – в области ультрафиолетового излучения. Ультрафиолетовое излучение (УФ излучение) – это электромагнитное излучение, занимающее спектральный диапазон между видимым и рентгеновским излучениями. Длины волн УФ излучения лежат в интервале от 10 до 400 нм. Область УФ излучения условно делится на ближнюю – от 400 до 200 нм; далекую – от 380 до 200 и вакуумную – от 200 до 10 нм. Конструкционные особенности строения оптической системы стационарных спектрометров позволяют определять массовые доли химических элементов, в том числе фосфор и серу, с достаточной точностью и достоверностью. В настоящей статье рассмотрены возможности определения массовых долей фосфора и серы, аналитические линии которых лежат в области ультрафиолетового излучения, с помощью портативных оптико-эмиссионных спектрометров.

Ключевые слова. Стационарный оптико-эмиссионный спектрометр, портативный оптико-эмиссионный спектрометр, оптическая система, ультрафиолетовое излучение, массовая доля серы, массовая доля фосфора.

Для цитирования. Банькова, Ж. Н. Возможности спектрального анализа элементов УФ спектра в стали с помощью портативных оптико-эмиссионных спектрометров / Ж. Н. Банькова, Т. С. Бирисен // Литье и металлургия. 2020. № 2. С. 45–47. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-45-47>.

SPECTRAL ANALYSIS OF UV-SPECTRUM ELEMENTS IN STEEL USING PORTABLE OPTICAL EMISSION SPECTROMETERS

Zh. N. BANKOVA, T. S. BIRISEN, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», 37, Promyshlennaya Str., Zhlobin, Gomel region, Belarus, E-mail: ovs.tu@bmz.gomel.by, тел. +375-2334-54116.

Optical emission spectroscopy is used to determine the mass fraction of elements such as carbon, silicon, manganese, phosphorus, sulfur, chromium, nickel, copper, aluminum, molybdenum, vanadium, titanium, arsenic, tin, boron, calcium, etc. Most of the analytical lines of the analyzed elements are located in the visible light spectrum, but the analytical lines of carbon, phosphorus and sulfur are located in the ultraviolet radiation spectrum.

Ultraviolet radiation (UV radiation) is electromagnetic radiation that occupies the spectral range between visible and x-ray radiation. The wavelengths of UV radiation are in the range from 10 to 400 nm. The area of UV radiation is divided into: near - from 400 to 200 nm; far - from 380 to 200 nm; vacuum - from 200 to 10 nm.

Structural particularities of the structure of the optical system of stationary spectrometers allow determining the mass fraction of chemical elements, including phosphorus and sulfur, with sufficient accuracy and reliability. This article discusses the possibility of determining the mass fractions of phosphorus and sulfur, the analytical lines of which lie in the area of ultraviolet radiation, using portable optical emission spectrometers.

Keywords. Stationary optical emission spectrometer; portable optical emission spectrometer; optical system, ultraviolet radiation, mass fraction of sulfur; mass fraction of phosphorus.

For citation. Bankova Zh. N., Birisen T. S. Spectral analysis of UV-spectrum elements in steel using portable optical emission spectrometers. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 2, pp. 45–47. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-45-47>.

Определение химического состава металла, выплавляемого на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», на всех этапах производства (выплавка, разливка, готовый сорт) осуществляется методом оптико-эмиссионной спектроскопии на стационарных оптико-эмиссионных спектрометрах

фирмы ARL. Этот метод основан на возбуждении атомов элементов стали электрическим разрядом, разложении излучения в спектр, измерении аналитических сигналов, пропорциональных интенсивности или логарифму интенсивности спектральных линий, и последующем определении массовых долей элементов с помощью градуировочных характеристик*. Его используют для определения массовых долей таких элементов, как углерод, кремний, марганец, фосфор, сера, хром, никель, медь, алюминий, молибден, ванадий, титан, мышьяк, олово, бор, кальций и др. Большинство аналитических линий анализируемых элементов находятся в области видимого света, но аналитические линии углерода, фосфора и серы – в области ультрафиолетового излучения. Ультрафиолетовое излучение (УФ излучение) – это электромагнитное излучение, занимающее спектральный диапазон между видимым и рентгеновским излучениями. Длины волн УФ излучения лежат в интервале от 10 до 400 нм. Область УФ излучения условно делится на ближнюю – от 400 до 200 нм; дальнюю – от 380 до 200 и вакуумную – от 200 до 10 нм. Видимое излучение – электромагнитное излучение, воспринимаемое человеческим глазом. Волновой диапазон видимого излучения составляет от 380 до 780 нм. Рентгеновское излучение – электромагнитные волны, энергия которых лежит на шкале электромагнитных волн между ультрафиолетовым излучением и гамма-излучением, что соответствует длинам волн от $\sim 10^{-7}$ до $\sim 10^{-12}$ м [1]. Определение элементов ультрафиолетовой области затруднено в связи с тем, что часть ультрафиолетового излучения поглощается элементами оптической системы. Оптико-эмиссионные спектрометры ARL, используемые на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», оснащены вакуумной спектральной камерой и оптической системой Пашена-Рунге. Оптическая длина пути составляет приблизительно 2 м. Волновой диапазон от 170 до 780 нм*. Такое строение оптической системы позволяет определять массовые доли химических элементов, в том числе фосфор и серу, с достаточной точностью и достоверностью.

На ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» производится горячекатаный круглый прокат для автомобилестроения на реверсивном крупносортом стане 850 и мелкосортно-проволочном стане 370/150. Одним из требований потребителей данного вида продукции является гарантия отсутствия перемешивания различных марок стали в процессе производства проката. Чтобы обеспечить выполнение этого требования, необходимо проводить контроль химического состава каждого прутка проката непосредственно перед отгрузкой, после упаковки его в пакеты и нанесения требуемой маркировки. Для решения задачи 100%-ного контроля химического состава горячекатаных прутков изначально были приобретены портативные оптико-эмиссионные спектрометры ESAPORT производства фирмы «G.N.R.s.r.l.» (Итальянская Республика).

Портативный оптико-эмиссионный спектрометр ESAPORT имеет две оптические воздушные камеры с симметричной установкой Черни-Тернера, фокусное расстояние достигает 75 мм, разрешение – 0,05 нм**. Такие оптические системы позволяют определять химические элементы в диапазоне длин волн от 190 до 410 нм, поэтому с помощью данного спектрометра можно найти массовую долю кремния, марганца, хрома, никеля, меди, алюминия, молибдена, титана, ванадия, кобальта, вольфрама в сталях. В режиме искрового разряда с применением аргона можно также определять массовую долю углерода. Содержание фосфора и серы, к сожалению, не может быть проанализировано данным прибором, так как аналитические линии фосфора и серы находятся в УФ спектре (длина волны менее 190 нм).

В дальнейшем на предприятии были закуплены портативные оптико-эмиссионные спектрометры SPECTROPORT фирмы AnalyticalInstrumentsGmbH (Германия). SPECTROPORT позволяет определять содержание всех химических элементов, необходимых для корректной идентификации марок металла, в том числе элементов, аналитические эмиссионные линии которых лежат в УФ области спектра. Самонастраивающаяся оптическая система охватывает широкий волновой диапазон от 170 до 670 нм, фокусное расстояние достигает 400 мм. Пистолет прибора имеет дополнительную встроенную ультрафиолетовую оптику, которая дает возможность определять углерод, фосфор и серу***.

Были проведены сравнительные испытания по определению массовых долей фосфора и серы на стационарном оптико-эмиссионном спектрометре ARL 3560 и портативном оптико-эмиссионном спектрометре SPECTROPORT. Для анализа были использованы стандартные образцы УГ71а, УГ124, CRM055–2 с уже известным содержанием фосфора и серы и образец производства ОАО «БМЗ – управляющая

* Инструкция по эксплуатации оптико-эмиссионного спектрометра ARL.

** Техническое руководство по эксплуатации портативного оптико-эмиссионного спектрометра ESAPORT.

*** Руководство по эксплуатации портативного оптико-эмиссионного спектрометра SPECTROPORT.

компания холдинга «БМК». Подготовку поверхности образцов для анализа осуществляли в соответствии с ГОСТ 7565 на шлифовальном станке с использованием неводостойкой на бумажной основе шлифовальной шкурки Р40–60. Сравнительные результаты приведены в таблице.

Спектрометр	Определяемый элемент (Аттестованное значение, %)	Результаты измерений										Среднее значение	Разность	$\delta_{\text{ст}}^*$	ОСКО**	
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10					
Стандартный образец УГ71а																
ARL3560	P (0,025)	0,0253	0,0256	0,0247	0,0250	0,0252	0,0250	0,0254	0,0252	0,0251	0,0254	0,0252	0,0002	0,004	1,19	
Spectroport		0,0287	0,0281	0,0235	0,0284	0,0288	0,0275	0,0279	0,0273	0,0264	0,0269	0,0274	0,0024		5,8	
ARL3560	S (0,022)	0,0241	0,0245	0,0238	0,0234	0,0242	0,0235	0,0234	0,0243	0,0235	0,0239	0,0239	0,0019	0,006	1,67	
Spectroport		0,0182	0,0210	0,0189	0,0199	0,0194	0,0177	0,0201	0,0175	0,0201	0,0204	0,0193	0,0027		6,22	
Стандартный образец УГ124																
ARL3560	P (0,019)	0,0206	0,0214	0,0212	0,0206	0,0215	0,0210	0,0202	0,0211	0,0206	0,0210	0,0209	0,0019	0,002	1,91	
Spectroport		0,0196	0,0225	0,0186	0,0185	0,0214	0,0198	0,0223	0,0211	0,0217	0,0210	0,0207	0,0017		6,76	
ARL3560	S (0,032)	0,0366	0,0372	0,0378	0,0365	0,0373	0,0383	0,0379	0,0381	0,0378	0,0383	0,0376	0,0056	0,006	1,86	
Spectroport		0,0340	0,0320	0,0329	0,0305	0,0286	0,0323	0,0300	0,0328	0,0294	0,0350	0,0318	0,0002		6,60	
Стандартный образец CRM 055–2																
ARL3560	P (0,0102)	0,0117	0,0118	0,0119	0,0116	0,0119	0,0118	0,0123	0,0123	0,0121	0,0120	0,0119	0,0017	0,002	1,68	
Spectroport		0,0121	0,0122	0,0111	0,0126	0,0122	0,0133	0,0114	0,0114	0,0126	0,0109	0,0120	0,0018		6,67	
ARL3560	S (0,0205)	0,0230	0,0230	0,0226	0,0224	0,0227	0,0226	0,0227	0,0229	0,0220	0,0227	0,0227	0,0022	0,006	1,32	
Spectroport		0,0180	0,0188	0,0222	0,0195	0,0201	0,0225	0,0202	0,0200	0,0200	0,0213	0,0203	0,0002		6,90	
Стандартный образец 374717 Ø75 40X вх.2676																
ARL3560	P (-)	0,0134	0,0135	0,0136	0,0136	0,0136	0,0130	0,0133	0,0130	0,0132	0,0132	0,0133	–	–	1,50	
Spectroport		0,0151	0,0162	0,0145	0,0153	0,0164	0,0172	0,0147	0,0141	0,0160	0,0158	0,0155	–	–	6,45	
ARL3560	S (-)	0,0207	0,0206	0,0209	0,0202	0,0208	0,0203	0,0209	0,0199	0,0200	0,0210	0,0205	–	–	1,95	
Spectroport		0,0202	0,0170	0,0190	0,0204	0,0184	0,0175	0,0183	0,0203	0,0201	0,0208	0,0192	–	–	6,77	

* $\delta_{\text{ст}}$ – допускаемое расхождение между результатами воспроизведения характеристик стандартного образца, полученных при установлении градуировочных характеристик, и их значениями при контроле стабильности градуировочных характеристик по ГОСТ 18895.

** ОСКО – относительное среднеквадратическое отклонение.

Как видно из таблицы, относительное среднеквадратическое отклонение при определении массовых долей фосфора и серы на портативном спектрометре SPECTROPORT в несколько раз больше, чем на стационарном спектрометре ARL, но находится в допустимых пределах (допустимое относительное среднеквадратическое отклонение для портативного спектрометра SPECTROPORT – $\leq 7\%$).

Вывод

Конструкционные особенности строения оптической системы портативных спектрометров SPECTROPORT позволяют с допустимой точностью определять массовые доли фосфора и серы, аналитические линии которых лежат в области ультрафиолетового излучения, в образцах готовой продукции с целью идентификации марки стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Основы атомного спектрального анализа: Учеб. пособ. / А. И. Дробышев. СПб.: Изд-во С.-Петербург. ун-та, 1997. 200 с.

REFERENCES

1. **Drobyshev A. I.** *Osnovy atomnogo spektral'nogo analiza* [Fundamentals of Atomic Spectral Analysis]. SPb., Izdatel'stvo S.-Peterburgskogo universiteta Publ., 1997, 200 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-48-52>
УДК 669

Поступила 20.04.2020
Received 20.04.2020

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРАВКИ НА ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХОЛДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ АРМАТУРЫ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ПРОФИЛЯ

Л. В. ЛОКТИОНОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: fml.czl@bmz.gomel.by, тел.+375-2334-55405

В статье описывается процесс механической правки холоднодеформированной арматуры, производимой в бухтах, на промышленных правильно-отрезных станках роторного и роликового типов. Приводятся основные качественные характеристики арматуры, такие, как временное сопротивление, условный предел текучести, отношение временного сопротивления к условному пределу текучести, полное относительное удлинение при максимальной нагрузке и относительная площадь смятия. Для оценки влияния механической правки на свойства холоднодеформированной арматуры периодического профиля используются статистические данные результатов испытаний образцов арматуры, произведенной в бухтах и выпрямленных перед проведением испытаний ручным способом, и образцов этой же арматуры, переработанной с фирм-потребителей, после механической правки на правильно-отрезных станках роторного типа. Испытание образцов на растяжение проводили на испытательных машинах в условиях лаборатории физико-механических испытаний № 3 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» в соответствии с требованиями стандартов ISO 15630-1:2010 «Сталь для армирования и предварительного напряжения бетона. Методы испытаний. Часть 1. Арматурные стержни, катанка и проволока» и ISO 6892:2016 «Материалы металлические. Испытание на растяжение. Часть 1. Метод испытания при комнатной температуре».

Ключевые слова. Арматура, правильно-отрезные станки роторного и роликового типов, временное сопротивление, условный предел текучести, отношение временного сопротивления к условному пределу текучести, полное относительное удлинение при максимальной нагрузке, относительная площадь смятия.

Для цитирования. Локтионова, Л. В. Влияние механической правки на геометрические и механические свойства холоднодеформированной арматуры периодического профиля / Л. В. Локтионова // *Литье и металлургия*. 2020. № 2. С. 48–52. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-48-52>.

INFLUENCE OF MECHANICAL CORRECTION ON THE GEOMETRIC AND MECHANICAL PROPERTIES OF COLD-FORMED PERIODIC PROFILE FITTINGS

L. V. LOKTIONOVA, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», 37, Promyshlennaya Str., Zhlobin city, Gomel region, Belarus. E-mail: fml.czl@bmz.gomel.by, tel.+375-2334-55405

The article describes the process of mechanical correction of cold-formed fittings produced in coils on industrial right-sized - cutting machines of rotary and roller types. The main qualitative characteristics of the reinforcement are given, such as: ultimate tensile strength, offset yield stress, the ratio of ultimate tensile strength - offset yield stress, conditional yield strength, total elongation at maximum load and the relative area of crumpling. To assess the effect of mechanical correction on the properties of cold-formed periodic profile fittings, statistical data is used for testing samples of fittings produced in coils and straightened before manual testing and samples of the same fittings transferred from consumer companies after mechanical correction on right-sized rotary type cut machines.

Tensile testing of samples was performed on testing machines in the laboratory of physical and mechanical tests No. 3 of the OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC» in accordance with the requirements of ISO 15630-1:2010 «Steel for concrete reinforcement and pre-stressing. Test method. Part 1. Reinforcing rods, wire rod and wire» and ISO 6892:2016 «Metal Materials. Tensile test. Part 1. Method of test at ambient room temperature».

Keywords. Fitting, right-sized – cutting machines of rotary and roller type, ultimate tensile strength, offset yield stress, the ratio of ultimate tensile strength - offset yield stress, conditional yield strength, total elongation at maximum load, relative area of crumple.

For citation. Loktionova L. V. Influence of mechanical correction on the geometric and mechanical properties of cold-formed periodic profile fittings. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 2, pp. 49–52. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-49-52>.

Холоднодеформированная арматура периодического профиля, производимая в бухтах, широко применяется в строительной индустрии. Это обусловлено комплексом ее пластических и прочностных свойств, которые являются оптимальными для железобетонных конструкций без предварительного напряжения.

Процесс изготовления любого изделия из бухтовой арматуры начинается с операций размотки и правки. О каком бы изделии ни шла речь, будь то сварная сетка, каркас или хомут, прежде чем арматура примет новую форму, она должна быть выпрямлена – освобождена от напряжений, создавшихся в ней при изготовлении на стане. Как правило, узлы размотки и правки (правильные блоки) являются составными частями современных линий и машин для производства сварных сеток и каркасов различного назначения, позволяя автоматизировать процесс производства этих изделий. Широкое применение получили машины, предназначенные для выполнения только трех операций: размотки, правки и резки в размер. Выпрямленные и обрезанные на правильно-отрезных станках прутки в дальнейшем используются для питания сеточных полуавтоматических машин, сборки объемных каркасов, производства хомутов, скоб и т. д.

В зависимости от назначения выпрямленных и обрезанных по длине прутков арматуры выбирают тип правильно-отрезных станков исходя из их главного рабочего узла – правильного блока. По виду правильного узла различают правильно-отрезные станки роторного и роликового типов. Роликовые правильно-отрезные станки не обеспечивают качественную правку арматуры. Высокое качество правки достигается в правильно-отрезных станках роторного типа [1].

Правильно-отрезные станки могут быть сведены к двум принципиальным схемам (рис. 1), тогда как станки, используемые в технологических процессах, могут иметь различное сочетание этих механизмов и их разное количество. Схемы охватывают современные и ранее выпускавшиеся станки отечественных и зарубежных моделей [1, 2].

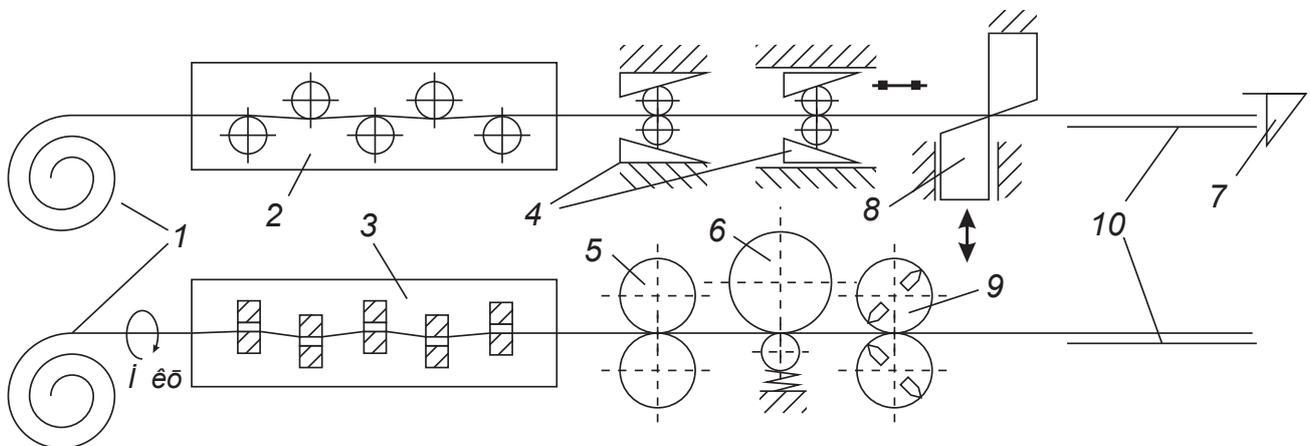


Рис. 1. Схемы правильно-отрезных станков:

- 1 – моток арматурной стали; 2 – роликовый механизм правки; 3 – барабанный механизм правки;
- 4 – цапговое тянущее устройство; 5 – роликовое тянущее устройство; 6 – мерительный ролик;
- 7 – конечный выключатель; 8 – ножи (рычажные); 9 – вращающиеся ножи; 10 – приемное устройство

Работа происходит в следующей последовательности. Стержень разматывается из мотка 1 и протягивается через правильное устройство 2 или 3 посредством механизма протягивания 4 или 5, отмеряется на заданную длину мерительным роликом 6 или конечным выключателем 7 и отрезается параллельными (рычажными) ножами 8 или вращающимися ножами 9. Для обеспечения высокой точности отрезки все современные отечественные станки снабжены конечными выключателями 7 и рычажными ножами 8, но в эксплуатации имеется большой парк станков с вращающимися ножами 9, снабженными как мерительным роликом 6, так и конечными выключателями 7, которыми заменили мерительные ролики. На некоторых таких станках вращающиеся ножи заменены рычажными с пневмоприводом.

Станки с роторными блоками правки обеспечивают правку за счет приложения к проволоке знакопеременных нагрузок при пропускании ее на большой скорости через вращающуюся вокруг оси правильную рамку. В гнездах рамки установлены правильные сухари, позиция которых настраивается в зависимости от диаметра и типа проволоки. Станки роликового типа правят арматуру посредством двух, установленных в перпендикулярных плоскостях, комплектов роликов.

Основными качественными характеристиками арматуры, которые обеспечивают ее безопасную эксплуатацию, являются временное сопротивление, условный предел текучести, отношение временного сопротивления к условному пределу текучести, полное относительное удлинение при максимальной нагрузке. Основной характеристикой оценки качества сцепления арматуры и бетона является относительная площадь смятия.

Для оценки влияния механической правки на свойства холоднодеформированной арматуры периодического профиля были использованы статистические данные результатов испытаний образцов арматуры, произведенной в бухтах и выпрямленных перед проведением испытаний ручным способом, и образцов этой же арматуры, переданной с фирм-потребителей, после механической правки на правильно-отрезных станках роторного типа. Испытания проводили в условиях лаборатории физико-механических испытаний № 3 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

Испытание образцов на растяжение проводили на испытательных машинах ВТ1-FR250SN.A4K и ВТ-1-FR50TH.A1K в соответствии с требованиями стандартов ISO 15630–1:2010 «Сталь для армирования и предварительного напряжения бетона. Методы испытаний. Часть 1. Арматурные стержни, канатка и проволока» и ISO 6892:2016 «Материалы металлические. Испытание на растяжение. Часть 1. Метод испытания при комнатной температуре».

Для определения полного относительного удлинения при максимальной нагрузке Agt использовали ручной способ на измерительной базе 100 мм. Замеры геометрических параметров профиля выполняли на специализированном приборе RM 201.

Статистические данные результатов испытаний арматуры, выпрямленной ручным и механическим способом, приведены в табл. 1–8.

Таблица 1. Статистические данные результатов испытаний арматуры диаметром 6,0 мм, выпрямленной ручным способом

Наименование параметра	Количество измерений	Среднее значение	Минимальное	Максимальное	СКО
Относительная площадь смятия	63	0,058	0,051	0,064	0,0036
Временное сопротивление, Н/мм ²	63	609	585	645	16,7
Условный предел текучести, Н/мм ²	63	561	541	596	16,6
Отношение временного сопротивления к условному пределу текучести	63	1,09	1,07	1,11	0,012
Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке Agt , %	63	4,5	3,5	5,8	0,52

Таблица 2. Статистические данные результатов испытаний арматуры диаметром 6,0 мм, выпрямленной механическим способом

Наименование параметра	Количество измерений	Среднее значение	Минимальное	Максимальное	СКО
Относительная площадь смятия	63	0,051	0,047	0,056	0,0039
Временное сопротивление, Н/мм ²	63	618	591	665	23,2
Условный предел текучести, Н/мм ²	63	571	533	630	25,7
Отношение временного сопротивления к условному пределу текучести	63	1,08	1,05	1,12	0,019
Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке Agt , %	63	3,7	2,9	4,9	0,53

Т а б л и ц а 3. Статистические данные результатов испытаний арматуры диаметром 8,0 мм, выпрямленной ручным способом

Наименование параметра	Количество измерений	Среднее значение	Минимальное	Максимальное	СКО
Относительная площадь смятия	485	0,062	0,052	0,081	0,0067
Временное сопротивление, Н/мм ²	485	600	566	660	28,5
Условный предел текучести, Н/мм ²	485	554	522	598	23,8
Отношение временного сопротивления к условному пределу текучести	485	1,08	1,07	1,10	0,011
Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке Agt, %	485	4,8	3,5	6,3	0,87

Т а б л и ц а 4. Статистические данные результатов испытаний арматуры диаметром 8,0 мм, выпрямленной механическим способом

Наименование параметра	Количество измерений	Среднее значение	Минимальное	Максимальное	СКО
Относительная площадь смятия	485	0,060	0,054	0,071	0,0046
Временное сопротивление, Н/мм ²	485	616	577	657	24,4
Условный предел текучести, Н/мм ²	485	577	544	613	21,2
Отношение временного сопротивления к условному пределу текучести	485	1,07	1,05	1,09	0,010
Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке Agt, %	485	4,1	2,7	5,2	0,75

Т а б л и ц а 5. Статистические данные результатов испытаний арматуры диаметром 10,0 мм, выпрямленной ручным способом

Наименование параметра	Количество измерений	Среднее значение	Минимальное	Максимальное	СКО
Относительная площадь смятия	197	0,072	0,066	0,081	0,0038
Временное сопротивление, Н/мм ²	197	609	576	647	23,4
Условный предел текучести, Н/мм ²	197	563	537	598	20,7
Отношение временного сопротивления к условному пределу текучести	197	1,08	1,07	1,10	0,011
Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке Agt, %	197	4,6	3,5	5,4	0,58

Т а б л и ц а 6. Статистические данные результатов испытаний арматуры диаметром 10,0 мм, выпрямленной механическим способом

Наименование параметра	Количество измерений	Среднее значение	Минимальное	Максимальное	СКО
Относительная площадь смятия	197	0,068	0,061	0,075	0,0042
Временное сопротивление, Н/мм ²	197	622	595	657	21,5
Условный предел текучести, Н/мм ²	197	580	540	610	20,7
Отношение временного сопротивления к условному пределу текучести	197	1,08	1,05	1,10	0,012
Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке Agt, %	197	3,9	2,8	5,1	0,78

Т а б л и ц а 7. Статистические данные результатов испытаний арматуры диаметром 12,0 мм, выпрямленной ручным способом

Наименование параметра	Количество измерений	Среднее значение	Минимальное	Максимальное	СКО
Относительная площадь смятия	80	0,076	0,067	0,084	0,0048
Временное сопротивление, Н/мм ²	80	608	581	650	19,7
Условный предел текучести, Н/мм ²	80	558	532	599	17,9
Отношение временного сопротивления к условному пределу текучести	80	1,09	1,08	1,10	0,007
Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке Agt, %	80	5,4	4,2	6,6	0,82

Т а б л и ц а 8. Статистические данные результатов испытаний арматуры диаметром 12,0 мм, выпрямленной механическим способом

Наименование параметра	Количество измерений	Среднее значение	Минимальное	Максимальное	СКО
Относительная площадь смятия	80	0,072	0,060	0,079	0,0053
Временное сопротивление, Н/мм ²	80	620	589	661	17,5
Условный предел текучести, Н/мм ²	80	580	548	612	17,5
Отношение временного сопротивления к условному пределу текучести	80	1,07	1,05	1,09	0,012
Полное относительное удлинение при максимальной нагрузке Agt, %	80	4,1	2,9	5,4	0,79

На основании анализа статистических данных качественных характеристик арматуры можно сделать вывод, что после механической правки арматуры в сравнении с ручной правкой происходит падение параметров полного относительного удлинения при максимальной нагрузке Agt на 18%, увеличение временного сопротивления – на 2,3% и условного предела текучести – на 3,3%, уменьшение отношения временного сопротивления к условному пределу текучести – на 1% и падение величины относительной площади смятия – на 18%.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Волков С. А.** Развитие теории и конструкций механизмов правки металлических стержней.
2. **Волков С. А.** Эффективное технологическое оборудование производства арматуры железобетонных конструкций. Ленингр. дом науч.-техн. пропаганды. Л., 1983.

REFERENCES

1. **Volkov S.A.** *Razvitie teorii i konstrukcij mehanizmov pravki metallicheskih strezhnej* [Development of the theory and design of mechanisms for editing metal rods].
2. **Volkov S.A.** *Jefferktivnoe tehnologicheskoe oborudovanie proizvodstva armatury zhelezobetonnyh konstrukcij* [Efficient technological equipment for the production of reinforced concrete structures]. Leningrad, Leningradskij dom nauchno-tehnicheskij propagandy Publ., 1983.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-53-58>
УДК 669.18

Поступила 08.04.2020
Received 08.04.2020

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КАРБИДА КАЛЬЦИЯ ДЛЯ РАСКИСЛЕНИЯ СТАЛИ ВЗАМЕН АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

О. М. ГРУДНИЦКИЙ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: ovs.tu@bmz.gomel.by

В статье рассматриваются вопросы, связанные с использованием в сталеплавильном производстве карбида кальция, взамен алюминия вторичного и других раскисляющих материалов с целью снижения стоимости раскисления стали и шлака.

Предполагалось, что снижение содержания алюминия в металле арматурного сортамента сталей улучшит его разливаемость, а за счет улучшения разливаемости повысится выход годного металла. Также ожидалось, что в результате использования карбида кальция для раскисления покровного шлака в стальковше произойдет снижение степени загрязнения стали кордового назначения неметаллическими включениями.

В ходе проведения испытаний определяли оптимальное количество присадки материала. В целом в результате проведенных работ было установлено, что карбид кальция может быть использован для раскисления шлака и металла при внепечной обработке стали.

Подробно описаны способы присадки материала. Приведены результаты проведенной работы.

Ключевые слова. Раскисление, карбид кальция, стальковши, шлак, расплав, внепечная обработка.

Для цитирования. Грудницкий, О. М. Опыт использования карбида кальция для раскисления стали взамен алюминия в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / О. М. Грудницкий // *Литье и металлургия*. 2020. №2. С. 53-58. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-53-58>

THE EXPERIENCE OF USING CALCIUM CARBIDE FOR THE DEOXIDATION OF STEEL TO REPLACE ALUMINUM IN THE CONDITIONS OF OJSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF THE HOLDING «BMC»

O. M. GRUDNITSKY, OJSC «BSW – Management Company of the Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str., E-mail: ovs.tu@bmz.gomel.by

The article deals with issues related to the use of calcium carbide in steelmaking, instead of secondary aluminum and other deoxidizing materials, in order to reduce the cost of deoxidizing steel and slag.

It was assumed that reducing the content of aluminum in the metal of the reinforcing steel grade would improve its spillability, and by improving the spillability, the yield of usable metal would increase. It was also expected that as a result of the use of calcium carbide for deoxidizing the coating slag in the ladle, the degree of contamination of cord steel with non-metallic inclusions would decrease.

During the tests, the optimal amount of additive material was determined. In General, as a result of the work carried out, it was found that calcium carbide can be used for deoxidation of slag and metal during extra-furnace steel processing

The methods of adding the material are described in detail. The results of this work are presented.

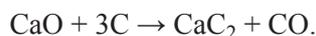
Keywords: Deoxidation, calcium carbide, ladle, slag, melt, extra - furnace steel processing (treatment).

For citation: Grudnitsky O. M. The experience of using calcium carbide for the deoxidation of steel to replace aluminum in the conditions of OJSC «BSW – Management company of the holding «BMC». *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 53-58. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-53-58>

Постоянной задачей любого производителя является поиск возможностей снижения себестоимости производимой продукции. Одной из основных затратных статей при производстве стали остаются расходы на ее раскисление, что заставляет производителей искать возможность снижения указанных расходов путем поиска нестандартных способов раскисления и материалов. Одной из таких возможностей в практике производства стали стало использование такого специфического материала, как карбид

кальция. Известно, что присадки карбида кальция заметно уменьшают содержание $\text{FeO} + \text{MnO}$ в шлаке после выпуска [1]. В работе [2] научно обоснована возможность диффузионного раскисления карбидом кальция в установке печь-ковш и даны рекомендации по определению его необходимого количества для конкретных условий.

В настоящее время основным способом получения карбида кальция является прокаливание в электрических печах смеси оксида кальция с коксом:



Полученный таким образом технический продукт имеет грязно-серый цвет вследствие загрязнения углем и другими красящими примесями. Он содержит также примеси фосфида и сульфида кальция, поэтому такой карбид кальция и получаемый из него ацетилен имеют неприятный запах.

Впервые карбид кальция (партия карбида кальция второго сорта по ГОСТ 1460–81, фракции 2/25, произведенного в Российской Федерации) поступил на испытания в сталеплавильном производстве ОАО «БМЗ–управляющая компания холдинга «БМК» в 2007 г. Материал был упакован в металлические контейнера (барабаны) по 23 кг в каждом.

В ЭСПЦ-1 присадка карбида кальция осуществлялась для раскисления шлака стальковша при внепечной обработке расплава на установках доводки металла (УДМ) и установке внепечной обработки стали (далее–УВОС) с целью повышения степени десульфурации металла и снижения содержания в разливаемом металле алюминия. Предполагалось, что снижение содержания алюминия в металле улучшит его разливаемость, а за счет улучшения разливаемости повысится выход годного металла. Для сравнительной оценки использовали выборки плавов, обработанных, согласно действующей технологии, шлакораскисляющими смесями на основе алюминия и его оксидов в сопоставимых количествах.

По итогам испытания в ЭСПЦ-1:

1. Степень десульфурации металла, обработанного на УДМ с использованием карбида кальция, составила 1,5–54,9% и в среднем–32,5% (среднее содержание в разливаемом металле серы–0,034%, алюминия–0,0031%). При этом удельный расход опытного материала составил 37,4 кг на одну плавку. Для сравнения: степень десульфурации металла, обработанного на УДМ с использованием шлакораскисляющих смесей на основе алюминия и его оксидов, составила от 2,9 до 66,1% и в среднем – 32,5% (среднее содержание в разливаемом металле серы–0,033%, алюминия–0,0035%) при обработке со средним расходом 34,9 кг на одну плавку.

2. Степень десульфурации металла, обработанного на УВОС с использованием карбида кальция, составила 33,0–53,3% и в среднем–44,0% (среднее содержание в разливаемом металле серы–0,025%, алюминия–0,0028%). При этом удельный расход опытного материала составил 23,0 кг на одну плавку. Для сравнения: степень десульфурации металла, обработанного на УВОС с использованием раскисляющих смесей на основе алюминия и его оксидов, составила 21,6–60,0% и в среднем–43,3% (среднее содержание в разливаемом металле серы–0,030%, алюминия–0,0033%) при обработке со средним расходом 33,9 кг на одну плавку.

3. Выход годной литой заготовки от жидкой стали на опытных плавках составил 97,9%. Для сравнения: аналогичный показатель при обработке металла по стандартной технологии в октябре 2007 г. составил 99,3%.

Из приведенных данных следует, что в ЭСПЦ-1 при сопоставимых удельных расходах использование карбида кальция вместо шлакораскисляющих материалов на основе алюминия и его оксидов не привело к повышению степени десульфурации металла и существенному понижению содержания в нем алюминия. Повышения выхода годного металла также не произошло.

Предполагалось, что в ЭСПЦ-2 использование активного раскислителя, не содержащего алюминия и кремния, а именно карбида кальция, позволит снизить загрязнение кордовой стали неметаллическими включениями на основе Al_2O_3 и SiO_2 , а также улучшить микро/макроструктуру горячекатаной заготовки углеродистых и легированных конструкционных сталей.

В ЭСПЦ-2 карбид кальция был использован при внепечной обработке семи плавов стали марки 80К. Материал присаживали как для раскисления металла (в металлических контейнерах по 46–69 кг) во время выпуска расплава из дуговой сталеплавильной печи (далее–ДСП), так и для раскисления шлака во время обработки на установке внепечной обработки стали (по 46–92 кг).

По визуальной оценке жидкоподвижность шлаков опытных плавов кордового сортамента после присадки карбида кальция понижалась. Окисленность (содержание суммы оксидов железа и марганца)

шлака в ходе его раскисления карбидом кальция на УВОС в среднем понизилась с 1,97 до 1,38%. Содержание оксида алюминия в конечной пробе шлака в среднем составило 2,69%, что менее чем среднее содержание Al_2O_3 (3,48%) в конечном шлаке плавов стали марки 80К, обработанных по штатной технологии за период январь–ноябрь 2007 г. Указанное различие, вероятно, связано с восстановлением алюминия из оксида за счет более активного раскислителя–кальция и его перехода в металл, что в свою очередь может объяснить повышенное содержание неметаллических включений в области «С» кордовой катанки. Так, плотность неметаллических включений в катанке опытных плавов в среднем составила 275 вкл./см² при среднем значении максимального размера включений 8 мкм и средней плотности в области «С»–40 вкл./см². Для сравнения: плотность неметаллических включений в катанке, прошедшей испытания в августе 2007 г., в среднем составила 259 вкл./см² при среднем значении максимального размера включений 8 мкм и средней плотности в области «С»–5 вкл./см².

Также было проведено по одной серии (каждая по четыре плавки) стали марок ШХ15СГ и 45, при производстве которых карбид кальция с целью раскисления металла присаживали (в количестве 46 кг) во время выпуска расплава из ДСП (при этом количество присаживаемого алюминия вторичного чушкового снижали на 1/2 от необходимого количества по штатной технологии). Раскисление шлака на УВОС осуществляли либо карбидом кремния и штатной шлакораскисляющей смесью (сталь марки ШХ15СГ), либо только штатной шлакораскисляющей смесью (сталь марки 45). Удельный расход алюминиевой катанки на опытных плавках марки ШХ15СГ соответствовал удельному расходу на сравнительных плавках и составил 0,42 кг/т жидкого металла против 0,40 кг/т жидкого металла на сравнительных плавках, при этом усвоение алюминия из катанки на опытных плавках составило 63,2% против 64,2% на сравнительных. Данные анализа микро/макроструктуры горячекатаной заготовки опытных плавов стали марок ШХ15СГ и 45 показали ее ухудшение по дефектам «точечная неоднородность» и «ликвационные полосы» в сравнении со структурой горячекатаной заготовки плавов, обработанных по стандартной технологии.

Работу с карбидом кальция затрудняла необходимость его предварительного извлечения из металлических контейнеров (кроме тех случаев, когда он присаживался непосредственно в барабанах, при выпуске стали из ДСП), а стоимость материала в 2007 г. более чем в 8 раз превышала стоимость используемых шлакораскисляющих смесей на основе алюминия и его оксидов. Учитывая отсутствие положительных результатов при испытании опытной партии и сравнительно высокую стоимость карбида кальция, его дальнейшее применение было признано нецелесообразным.

Во второй раз опробование карбида кальция в качестве раскислителя стали в сталеплавильном производстве ОАО «БМЗ–управляющая компания холдинга «БМК» было осуществлено в 2011 г. На испытания поступила партия карбида кальция (второй сорт по ГОСТ 1460–81, фракция 2/25), произведенного в Республике Казахстан. Материал был упакован в стальных контейнерах (барабанах) по 20 кг в каждом.

Испытания в ЭСПЦ-1 проводили при внепечной обработке стали. Присадку карбида кальция осуществляли для раскисления шлака стальковша при внепечной обработке расплава с целью повышения степени десульфурации металла и снижения содержания в разливаемом металле алюминия. Цели испытаний были аналогичны первичным: предполагалось, что снижение содержания алюминия в металле улучшит его разливаемость, а за счет улучшения разливаемости повысится выход годного металла. Для сравнительной оценки использовали выборку плавов, обработанных, согласно действующей технологии, шлакораскисляющими смесями на основе алюминия и его оксидов.

Присадку карбида кальция осуществляли порционно по 40–60 кг на УДМ после выпуска расплава из ДСП и при дальнейшей обработке плавов на УВОС. Присадку материала осуществляли только в металлических контейнерах. Из-за специфических свойств карбида кальция возможность его присадки через систему бункеров отсутствует. Расход материала составлял от 40 до 200 кг и в среднем составил 94 кг на одну плавку. Среднее значение окисленности ($FeO + MnO$) шлака опытных плавов после их обработки на УВОС составило 0,7%, что удовлетворяло требованиям ($FeO + MnO \leq 1,5\%$) действующей технологии. Лишь после обработки 2 из 16 (или 13%) опытных плавов окисленность шлака превышала установленный предел.

Степень десульфурации опытных плавов при обработке на УВОС составляла 21–52% и в среднем–43%. Длительность обработки опытных плавов на УВОС–от 16 до 47 мин и в среднем составила 27 мин. Степень десульфурации сравнительных плавов составляла 27–70% и в среднем–47%, при этом продолжительность обработки сравнительных плавов на УВОС–от 16 до 66 мин и в среднем составила

29 мин. Содержание алюминия в разливаемом металле опытных плавов находилось в пределах от 0,0009 до 0,0041 % и в среднем составило 0,0022 %. Содержание алюминия в разливаемом металле сравнительных плавов находилось в пределах от 0,0011 до 0,0040 % и в среднем составило 0,0020 %. Как и при первичных испытаниях, жидкоподвижность шлаков опытных плавов по визуальной оценке после присадки карбида кальция понижалась.

Таким образом, карбид кальция (CaC_2 , второй сорт по ГОСТ 1460–81) может быть использован для раскисления шлака при внепечной обработке стали в ЭСПЦ-1. Однако использование карбида кальция вместо шлакораскисляющих материалов на основе алюминия и его оксидов не привело к повышению степени десульфурации металла и существенному понижению содержания в нем алюминия (улучшения разливаемости металла не произошло). Степень десульфурации металла зависит в большей степени от длительности внепечной обработки расплава, а не от использования того либо иного типа раскисляющих материалов. При использовании шлакораскисляющих смесей на основе алюминия и его оксидов в рамках требований действующей технологии сохраняется приемлемый уровень разливаемости металла на машине непрерывного литья заготовок. Потенциально высокая опасность для здоровья персонала при работе с материалом, сравнительно высокая его стоимость, способ присадки (только вручную) и отсутствие технологических преимуществ делают применение карбида кальция при внепечной обработке в ЭСПЦ-1 нецелесообразным.

При испытаниях в ЭСПЦ-2 карбид кальция использовали только для раскисления шлака стали кордового назначения.

Предварительная оценка возможности использования карбида кальция при производстве в ЭСПЦ-2 стали кордового назначения показала, что присадка материала при внепечной обработке металла на УВОС с целью раскисления покровного рафинировочного шлака не вписывается в существующий производственно-технологический цикл. При внепечной обработке металла кордового назначения на УВОС, после присадки первой порции шлакообразующих, в условиях ограниченного времени сразу следует присадка карбида кремния (SiC) и науглероживателя типа «А», которые одновременно раскисляют шлак и легируют металл. Присадка карбида кальция, после присадки первой порции шлакообразующих, вместе с карбидом кремния и науглероживателем типа «А» малоэффективна. Было определено, что присадка карбида кальция на УВОС возможна двумя способами:

1. При первом способе присадка осуществляется персоналом непосредственно во время обработки плавки. Карбид кальция вручную вытряхивается из металлического контейнера в приемник трубы присадки материалов, по которой, падая под собственной массой, попадает в стальной ковш на поверхность шлака. При вытряхивании часть материала просыпается мимо приемника. Отверстие в форме круга для извлечения материала находится по центру металлического контейнера, что не позволяет оперативно полностью извлекать (вытряхивать) материал. Часть материала остается в контейнере (рис. 1, 2). При присадке таким способом сохраняется высокая вероятность попадания частиц материала в глаза и на слизистые оболочки людей, осуществляющих присадку.

2. При втором способе присадка карбида кальция осуществляется вручную, без извлечения материала из металлических контейнеров. Для этого работа агрегата останавливается, и стальной ковш выводится с рабочего положения в сторону ДСП в положение, удобное для присадки материала с рабочей площадки. После присадки материала в контейнерах стальной ковш заводится в рабочее положение. На указанные операции затрачивается до 5 мин.



Рис. 1. Материал в контейнере до использования



Рис. 2. Остаток материала в контейнере

Учитывая вышеописанное, с целью повышения эффективности использования карбида кальция и внепечной обработки стали в целом дальнейшая присадка материала осуществлялась до начала обработки плавки на УВОС, а именно на УДМ после выпуска расплава и с рабочей площадки УВОС до установки стальной вилы в рабочее положение. Опытный материал присаживался только в контейнерах. Следует отметить, что по визуальной оценке жидкоподвижность шлаков опытных плавков кордового сортамента после присадки карбида кальция понижалась.

В ходе проведения испытаний определяли оптимальное количество присадки материала. Было установлено, что для обеспечения требований по окисленности шлака ($FeO + MnO \leq 1,5\%$) количество присаживаемого карбида кальция должно составлять не менее 80 кг (четыре контейнера). Пробы шлака отбирали после присадки материала и продувки расплава инертным газом в течение 3–5 мин.

Осуществление предварительного интенсивного раскисления шлака на УДМ, как и предполагалось, привело к повышению коэффициентов усвоения легирующих элементов и повышению степени десульфурации стали. Наиболее наглядно повышение коэффициентов усвоения продемонстрировало усвоение кремния, часть которого ранее шла на раскисление шлака. Так, коэффициент усвоения кремния за внепечную обработку опытных плавков находился в пределах от 39 до 81 % и в среднем составил 73 %. Для сравнения: коэффициент усвоения кремния на сравнительных плавках этих же кордовых кампаний составлял 54 %–81 % и в среднем – 71 %. Причем общее повышение усвоения кремния обусловлено повышением его усвоения именно в начальный период обработки на УВОС, когда при стандартной технологии часть легирующих элементов затрачивается на раскисление шлака. Коэффициент усвоения кремния в начальный период внепечной обработки опытных плавков находился в пределах от 39 до 96 % и в среднем составил 70 %. Для сравнения: коэффициент усвоения кремния в начальный период внепечной обработки сравнительных плавков составлял 34–74 % и в среднем – 58 %.

Степень десульфурации металла при внепечной обработке плавков после интенсивного раскисления на УДМ находилась в пределах 27–67 % и в среднем – 51 %, степень десульфурации на сравнительных плавках этих же кордовых кампаний – в пределах от 25 до 63 % и в среднем составила 43 %.

Отметим, что описанный положительный эффект от раскисления шлака на УДМ мог быть получен и при использовании в качестве раскислителей штатных материалов – карбида кремния и/или науглероживателя (типов «А» и «С»). Однако присадка их на УДМ, в условиях отсутствия бункеров, возможна только вручную, что, несомненно, повысит физическую нагрузку на технологический персонал. Тем не менее, использование интенсивного раскисления шлака на УДМ, причем при внепечной обработке всего сортамента сталей, а не только кордового, является эффективным способом повышения усвоения легирующих элементов и повышения степени десульфурации стали в условиях сокращающегося времени внепечной обработки.

Данные по загрязненности стали неметаллическими включениями, определяемыми согласно методике фирмы «Pirelli», приведены в таблице. В качестве сравнительных использован массив из 287 плавков марок стали 70К и 80К, выплавленных в октябре–декабре 2011 г.

Данные по загрязненности стали неметаллическими включениями

Плавка	Плотность включений, вкл./см ²			Размер включений, мкм	
	средняя	максимальная	в зоне «С»	максимальный	в зоне «С»
Все с использованием CaC ₂	284	343	9	6	1
С использованием от 20 до 60 кг CaC ₂	255	315	14	5	2
С использованием 80 кг CaC ₂	300	359	7	6	1
Сравнительные	264	320	10	7	1

Из таблицы следует, что плотность неметаллических включений в катанке всех плавков, для раскисления шлака которых использовали карбид кальция, в среднем составила 284 вкл./см² при среднем значении максимального размера включений 6 мкм и средней плотности в области «С» – 9 вкл./см². При этом на плавках, на которых присаживалось оптимальное количество (80 кг) опытного материала, средняя плотность включений самая высокая. Для сравнения: плотность неметаллических включений в катанке плавков, выплавленных в октябре–декабре 2011 г., в среднем составила 264 вкл./см² при среднем значении максимального размера включений 7 мкм и средней плотности в области «С» – 10 вкл./см². Повышение плотности неметаллических включений в катанке плавков, шлак которых раскислялся

карбидом кальция, не позволяет рекомендовать данный материал для дальнейшего использования при внепечной обработке стали кордового назначения.

В ходе проведения работ было отмечено, что даже при сравнительно краткосрочном хранении карбида кальция в контейнерах с нарушенной герметичностью происходит разложение (рис. 3) материала под влиянием атмосферной влаги с образованием ацетилена и гидроксида кальция (соответственно присадка оставшегося в контейнере гидроксида кальция бессмысленна):

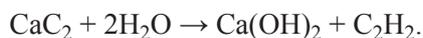


Рис. 3. Вид материала после хранения в упаковке с нарушенной герметичностью

В результате проведенных работ было установлено, что карбид кальция может быть использован для раскисления шлага и металла при внепечной обработке стали в ЭСПЦ. Однако потенциально высокая опасность для здоровья персонала при работе с материалом, способ присадки (только вручную), отсутствие технологических преимуществ и сравнительно высокая его стоимость делают использование карбида кальция в качестве раскислителя шлага и металла нецелесообразным.

Только в настоящее время снижение стоимости карбида кальция позволяет вернуться к рассмотрению вопроса о целесообразности его использования в сталеплавильном производстве.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Свяжин А.А.** Применение карбида кальция при выплавке низкоуглеродистой стали / А.А. Свяжин [и др.] // *Металлург.* 2004.
2. **Попов А.В.** Разработка и внедрение технологии внепечной обработки стали с применением карбида кальция в условиях ЭСПЦ ЧерМК ОАО «Северсталь» // *Диссертация.* 2008.

REFERENCES

1. **Svjazhin A.A. et al.** *Primenenie karbida kal'cija pri vyplavke nizkouglerodistoj stali* [The use of calcium carbide in the smelting of low carbon steel]. *Metallurg = Metallurgist*, 2004.
2. **Popov A.V.** *Razrabotka i vnedrenie tehnologii vnepechnoj obrabotki stali s primeneniem karbida kal'cija v uslovijah JeSPC CherMK OAO «Severstal'»* [Development and implementation of the technology of out-of-furnace steel processing with the use of calcium carbide in the conditions of ESPTs CherMK OAO Severstal]. *Dissertation = Dissertacija*, 2008.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-59-62>
УДК 669.017:620.1; 669.017:620.1.05

Поступила 03.04.2020
Received 03.04.2020

ОСОБЕННОСТИ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО ПРЕПАРИРОВАНИЯ ДЛЯ АНАЛИЗА ТОНКИХ СЛОЕВ И ПОКРЫТИЙ

А. Г. АНИСОВИЧ, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь,
ул. Купревича, 10. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru.

В статье рассматриваются вопросы определения толщины слоев и покрытий различного назначения при металлографическом исследовании. Продемонстрирована роль материала для заливки металлографических шлифов в определении толщины слоя. Показано, что при заливке образца пластическими массами ошибка в определении толщины слоя может составлять 0,2–0,4 мкм, что существенно для тонких слоев. Рассматриваются варианты пробоподготовки для определения толщины слоев нитрида титана толщиной 1 мкм и менее. Показано, что при оптимальном способе подготовки образца возможно визуализировать слой толщиной менее 1 мкм, а также определить его толщину в программе обработки изображений.

Ключевые слова. Металлографическая пробоподготовка, тонкие слои, покрытия, нитрид титана.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Особенности металлографического препарирования для анализа тонких слоев и покрытий / А. Г. Анисович // Литье и металлургия. 2020. № 2. С. 59–62. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-59-62>.

PARTICULARITIES OF METALLOGRAPHIC PREPARATION FOR THE ANALYSIS OF THIN LAYERS AND COATINGS

A. G. ANISOVICH, State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», 10, Kuprevich Str., Minsk, Belarus. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru.

The article deals with the issues of determining the thickness of layers and coatings for various purposes in metallographic research. The role of the material for filling metallographic sections in determining the layer thickness is demonstrated. It is shown that when filling the sample with plastic masses, the error in determining the layer thickness can be 0.2...0.4 microns, which is significant for thin layers. Sample preparation options for determining the thickness of titanium nitride layers with a thickness of 1 microns or less are considered. It is shown that with the optimal method of sample preparation, it is possible to visualize a layer less than 1 microns thick, and also determine its thickness in the image processing program.

Keywords. Metallographic sample preparation, thin layers, coatings, titanium nitride.

For citation. Anisovich A. G. Particularities of metallographic preparation for the analysis of thin layers and coatings. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 2, pp. 59–62. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-59-62>.

В металлографии наиболее важным результатом фотографирования является информативность изображения, т. е. получение максимального количества деталей структуры материала для последующего анализа. Нечеткое изображение появляется или в результате неправильной установки образца, или в случае исходно неровной исследуемой поверхности [1].

При нанесении и анализе тонких слоев один из основных вопросов – определение толщины полученного слоя. В металлографическом анализе наилучшим решением является формирование поперечного шлифа и измерение толщины слоя непосредственно на изображении. При этом главное – это создание качественного шлифа, в особенности в зоне слоя, не содержащей дефектов препарирования, основным из которых в данном случае является «завал» кромки. Он представляет собой скругление кромки образца (рис. 1) за счет преимущественной выполировки краевой зоны.

При формировании достаточно толстых слоев, например, гальванических покрытий, различного рода наплавов и т. д., вопрос не представляет сложности. Толщина покрытия составляет 10–30 мкм

и более и краевые эффекты не играют существенной роли (рис. 2). Ошибка определения толщины слоя невелика даже при существенном завале. При толщине слоя 10 мкм и менее возникают некоторые проблемы, в особенности при неправильной подготовке образца.

Как правило, формирование поперечного шлифа для исследования краевых зон образца предполагает помещение образца в металлическую оправку и заливку свободного пространства пластмассами либо сплавом Вуда. При этом увеличивается площадь поверхности полируемого участка и завал кромки минимален. Выбор материала для заливки в случае тонких слоев имеет существенное значение.

Цель статьи – продемонстрировать особенности подготовки металлографических шлифов для исследования тонких покрытий различного назначения.

На рис. 3 представлены фотографии поперечного шлифа кровельного самореза в зоне резьбы. Изделие должно иметь антикоррозионное цинковое покрытие не тоньше 12 мкм. Как в случае заливки пластмассой, так и сплавом Вуда, слой цинка удается визуализировать. При заливке пластмассой (рис. 3, а) имеет место завал края образца за счет того, что пластмасса выполировывается быстрее металлического образца. При этом в зоне «завала» находится как сам пластмассовый слой, так и край слоя цинка, прилегающий к пластмассе. При такой заливке образца толщина слоя цинка оценена как 8–10 мкм. При заливке сплавом Вуда (рис. 3, б) эффект «завала» незначителен. Толщина слоя составляет 12 мкм. Этот образец был выплавлен из сплава Вуда перед металлографическим травлением. Таким образом, неточность определения толщины слоя за счет «завала» кромки может составлять 2–4 мкм.

В принципе заливка образца пластмассой не доставляет существенных проблем для анализа в том случае, если для исследования требуется получить структуру в центральных участках образца (т.е. когда изображение кромки образца не существенно). Примеры показаны на рис. 4 на шлифах гранул алюминиевого сплава с заливкой пластмассой. Поверхности гранул на рис. 4, а не находятся полностью в фокусе. По-видимому, гранулы повернулись уже на последних этапах изготовления шлифа (за счет перегрева при полировке, плохого сцепления с пластмассой или же иных причин). Но, как правило, отдельных частиц в таком образце достаточно и нечеткое изображение некоторых гранул не играет решающей роли. При более удачном расположении частиц вся поверхность доступна для анализа (рис. 4, б) за исключением кромок, на которых присутствует «завал» (стрелка).

При анализе более тонких слоев (см. рис. 3) обычная заливка образца сплавом Вуда уже неприемлема. Вероятно, разница в стойкости к истиранию сплава Вуда и покрытия нитрида титана велика, а толщина слоя покрытия сравнима с величиной «завала». В наиболее благоприятном случае на поперечном шлифе видны полоска покрытия (рис. 5, а) или отслоившиеся фрагменты на изломе (рис. 5, б). Следует принимать во внимание и то, что фотографии на рис. 5 получены при использовании темнопольного освещения [2]; при этом на изображении присутствуют блики за счет отражения от участков, расположенных на разной высоте. Это затрудняет анализ изображения. Темное поле создается за счет отражения от неплоскостных участков поверхности, поэтому получить полностью адекватное изображение в данном случае вряд ли возможно.

На рис. 6 приведен исключительный случай, когда толщина покрытия составляет порядка 4 мкм и его удалось визуализировать как в светлом, так и темном поле.

Для покрытий толщиной 1–2 мкм и менее толщина находится на пределе чувствительности металлографического оборудования. На рис. 7 показаны покрытия нитрида титана для трех режимов нанесения; для выявления слоя два образца сложены «сэндвичем» так, чтобы покрытие оказалось в середине образца. Толщина покрытия на рис. 7, а, б составляет порядка 1,5–2,0 мкм, на рис. 7, в – менее 1 мкм, но покрытие вполне различимо визуально и поддается количественному определению в программе обработки изображений [3].

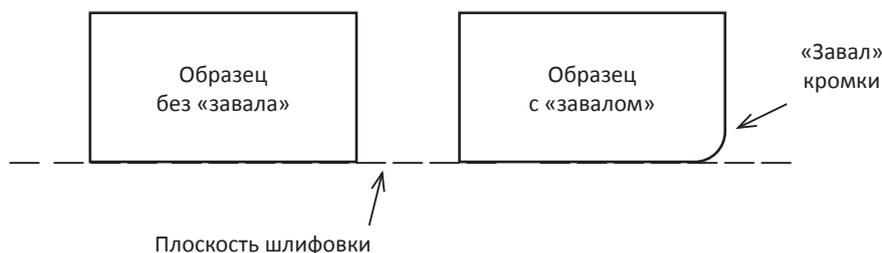


Рис. 1. Схема формирования «завала» кромки образца

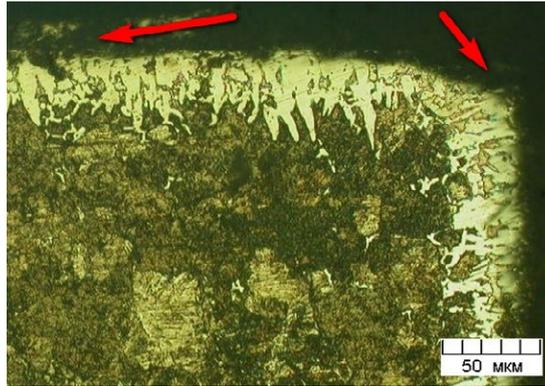
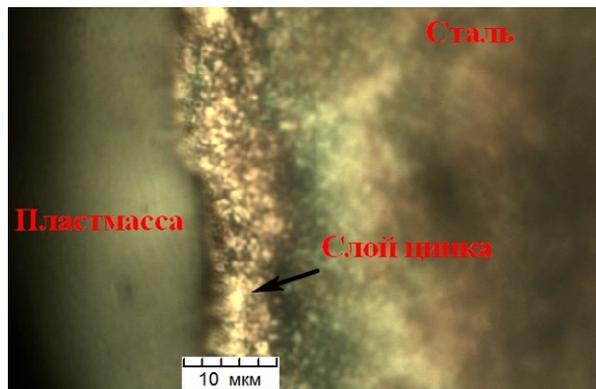
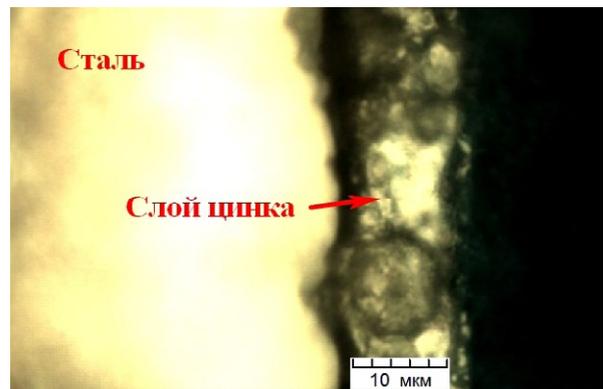


Рис. 2. Упрочненный слой B-Si на стали 45; стрелками показана зона «завала»

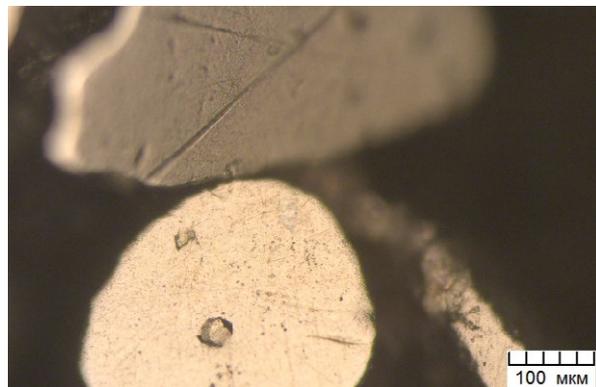


a

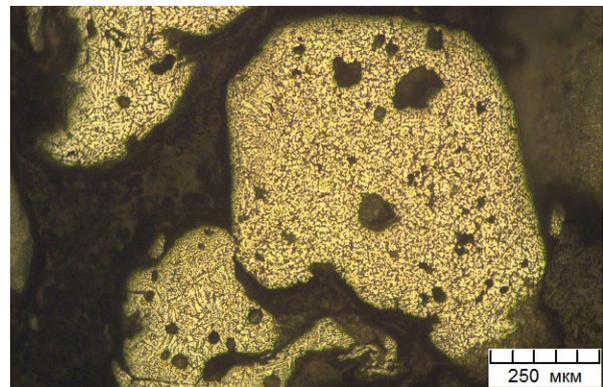


б

Рис. 3. Кровельный саморез, поперечный шлиф: *a* – заливка пластмассой; *б* – заливка сплавом Вуда

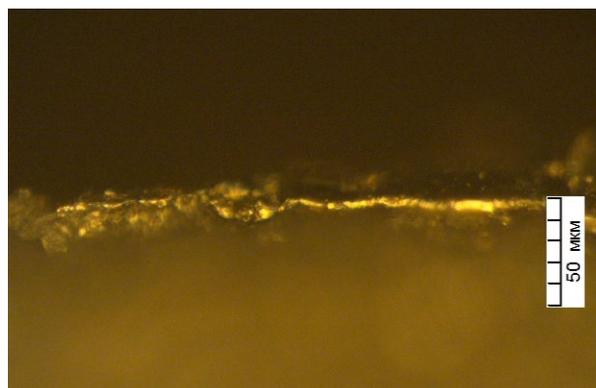


a

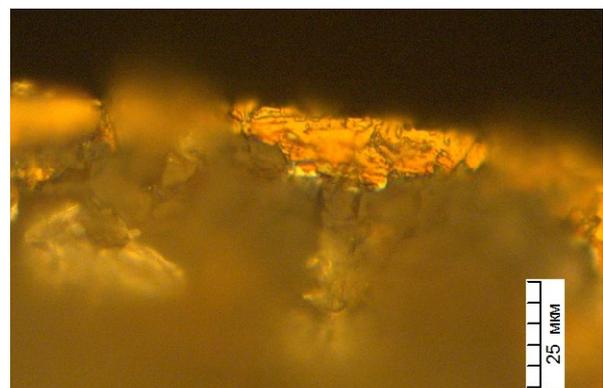


б

Рис. 4. Образцы гранулированного материала: *a* – без травления; *б* – после травления

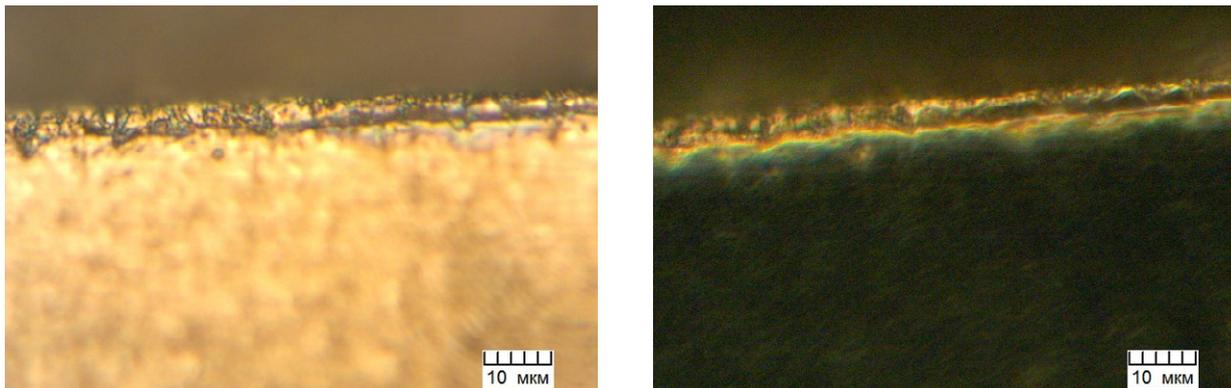


a

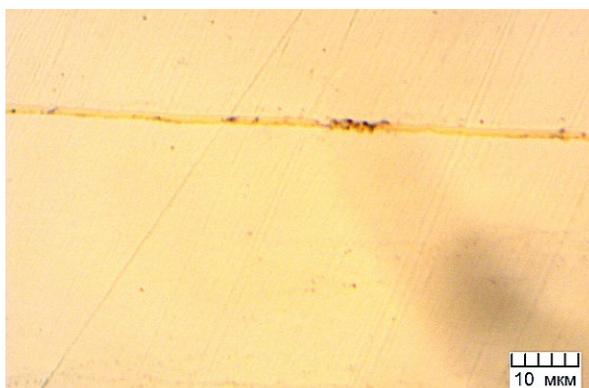


б

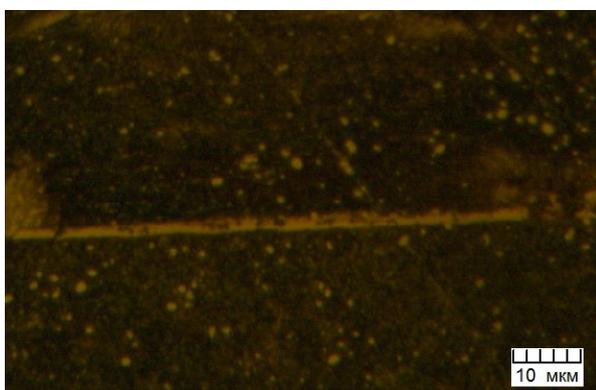
Рис. 5. Изображения фрагментов слоя Ti-N на стали: *a* – после отрезки; *б* – в зоне излома



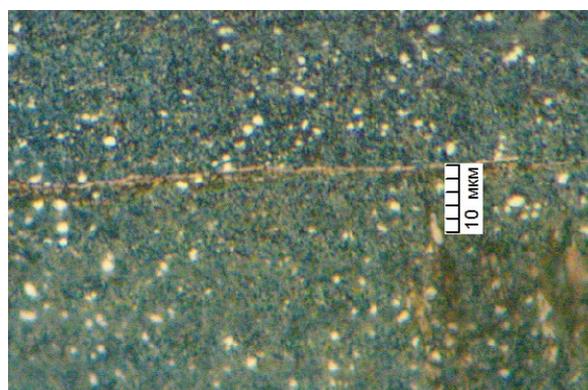
a *б*
Рис. 6. Слой нитрида титана: *a* – светлое поле; *б* – темное поле



a



б



в

Рис. 7. Покрытие нитрида титана:
a – нетравленный образец; *б, в* – после травления в темном и светлом поле соответственно

ЛИТЕРАТУРА

1. **Анисович, А. Г.** Резкость изображений в металлографии / А. Г. Анисович // *Литье и металлургия*. 2018. № 3. С. 76–81.
2. **Анисович, А. Г.** Искусство металлографии: использование методов оптического контрастирования / А. Г. Анисович // *Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук*. 2016. № 1. С. 36–42.
3. **Анисович, А. Г.** Измерение вертикального рельефа на металлографических микроскопах производства ОАО «Опто-электронные системы» / А. Г. Анисович, А. С. Буйницкая // *Литье и металлургия*. 2019. № 2. С. 117–121.

REFERENCES

1. **Anisovich A. G.** Rezkost' izobrazhenij v metallografii [The sharpness of the images in metallography]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 3, pp. 76-81.
2. **Anisovich A. G.** Iskusstvo metallografii: ispol'zovanie metodov opticheskogo kontrastirovaniya [Art of metallography: application of optical staining methods]. *Vesti NAN Belarusi. Ser. fiz.-tjehn.navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus, Physical-Technical Series*. 2016, no.1, pp. 36-42.
3. **Anisovich A. G., Buinitskaya A. S.** Izmerenie vertikal'nogo rel'efa na metallograficheskikh mikroskopah proizvodstva ОАО «Optoelektronnye sistemy» [The measurement of the vertical relief on metal-graphic microscopes of production of OJSC «Optoelectronic systems»]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 2., pp. 117-121.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-63-68>
УДК 621.791.05

Поступила 11.03.2020
Received 11.03.2020

ЕДИНАЯ СИСТЕМА ГРУППИРОВАНИЯ СТАЛЕЙ В СВАРОЧНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ ПО ISO/TR 15608

Т. И. БЕНДИК, Н. И. УРБАНОВИЧ, Д. А. НАЗАРОВ, Ф. К. ФИГУРИН, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: bendik@bntu.by

Предложены рекомендации по отнесению марок сталей, наиболее часто применяемых в промышленности и энергетике Республики Беларусь, к конкретной группе и подгруппе международного стандарта ISO/TR 15608. Данные рекомендации были выполнены на основе сравнительного анализа химического состава основного металла и его механических свойств, приведенных в национальных и зарубежных стандартах на листовую и трубный металлопрокат. Анализ механических свойств включал условия термической и термомеханической обработки основного металла. Представленная в статье информация может быть полезна для широкого круга специалистов сварочного производства при разработке документации на технологические процессы сварки (WPS, WPQR), оформлении аттестационных удостоверений (сертификатов компетентности) сварщиков и другой технологической документации.

Ключевые слова. Группы сталей в сварочном производстве, маркировка сталей, класс прочности.

Для цитирования. Бендик, Т.И. Единая система группирования сталей в сварочном производстве по ISO/TR 15608 / Т.И. Бендик, Н.И. Урбанович, Д.А. Назаров, Ф.К. Фигурин // *Литье и металлургия*. 2020. № 2. С. 63–68. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-63-68>.

UNIFORM SYSTEM FOR GROUPING OF STEELS IN WELDING MANUFACTURE BY ISO/TR 15608

T. I. BENDIK, N. I. URBANOVICH, D. A. NAZAROV, F. K. FIGURIN, Belarusian National Technical University, 65, Nezavisimosti Ave., Minsk, Belarus. E-mail: bendik@bntu.by

Recommendations to assign steel grades most commonly used in industry and energy of the Republic of Belarus to a specific group and subgroup of the international standard ISO/TR 15608 are presented. These recommendations were made on the basis of a comparative analysis of the base metal chemical composition and its mechanical properties, given in the national and foreign standards for sheet and pipe metal rolling. Analysis of mechanical properties have been included conditions of thermal and thermomechanical treatment of the base metal. The information presented in the article can be useful for a wide range of welding specialists in documentation development for welding processes (WPS, WPQR), issuing welders attestation certificates (qualification test certificate) and other technological documentation.

Keywords. Groups of steels in welding, steel grades, strength class.

For citation. Bendik T.I., Urbanovich N.I., Nazarov D.A., Figurin F.K. Uniform system for grouping of steels in welding manufacture by ISO/TR 15608. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 63–68. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-63-68>.

В последние десять лет в Республике Беларусь активно идет процесс обновления нормативно-технической базы, который затрагивает различные отрасли: строительство, энергетику, машиностроение и транспорт. В области технического регулирования сварочного производства также появились аутентичные европейским (EN) и международным нормам (ISO) стандарты (СТБ EN, СТБ ISO).

Одним из таких стандартов является СТБ ISO/TR 15608–2010 «Сварка. Руководство по системе группирования металлических материалов», в котором представлена единая система группирования металлических материалов применительно к сварке. Данный ТНПА распространяется на системы группирования следующих материалов: сталь; никель и никелевые сплавы; алюминий и алюминиевые сплавы; медь и медные сплавы; титан и титановые сплавы; цирконий и циркониевые сплавы; чугун.

В данной статье рассмотрена система группировки сталей как наиболее широко применяемого конструкционного материала в Республике Беларусь. Стандарт СТБ ISO/TR 15608 устанавливает 11 групп сталей с разделением их на подгруппы исходя из химического состава, предела текучести и условий термообработки.

В международной практике, кроме непосредственно стандарта ISO/TR 15608, техническими комитетами CEN/TC 121 и CEN/TC 44 изданы дополнительно три технических отчета: ISO/TR 20172 «Сварка. Системы группирования материалов. Европейские материалы»; ISO/TR 20173 «Сварка. Системы группирования материалов. Американские материалы»; ISO/TR 20174 «Сварка. Системы группирования материалов. Японские материалы», которые являются справочными руководствами по применению стандарта СТБ ISO/TR 15608 и содержат информационные таблицы с перечнем национальных обозначений марок сталей и советующим номером группы. На данный момент в Республике Беларусь справочного руководства не разработано и в инженерной практике существует ряд обоснованных затруднений с использованием международной системы группирования применительно к отечественным маркам сталей.

Нами предложены рекомендации по отнесению марок сталей, наиболее часто применяемых в промышленности и энергетике Республики Беларусь, к конкретной группе и подгруппе международного стандарта ISO/TR 15608 (см. таблицу).

Группировка сталей по ISO/TR 15608

Группа по СТБ ISO/TR 15608-2010	Маркировка стали ГОСТ	Европейская маркировка стали EN	Американская маркировка стали ASTM/ASME	Японская маркировка стали JIS
1	Стали с установленным минимальным пределом текучести ≤ 460 МПа и химическим составом: C $\leq 0,25\%$; S $\leq 0,6$; Mn $\leq 1,8$; Mo $\leq 0,7$; S $\leq 0,045$; P $\leq 0,045$; Cu $\leq 0,4$; Ni $\leq 0,5$; Cr $\leq 0,3$; Nb $\leq 0,06$; V $\leq 0,1$; Ti $\leq 0,05$			
1.1	Стали с установленным минимальным пределом текучести ≤ 275 МПа			
	Ст2 Ст3 Ст4 Ст3Г 08 10 15 20 15Г 10Г2 16К 20К 15М	E 235 (1.0308) E 275 (1.0225) S 235J2G3 (1.0116) S 275JR (1.0044) L 210GA (1.0319) L 235 (1.0252) L 275 (1.0260) C 10E (1.1121) C 10 (1.0301) C 15E (1.1141) C 22E (1.1151) P 235GH (1.0451) P 265GH (1.0425) P 265NL (1.0453) 16Mo3 (1.5415)	A/SA-106 GrA A/SA-283GrA, B, C, D A/SA-285GrA, B A-570 Gr30, 33, 36, 40, 45, 50 A/SA-513 Gr1008, 1010, 1015 A/SA-515 Gr60 A/SA-516 Gr55 A-108 Gr1015CW A-108 Gr1020CW A-519 Gr1020CW A-131 GrA, B, D, E A/SA-204 GrA, B A/SA-209 GrT1a, b	SS 300 SS 400 SM 400A, B, C STK 290 STK 400 STK 500 S 10C S 20C SPV 235 SVG 450, 480 STPG 410 STB 340, 410 SLA 325A STFA 12
1.2	Стали с установленным минимальным пределом текучести $275 < \sigma_T \leq 360$ МПа			
	25 С 295 15ГФ 20Г 16ГС 17ГС 17Г1С 10Г2С1 09Г2С*1	C 25 (1.0406) E 355 (1.0580) S 355G1 (1.8814) P 355N (1.0562) 20Mn5 (1.1133) P 355GH (1.0473) P 355NH (1.0566) P 355QH (1.8867) 15MnMoV4-5 (1.5402) 20MnNb6 (1.0471)	A-513 Gr1025CW A-519 Gr1025CW A-381 GrY 42, Y 46, Y 48, Y 50, Y 52 A/SA-537 GrCl.1, Cl.2, Cl.3 A-572 Gr42, Gr50 A-131 GrAH32, DH32, EH32, FH32, AH36, DH36, EH36, A/SA-612	S 25C SS 490 SLA 325A, B SM 490A, B, C, STB 510
1.3	Нормализованные мелкозернистые стали с установленным минимальным пределом текучести $\sigma_T > 360$ МПа			
	09Г2С 14Г2АФ 16Г2АФ 15Г2СФ 10Г2ФБ 10Х2ФБЮ*2	E 420 (1.0575) E 460M (1.8898) P 420NH (1.8932) P 460NL2 (1.8918) S 390GP (1.0522) S 420N (1.8902)	A-572 Gr55 A-707 GrL3 Cl3 A-1008HSLAS 55Cl A/SA-738 GrB	SM 490C SM 520BN SPV 450N SAPH 440

Группа по СТБ ISO/TR 15608–2010	Маркировка стали ГОСТ	Европейская маркировка стали EN	Американская маркировка стали ASTM/ASME	Японская маркировка стали JIS
1.4	Стали с улучшенной коррозионной стойкостью по отношению к кислороду воздуха, химический состав которых может превышать граничные значения содержания отдельных элементов, приведенных для группы 1			
	16Д 09Г2Д, 09Г2Д-1 10ХСНД 14ХГНДЦ	S235J0W (1.8958) S275J2W (1.8961) S355J0W (1.8959) S355J2W (1.8965) S355K2W (1.8967)	A-588 GrA, B	SMnC 420 SMA400AW SMA490AW
2	Термомеханически обработанные мелкозернистые стали и литейные стали с установленным минимальным пределом текучести $\sigma_T > 360$ МПа			
2.1	Термомеханически обработанные мелкозернистые стали и литейные стали с установленным минимальным пределом текучести $360 < \sigma_T \leq 460$ МПа			
	16Г2АФ 18Г2АФ ^{*3}	P420M (1.8824) P420ML1 (1.8835) P420ML2 (1.8828) P460ML1 (1.8837) P460ML2 (1.8831) S420G1+M(1.8830+M) S420M (1.8825) S460ML (1.8838) S460G1+M 1.8878+M)	A/SA-487 Gr1, 1.A A/SA-487 Gr1, C 1.B	SM490YATMC SM520BTMC SM570TMC SMA490APTMC SMA570WTMC SPV410TMC
2.2	Термомеханически обработанные мелкозернистые стали и литейные стали с установленным минимальным пределом текучести $\sigma_T > 460$ МПа			
	08Г2МФБ 09Г2ФБ 16Х2ГСБ ^{*4}	L485MB (1.8977) L555MB (1.8978) S550MC (1.0986) S700MC (1.8974)	AS/NZS-1594XF500	SPV490TMC
3	Улучшенные закалкой и отпуском и дисперсионно-закаленные мелкозернистые стали, за исключением нержавеющей, с установленным минимальным пределом текучести $\sigma_T > 360$ МПа			
3.1	Улучшенные закалкой и отпуском мелкозернистые стали с установленным минимальным пределом текучести $360 < \sigma_T \leq 690$ МПа			
	20ХГСА 12ГН2МФАЮ	L415QB (1.8947) L450QB (1.8952) L550QB (1.8957) P420QH (1.8936) P460QH (1.8871) P500Q (1.8873) P620Q (1.8876) P690Q (1.8879) S420G1+Q(1.8830+Q) S460G1+Q(1.8878+Q) S460QL (1.8906)	A-514 Gr A, B, E, F A/SA-517 Gr A, B, E, F A/SA-533 Type A, Cl.1, Cl.2, Cl.3 A/SA-533 Type B, Cl.1, Cl.2 A/SA-543 GrB C 1.1 A/SA-592 Gr A.F A/SA-672 GrJ80, J90 A/SA-724 Gr A, B	SMA570Q SPV450Q
3.2	Улучшенные закалкой и отпуском мелкозернистые стали с установленным минимальным пределом текучести $\sigma_T > 690$ МПа			
	16ХГМФТР 25ХГСП 25ХГСА 25ХГНМТ	S890Q (1.8940) S890QL (1.8983) S960Q (1.8941) S960QL(1.8933)	A/SA-533 TypeB C 1.3 A/SA-533 TypeC C 1.3 A/SA-672 Gr J100	нет
3.3	Дисперсионно-закаленные мелкозернистые стали за исключением нержавеющей сталей			
	30Х5М2Ф 30Х5ФСБА	S500A (1.8980) A500AL (8990) S550A (1.8991) S620A (1.8993) S690A (1.8995)	A-710 A C 1.1 A-710 A C 1.2 A-710 A C 1.3	нет
4	Низколегированные ванадием Cr-Mo(Ni) стали с содержанием Mo $\leq 0,7\%$, V $\leq 0,1\%$			
4.1	Стали с содержанием Cr $\leq 0,3\%$ и Ni $\leq 0,7\%$			
	14ХНГ 15ХГНМ 30ХМА	15MnCrMoNiV5–3 (1.6920) 18MnMoNi5–5(1.6308) 20NiCrMo2–2(1.6523)	A/SA-225 GrC A/SA-333 Gr4 A/SA-541 Gr3 C 1.1, C 1.2 A/SA-737 GrC	нет

Группа по СТБ ISO/TR 15608–2010	Маркировка стали ГОСТ	Европейская маркировка стали EN	Американская маркировка стали ASTM/ASME	Японская маркировка стали JIS
4.2	Стали с содержанием Cr ≤ 0,7% и Ni ≤ 1,5%			
	12XH2	34CrNiMo6 (1.6582)	A/SA-202 GrA, B A/SA-250 GrT2 A/SA-335GrP2 A/SA-369 GrFP2 A/SA-213 GrT2	STPA20 STBA20
5	Cr-Мо-стали, свободные от ванадия, с содержанием углерода ≤ 0,35%			
5.1	Стали с содержанием 0,75% ≤ Cr ≤ 1,5% и Mo ≤ 0,7%			
	10XM 12MX 12XM 15XM	10CrMo5–5(1.7338) 13CrMo4–5(1.7335)	A/SA-182 GrF11 F12 C 1.1, C 1.2, C 1.3 A/SA-213 GrT12 A/SA-250GrT11, T12 A/SA-335GrP11, P12 A/SA-387Gr11, Cl.1 Cl.2	STPA22, STPA 23 STBA22, STBA23 STFA22, STFA23
5.2	Стали с содержанием 1,5% < Cr ≤ 3,5% и 0,7% < Mo ≤ 1,2%			
	10X2M1	10CrMo9–10(1.7380)	A/SA-182 GrF21 A/SA-182GrF22C 1.1, 1.3 A/SA-213 GrT21 A/SA-213 GrT22 A/SA-335GrP21, P22 A/SA-387Gr 21, Cl.1 Cl.2 A/SA-387Gr22, Cl.1 Cl.2	STPA24 STBA24
5.3	Стали с содержанием 3,5% < Cr ≤ 7,0% и 0,4% < Mo ≤ 0,7%			
	15X5M	X11CrMo5+L (1.7362+L) X11CrMo5+NT1 (1.7362+NT1)	A/SA-182GrF5, F5a A/SA-213 GrT5, T5b, c A/SA-335GrP5, P5b, c A/SA-387Gr5Cl.1, Cl.2	STPA25 STBA25
5.4	Стали с содержанием 7,0% < Cr ≤ 10,0% и 0,7% < Mo ≤ 1,2%			
	13X9M	X11CrMo9–1+L (1.7386+L) X11CrMo9–1+NT (1.7386+NT)	A/SA-182 GrF9 A/SA-213 GrT9 A/SA-335 GrP9 A/SA-387Gr91 Cl.2	STPA26 STBA26
6	Высоколегированные ванадием Cr-Мо-(Ni)-стали			
6.1	Стали с содержанием 0,3% ≤ Cr ≤ 0,75%, Mo ≤ 0,7% и V ≤ 0,35%			
	14XMФ 12X1MФ	14MoV6–3 (1.7715)	—	—
6.2	Стали с содержанием 0,75% < Cr ≤ 3,5%, 0,7% < Mo ≤ 1,2% и V ≤ 0,35%			
	10X2MФА 12X2MФБ	31CrMoV9 (1.8519)	A/SA-182 GrF22V A/SA-182GrF3V A/SA-541Gr3V, 3VCb A/SA-542 GrC Cl.1 Cl.2 Cl.3, Cl.4, Cl.4a	—
6.3	Стали с содержанием 3,5% < Cr ≤ 7,0%, Mo ≤ 0,7% и 0,45% ≤ V ≤ 0,55%			
	15X5BФ	20CrMoV12–5–5 (1.7779)	A/SA-542 Gr. D Cl.4a	—
6.4	Стали с содержанием 7,0% < Cr ≤ 12,5%, 0,7% < Mo ≤ 1,2% и V ≤ 0,35%			
	12X8BФ 15X11MФ	X10CrMoVNb9–1 (1.4903) X20CrMoV11–1 (1.4922)	A/SA-213 Gr. T91 A/SA-335 Gr. P91	—
7	Ферритные, мартенситные или дисперсионно-закаленные нержавеющие стали с содержанием C ≤ 0,35% и 10,5% ≤ Cr ≤ 30%			
7.1	Ферритные нержавеющие стали			
	08X17 08X18T 14X17H2 15X25T	X105CrMo17(1.4125) X18CrN 28(1.4749) X2CrTi12(1.4512) X2CrTi17(1.4520)	A/SA-240 Gr S 44400, S 44635, S 44660, S 44700, S 44800, Type 405, 409 A/SA-268 Gr 25–4–4, 26–3–3, 29–40, S 40800 A/SA-479 Gr 403, 405, 430, 439	SUS 405 SUS 430 SUS 445J1, J2 SUS 444

Группа по СТБ ISO/TR 15608–2010	Маркировка стали ГОСТ	Европейская маркировка стали EN	Американская маркировка стали ASTM/ASME	Японская маркировка стали JIS
7.2	Мартенситные нержавеющие стали			
	20X13 30X13 40X10C2M (ЭИ 107)	X10CrAlSi13(1.4724) X12Cr13(1.4006) X14CrMoS 17(1.4104) X20Cr13(1.0421)	A/SA-240 Gr S41500, Type 410, 429 A/SA-268 GrS 4150, TP410 A/SA-479 Gr410, 414 A/SA-487 GrCA15 Cl.B, C, D	SUS403 SUS410 SUS420
7.3	Дисперсионно-закаленные нержавеющие стали			
	06X12H3Д 08X15H5Д2Т	X1CrMoAlTi12–10–2 (1.4596) X1CrMoAlTi12–9–2 (1.4530) X5CrNiCuNbTi16–4 (1.4542) X5CrNiCuNb14–5 (1.4594)	A-564 Type 630	SUS 630 SUS 631
8	Аустенитные нержавеющие стали с содержанием Ni ≤ 31 %			
8.1	Аустенитные нержавеющие стали с содержанием Cr ≤ 19 %			
	12X18H10T, 12X18H9T, 12X18H9, 08X18H10 03X17H13M2T 03X17H13M3	X10CrNi18–8(1.4310) X10CrNiMoMnNbVB 10–10–1(1.4982) X2CrNiMo17–12–2 (1.4404) X2CrNiN 18–10(1.4311) X3CrNiCu19–9–2(1.4560) X7CrNiTi 18–10(1.4940)	A/SA-213 GrS 30600, S 30601, S 31725 A/SA-213GrTP304, TP304H, TP304L, TP304LN, TP304N A/SA-213GrTP316, TP316H, TP316L, TP316LN, TP316N A/SA-240 Type 301, 302, 304, 304H, 304L, 304LN, A/SA-240 Type 316, 316H, 316L, 316LN, A/SA-312 Gr TP347H	SUS 301, 301L, 301J1 SUS 302 SUS 304, 304L, 304N 1, 304N 2, 304NL, 304J1, 304J2 SUS 316, 316L, 316Ti SUS 317, 317L, 317LN, 317J1
8.2	Аустенитные нержавеющие стали с содержанием Cr > 19 %			
	20X23H13 20X23H18 20X25H20C2	X12CrCoNi21–20 (1.43971) X12CrNi23–13 (1.4833) X8CrNi25–11 (1.4845)	A/SA-213 GrS 30815, S 31277 A/SA-213 GrTP309Cb, TP309S, TP310H, TP310S A/SA-240 GrTP309Cb, TP309S, TP310H, TP310S	SUS 309S SUS 310S SUS 317J2 SUS 836L SUS 890L
8.3	Аустенитные марганцевые нержавеющие стали с содержанием 4% < Mn ≤ 12 %			
	10X14Г14Н4Т 08X18Г8Н2Т 12X25Н16Г7АР	X11CrNiMnN 19–8–6 (1.4369) X2CrMnNiN 17–7–5 (1.4371)	A/SA-213 GrTP201, TP202 A/SA-240 GrType201–1, 201–2, 201NL, 202	SUS 201 SUS 202
9	Легированные Ni стали с содержанием Ni ≤ 10,0 %			
9.1	Легированные Ni стали с содержанием Ni ≤ 3,0 %			
	16ГНМ 10ГН2МФА 20Н2М	11MnNi5–3 (1.6212)	A/SA-203GrA, B A/SA-333Gr9 A/SA-334Gr9 A/SA-420GrWPL9	SL2NS 55
9.2	Легированные Ni стали с содержанием 3,0% < Ni ≤ 8,0 %			
	13Н5А 0Н6А	12Ni14 (1.5637) X12Ni5 (1.5680)	A/SA-203GrD, E, F A/SA-333Gr3 A/SA-334Gr3 A/SA-420GrWPL3 A/SA Gr645	SL3N 255 SL3N 440 STPL450 STPL690
9.3	Легированные Ni стали с содержанием 8,0% < Ni ≤ 10,0 %			
	0Н9	X10Ni9 (1.5682) X8Ni9 (1.5662) X7Ni9 (1.5663)	A/SA-333Gr8 A/SA-334Gr8 A/SA-420GrWPL8 A/SA-522 Type I, II A/SA-553 Type I, II	—
10	Аустенитно-ферритные (дулексные) нержавеющие стали			
10.1	Аустенитно-ферритные нержавеющие стали с содержанием Cr ≤ 24 %			
	08X22Н6Т, 08X21Н6М2Т 12X21Н5Т	X2CrNiN 23–4(1.4362) X2CrNiMoSi18–5–3 (1.4424)	A/SA-789 GrS 31500, S 31803, S 32304 A/SA-790 GrS 31500, S 31803, S 32304	SUS 329J1 SUS 329J3L

Группа по СТБ ISO/TR 15608–2010	Маркировка стали ГОСТ	Европейская маркировка стали EN	Американская маркировка стали ASTM/ASME	Японская маркировка стали JIS
10.2	Аустенитно-ферритные нержавеющие стали с содержанием Cr > 24 %			
	X28AH (ЭИ 657)	X15CrNiSi25–4 (1.4821) X3CrNiMoN27–5–2 (1.4460)	A/SA-240 GrS 31200, S 31260, S 32750, S 32760, S 32906, S 32950 A/SA-789 GrS 31200, S 31206, S 32750, S 32760, S 32906, S 32950 A/SA-790 GrS 31200, S 31260, S 32750, S 32760	SUS 329J4L
11	Стали с химическим составом элементов, идентичным сталям группы 1, за исключением содержания углерода $0,25\% < C \leq 0,85\%$			
11.1	Стали с содержанием $0,25 < C \leq 0,35\%$			
	Ст5, Ст6 30 35	28Mn6 (1.1170) C30 C35	A/SA-106 GrB, C A/SA-285GrC A/SA-515 Gr65, 70	S 30C, S 35C SS 50, SS 490 STKM16A
11.2	Стали с содержанием $0,35 < C \leq 0,5\%$			
	Ст6 45, 50	C45 C50	A/SA-266 Gr3 A/SA-455	S 40C, S 45C S 50C
11.3	Стали с содержанием $0,5 < C \leq 0,85\%$			
	55	C55	—	S 55C
*1 Классы прочности 295, 315, 325, 345, 355 по ГОСТ 19281–2014.				
*2 Класс прочности 375 по ГОСТ 19281–2014.				
*3 Классы прочности 390, 440, 460 по ГОСТ 19281–2014.				
*4 Классы прочности 500, 550, 600 по ГОСТ 19281–2014.				

Международная система группировки, представленная в ISO/TR 15608, позволяет единообразно понимать область распространения свариваемых материалов, сведения о которой в обязательном порядке приводятся в аттестационных удостоверениях сварщиков, инструкциях (WPS) и отчетах (WPQR) на технологический процесс сварки.

Приведенная система группировки может быть полезна специалистам сварочного производства при разработке документации на технологические процессы сварки на соответствие требованиям серии стандартов ISO 15614 и ISO 9606, аутентичные версии которых действуют в Республике Беларусь на данный момент.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-69-74>
УДК 534.2

Поступила 23.04.2020
Received 23.04.2020

ДИНАМИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ВЫСОКОМАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ

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

С. М. УШЕРЕНКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: usherenko@gmail.com,

А. А. АНДРУШЕВИЧ, Белорусский государственный аграрный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 99/2. E-mail: andru49@mail.ru

О. П. РЕУТ, Филиал БНТУ «Институт повышения квалификации и переподготовки кадров по новым направлениям развития техники, технологии и экономики БНТУ», г. Минск, Беларусь, e-mail: rectorat@ipk.by

ДЖАВАД ЯЗДАНИ-ЧЕРАТИ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.

Рассмотрен один из вариантов создания композиционного материала на основе высокомарганцевистой стали 110Г13Л методом динамического легирования в режиме сверхглубокого проникновения сгустками порошковых частиц. Динамическое воздействие порошковых микрочастиц на матричную заготовку с последующей термической обработкой преобразует исходную литую сталь в композиционный материал и приводит к изменению механических свойств.

Ключевые слова. Динамическое легирование, сталь Гадфильда, композиционный материал, порошковые частицы, структура, прочность, твердость.

Для цитирования. Марукович, Е. И. Динамическое легирование высокомарганцевистой стали / Е. И. Марукович, С. М. Ушеренко, А. А. Андрушевич, О. П. Реут, Джавад Яздани-Черати // *Литье и металлургия*. 2020. № 2. С. 69–74. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-69-74>.

DYNAMIC ALLOYING OF HIGH MANGANESE STEEL

E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: info@itm.by,

S. M. USHERENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: usherenko@gmail.com

A. A. ANDRUSHEVICH, Belarusian State Agrarian Technical University, Minsk, Belarus, 99/2, Nezavisimosti ave. E-mail: andru49@mail.ru

O. P. REUT, Branch of the BNTU «Institute of Advanced Training and Retraining in new areas of technics, technology and economy of BNTU», Minsk, Belarus. E-mail: rectorat@ipk.by

JAVAD YAZDANI-CHERATI, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

The option of creating a composite material based on high manganese steel by the method of dynamic alloying in the super-deep penetration mode by flows of powder particles is considered. The dynamic effect of powdered microparticles on a matrix billet transforms the original cast steel into a composite material and leads to a change in mechanical properties.

Keywords. Dynamic alloying, Gadfield steel, composite material, powder particles, structure, strength, hardness.

For citation. Marukovich E. I., Usherenko S. M., Andrushevich A. A., Reut O. P., Yazdani-Cherati Javad. Dynamic alloying of high manganese steel. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 69–74. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-69-74>.

Введение

Одним из самых интересных и полезных сплавов на основе железа и марганца является сталь Гадфильда (сталь 110Г13Л ГОСТ 977–88), содержащая 1,2% С и 13% Мн. Эта сталь характеризуется высокой степенью износостойкости и пластичности. Аустенит, образующийся в стали, обладает повышенной вязкостью, поэтому такую сталь трудно обрабатывать резанием. Поскольку применение режущих инструментов для обработки стали Гадфильда неэффективно, то для изготовления изделий из этого материала чаще всего применяют литье [1].

Сталь 110Г13Л обладает низкой твердостью, но в условиях высокого давления и ударных нагрузок показывает высокую износостойкость. Сталь Гадфильда обладает повышенной способностью к наклепу. Такая способность у этой стали значительно выше, чем у других сталей с подобной твердостью.

Ударная деформация или наклеп для данной марки стали приводит к такому повышению прочности, которое не удается получить закалкой. Такая технология обработки направлена на изменение формы изделия методом холоднойковки (пластической деформации), т. е. создания в материале структурных дефектов. При этом твердость стали повышается и увеличивается ее прочность, но уменьшается пластичность.

Невозможность закалки стали Гадфильда с получением привычного эффекта – упрочнения закаливаемой детали, заметил сам изобретатель этого стального сплава (английский металлург Р. Гадфильд, 1882 г.). При попытке закалить образец оказалось, что материал стал не тверже, а мягче [1].

Эффекты, которые реализуются в сталях при динамическом воздействии, позволяют создавать анизотропные композиционные материалы. Как правило, результатом действия высокого импульсного давления на сталь является сжатие вещества. Такой физический процесс приводит к кумуляции энергии взаимодействующих веществ [2,3]. Изменение плотности влияет на физические и химические свойства стали. При динамическом сжатии в пределах более чем 13 ГПа твердые материалы испытывают превращения с образованием новых кристаллических форм; наблюдаются переходы твердых диэлектриков и полупроводников в металлическое состояние и т. д. Полиморфные превращения в железных преградах характеризуются заметными изменениями объема. Например, изменение объема при α - ϵ -превращении в железе при нагружении волнами напряжений с амплитудой $\sigma_{\max} \geq 13$ ГПа [4] может достигать 6%. При давлении на уровне 40 ГПа удельный вес железа увеличивается на 39% [5].

Основные аномалии, обнаруженные за последние 45 лет при исследовании процессов обработки металлов и сплавов, относятся к особенностям динамического массопереноса. Желательно увеличение времени воздействия высокого давления. При этом энергетические затраты производственного процесса существенно возрастают.

Качественным доказательством существования эффекта сверхглубокого проникания (СГП) является появление новых структурных элементов в металлических преградах. Обычно в состав высокоскоростного сгустка микроударника вводили химические элементы, которые отсутствовали в исходном материале преграды [5]. В качестве примера можно рассмотреть взаимодействие железных преград со сгустками свинцовых микрочастиц. Также прошивка сгустками микрочастиц стальных заготовок позволяет увеличить интервал времени динамического воздействия. Использование таких частиц удобно с позиции контроля, которые, как правило, отсутствуют в исходной стали 110Г13Л.

Целью настоящей работы является изучение особенностей изменения структуры и твердости динамически легированной стали 110Г13Л в режиме СГП.

Изменения структуры и твердости стали 110Г13Л при динамическом легировании в режиме сверхглубокого проникания сгустками порошков карбида кремния и металла

Рассмотрим технологический вариант введения в режиме сверхглубокого проникания в образцы из стали 110Г13Л на глубину до 100 мм порошковых сгустков микрочастиц на основе карбида кремния. Использовали микроударники с размерами частиц менее 100 мкм. Карбид кремния SiC – твердый и легкий неметаллический материал. В качестве добавок в смеси на основе карбида кремния использовали металлические порошки никеля и олова.

Маркировка исследуемых образцов. Исходный образец № 1 – сталь 110Г13Л в литом виде. Образцы № 2 – сталь 110Г13Л с последующей динамической обработкой порошками SiC+Ni. Образец № 3 – сталь 110Г13Л с последующей динамической обработкой порошками SiC+Sn.

На рис. 1, а показана исходная литая сталь 110Г13Л, представляющая собой структуру аустенита с отдельными включениями карбидов. Структура стали 110Г13Л после литья и обработки смесью порошков SiC+Ni показана на рис. 1, б. На рисунке видно продольное сечение канала, сформированное

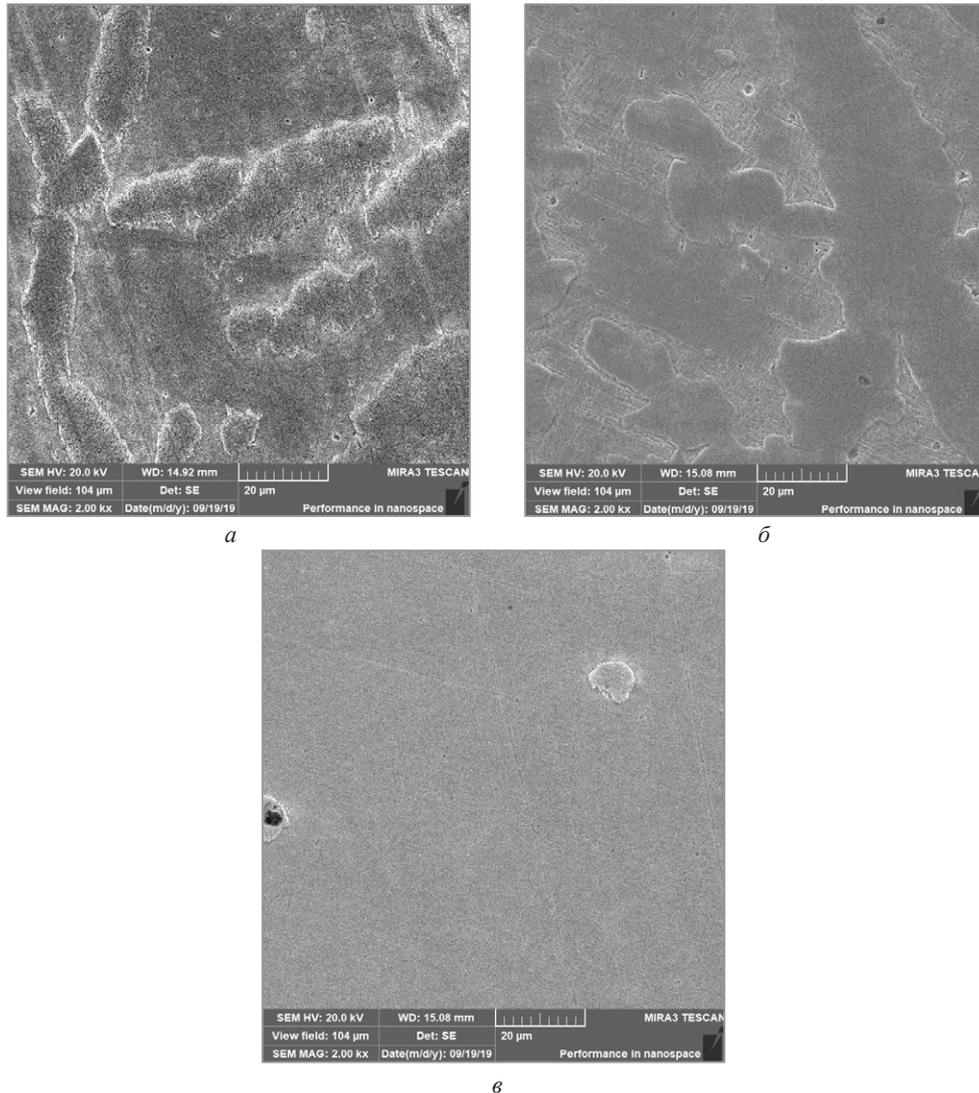


Рис. 1. Структура высокомарганцевистой литой стали 110Г13Л в исходном состоянии (*а*); после литья и прошивки смесью порошков SiC+Ni (*б*); после литья и прошивки смесью порошков SiC+Sn (*в*)

порошковым ударником. Структура сформировавшейся стали 110Г13Л после литья и обработки смесью порошков SiC+Sn показана на рис. 1, *в*, где видны поперечные сечения канальных элементов.

При элементном анализе структуры образца стали 110Г13Л после литья и прошивки смесью порошков SiC+Ni в структуре можно видеть остатки микроударников, например, микрочастицы карбида кремния (рис. 2).

На рис. 3, *а* показаны результаты качественного микроанализа химического состава образца исходной стали 110Г13Л (см. рис. 2, *а*), представленного на рис. 1, *а*, на рис. 3, *б* – образца стали, обработанного смесью порошков SiC+Ni (см. рис. 1, *б*), на рис. 3, *в* – образца стали, обработанного смесью порошков SiC+Sn (см. рис. 1, *в*). Микроанализ показал наличие маркерных легирующих элементов порошкового потока (Ni и Sn) в объеме обработанных в режиме СГП образцов стали.

Выполнена оценка изменения твердости образцов исследуемой стали после обработки сгустками порошковых микрочастиц в режиме сверхглубокого проникания. Измерение твердости проводили по методу Роквелла (ГОСТ 9013–59). В связи с этим использовали два варианта порошкового состава, которые отличались только тем, что никель (второй вариант) был заменен на олово (третий вариант). Было установлено, что твердость исходного материала (образец № 1) составляет по методу Роквелла 61–62 HRB или по методу Бринелля – 109–112 НВ. Для образца № 2 соответственно твердость – 78–80 HRB или 146–149 НВ, а для образца № 3 твердость – 76–77 HRB или 143–145 НВ. На основе сравнения изменений твердости 2-го и 1-го образцов установлено, что после динамической обработки достигнуто в среднем повышение HRB в 1,29 раза, а НВ – в среднем в 1,35 раза. При сравнении изменения параметров твердости по 3-му и 1-му варианту зафиксировано повышение HRB в 1,25 раз, а НВ – в 1,31 раза. Известно, что значение твердости по Бринеллю в первом приближении связано с прочностью

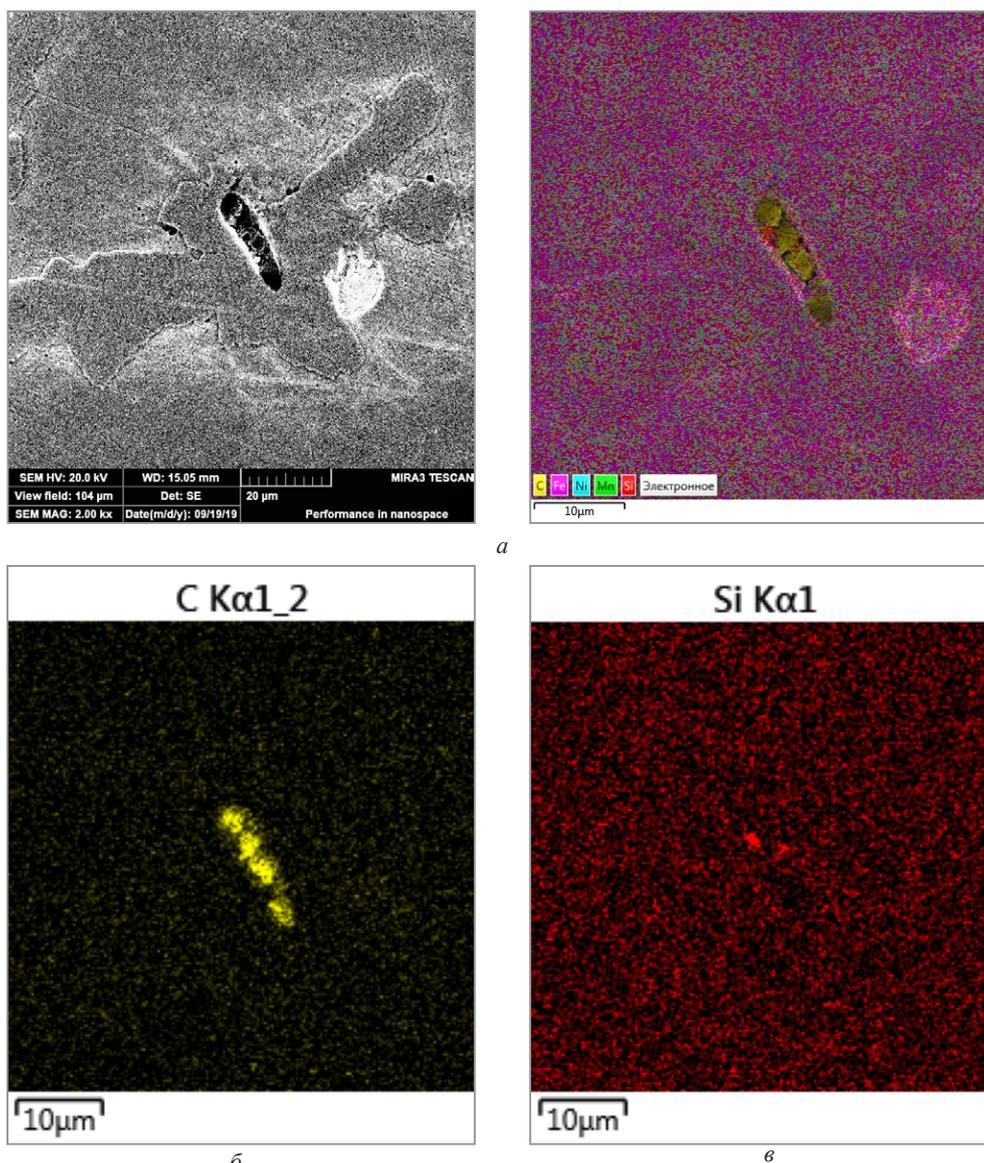


Рис. 2. Внедренная в сталь микрочастица карбида кремния (поэлементный анализ) (а); углерод (б); кремний (в)

зависимостью $HV/3$ ($\text{кгс}/\text{мм}^2$) [6]. Поэтому можно отметить определенный эффект упрочнения на обработанных образцах стали. В связи с этим использовали два варианта порошкового состава, которые отличались только тем, что никель (второй вариант) был заменен на олово (третий вариант). При прочих равных условиях наблюдалось уменьшение упрочнения стали 110Г13Л.

Оценим влияние термической обработки на изменение твердости динамически обрабатываемых образцов стали 110Г13Л. Режим термической обработки: нагрев – $650\text{ }^\circ\text{C}$, нагрев – $1100\text{ }^\circ\text{C}$, закалка – охлаждение в воде. Изменения твердости материалов в результате сверхглубокого проникания и термообработки незначительны и приведены в таблице. Из полученных экспериментальных результатов следует, что наиболее значимое изменение твердости образцов стали 110Г13Л достигается за счет их динамического легирования сгустками порошковых частиц, а не термической обработкой.

Объемное регулирование твердости динамически легированной стали 110Г13Л

Номер образца	Твердость образца № 1 после термообработки HRB	Твердость образца № 2 после термообработки HRB	Твердость образца № 3 после термообработки HRB
1	62,0	62,0	64,5
2	64,0	61,0	64,5
3	60,0	60,0	62,5
Среднее значение	62,0	61,0	63,8
Изменение твердости	Контрольная твердость	Разупрочнение 1,64%	Упрочнение 2,9%

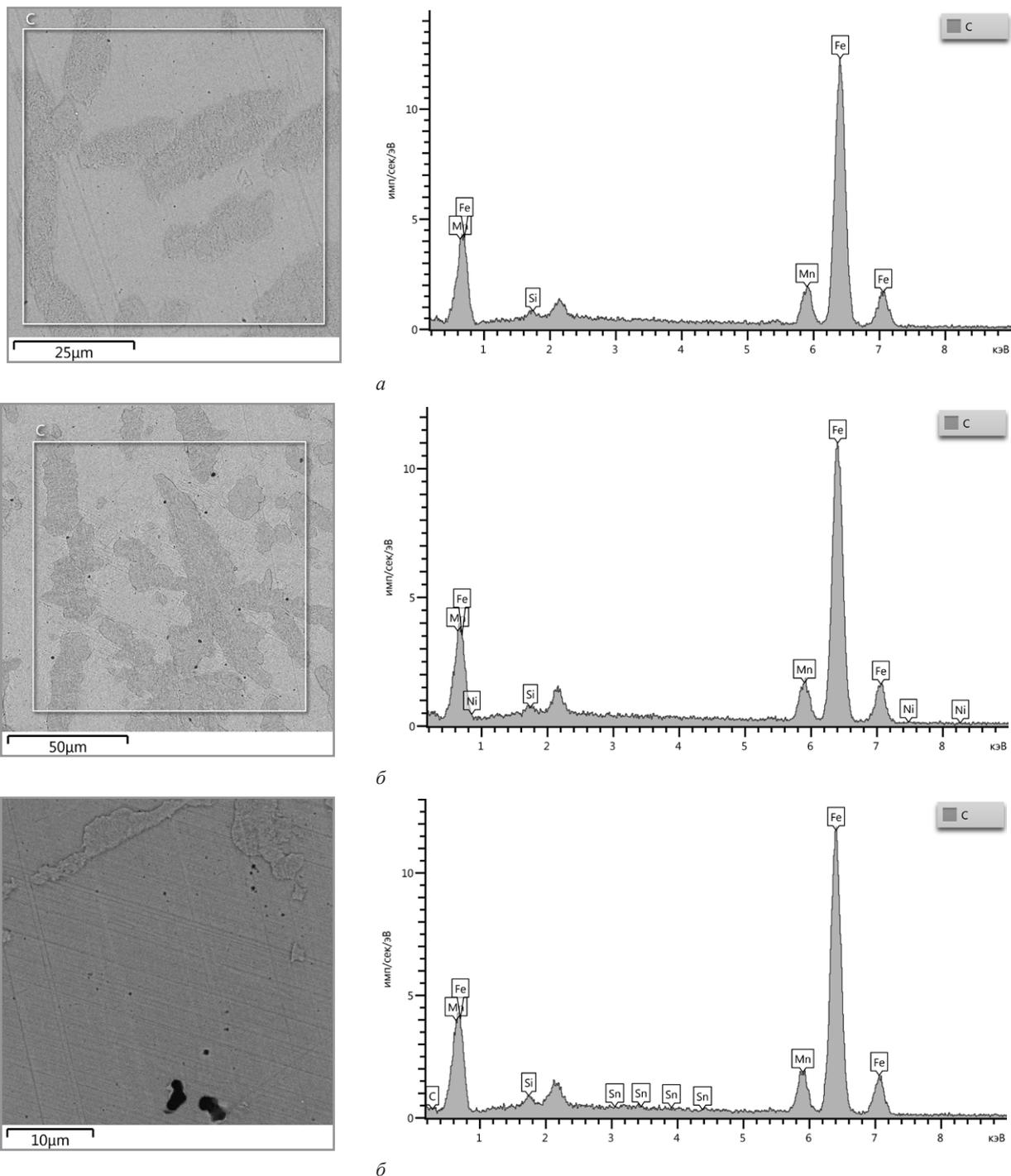


Рис. 3. Качественный микроанализ участков образцов стали 110Г13Л:
a – исходная сталь 110Г13Л; *б* – сталь 110Г13Л после обработки сгустками порошковой смеси SiC + Ni;
в – сталь 110Г13Л после обработки сгустками порошковой смеси SiC + Sn

Выводы

Установлено динамическое легирование высокомарганцевистой стали 110Г13Л материалом струи порошка при СГП.

Обработка литой марганцевистой стали 110Г13Л: исходная сталь – (образец № 1), в режиме сверхглубокого проникания сгустками микропорошков SiC + Ni (образец № 2) и SiC + Sn (образец № 3) и последующая термическая обработка позволяют изменять химический состав стали и механические свойства за счет ее преобразования в композиционный материал:

1) наиболее заметное изменение твердости образцов стали 110Г13Л достигается путем их прошивки сгустками порошковых частиц;

2) упрочнение (повышение твердости литой стали) отмечено после динамической обработки в режиме сверхглубокого проникания сгустками микропорошков SiC+Ni на 29%, сгустками микропорошков SiC+Sn – на 24,5%;

3) при одних и тех же условиях после термической обработки исходная литая сталь 110Г13Л упрочнение не получила; у динамически обработанных образцов сгустками микропорошков SiC+Ni (образец № 2) отмечено разупрочнение, SiC+Sn (образец № 3) – упрочнение.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Болобов В. И., Бошков В. С., Мишин В. И., Неструев А. А.** О влиянии режимов термомеханической обработки на износостойкость материалов быстроизнашиваемых элементов горно-обогатительного оборудования // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2017. № 1. С. 53–59.
2. **Kalinichenko A. S., Ovchinnikov V. I., Usherenko S. M., Yazdani-Cherati Javad F.** Improving properties of tool steels by method of dynamic alloying // Наука и техника. 2019. Т. 18. № 5. С. 369–379.
3. **Sobolev V. V., Baskevych O. S., Shyman L. M., Usherenko S. M.** Mechanism of thick metal walls penetration by high-speed microparticles // Науч. вест. нац. горного ун-та. 2016. № 6. С. 75–83.
4. **Owsik J., Jach K., Usherenko S. and other.** The physics of superdeep penetration phenomenon // Journal of Technical Physics, J. Tech. Phys. 2008. Т. 49. № 1. С. 25.
5. **Sobolev V. V., Usherenko S. M., Gubenko S. I.** Formation of chemical elements under combination of impact compression and bulk doping of microparticles // Material and exploitation problems in modern Materials Engineering. Czestochowa: Czestochowa university Technology, 2010. P. 135–147.
6. Термическая обработка в машиностроении: Справ. / Под ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштадта. М.: Машиностроение, 1980. 783 с.

REFERENCES

1. **Bolobov V. I., Boshkov V. S., Mishin V. I., Nestruev A. A.** O vlijanii rezhimov termomechanicheskoy obrabotki na iznosostojkost' materialov bystroiznashivaemyh jelementov gorno-obogatitel'nogo oborudovanija [About the influence of thermomechanical processing modes on the wear resistance of materials of quickly wearing elements of mining and processing equipment]. *Gornyj informacionno-analiticheskij bjulleten'* = *Mountain News and Analysis Bulletin*, 2017, no. 1, pp. 53–59.
2. **Kalinichenko A. S., Ovchinnikov V. I., Usherenko S. M., Javad F. Yazdani-Cherati** [Improving properties of tool steels by method of dynamic alloying.. Science and Technique]. *Nauka i tehnika = Science and technology*, 2019, no.5, vol.18, pp. 369–379.
3. **Sobolev V. V., Baskevych O. S., Shyman L. M., Usherenko S. M.** Mechanism of thick metal walls penetration by high-speed microparticles. *Nauchnyj vestnik Nacional'nogo gornogo universiteta = Scientific Bulletin of the National Mining University*, 2016, no. 6, pp. 5–83.
4. **Owsik J., Jach K., Usherenko S.** The physics of superdeep penetration phenomenon. *Journal of Technical Physics, J. Tech. Phys.*, 49, 1, 3–25, 2008. Polish Academy of Sciences, Institute of Fundamental Technological Research, Warszawa. Military University of Technology, Warszawa.
5. **Sobolev V. V., Usherenko S. M., Gubenko S. I.** Formation of chemical elements under combination of impact compression and bulk doping of microparticles. Czestochowa, Czestochowa university Technology Publ., 2010, pp. 135–147.
6. *Termicheskaja obrabotka v mashinostroenii* [Heat treatment in mechanical engineering]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1980, 783 p.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-75-80>
УДК 669.017:620.1; 669.017:620.1.05

Поступила 01.04.2020
Received 01.04.2020

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ МИКРОСКОПИЧЕСКОГО ИССЛЕДОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ

А. Г. АНИСОВИЧ, М. И. МАРКЕВИЧ, А. Н. МАЛЫШКО, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru.

В статье рассматривается сравнительное применение оптической и растровой микроскопии для неметаллических объектов и непроводящих поверхностей. Отмечается, что этот вопрос мало освещается в специальной литературе. Практически отсутствуют публикации, в которых было бы проведено сравнение и описание фотографий структуры материалов, полученных с помощью принципиально различных микроскопов, в частности, металлографических и растровых. Рассматриваются причины искажения изображения в растровом электронном микроскопе при исследовании диэлектриков. Приводятся сравнительные изображения оксидированной поверхности, тканей и натуральной кожи, полученные с использованием растровой и оптической микроскопии. Показаны преимущества оптической микроскопии при исследовании непроводящих поверхностей.

Ключевые слова. Микроскопия оптическая, микроскопия растровая, неметаллические объекты, темнопольная микроскопия, диэлектрические материалы.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Некоторые особенности микроскопического исследования неметаллических объектов / А. Г. Анисович, М. И. Маркевич, А. Н. Малышко // *Литье и металлургия*. 2020. № 2. С. 75–80. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-75-80>.

SOME PARTICULARITIES OF MICROSCOPIC INVESTIGATION OF NON-METALLIC OBJECTS

A. G. ANISOVICH, M. I. MARKEVICH, I. N. MALYSHKO, State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus», 10, Kuprevich Str., Minsk, Belarus. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru.

The article deals with the comparative application of optical and raster microscopy for non-metallic objects and non-conducting surfaces. It is noted that this issue is not covered much in the special literature. There are practically no publications that compare and describe photos of the structure of materials obtained using fundamentally different microscopes, in particular, metallographic and raster. The causes of image distortion in a raster electron microscope in the study of dielectrics are considered. Comparative images of the oxidized surface, fabrics and natural leather obtained using raster and optical microscopy are presented. The advantages of optical microscopy in the study of non-conducting surfaces are shown.

Keywords. Optical microscopy, raster microscopy, non-metallic objects, dark-field microscopy, dielectric materials.

For citation. Anisovich A. G., Markevich M. I., Malyshko A. N. Some particularities of microscopic investigation of non-metallic objects. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 75–80. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-75-80>.

Для получения адекватной информации об объекте исследования важен правильный выбор исследовательского оборудования. Этот вопрос мало освещается в специальной литературе. Как было отмечено в [1], практически отсутствуют публикации, в которых было бы проведено сравнение и описание фотографий структуры материалов, полученных с помощью принципиально различных микроскопов, в частности, металлографических и растровых.

Растровый электронный микроскоп привлекателен для большинства исследователей и технологов в силу большого увеличения; возможности локального определения химического состава; большой глубины резкости; упрощенного процесса пробоподготовки. Тем не менее, растровая микроскопия не может быть использована для определенных материалов.

Процесс формирования изображения в растровом электронном микроскопе отличается от процесса формирования изображения в оптическом микроскопе. В растровом микроскопе не существует

изображения, понимаемого в обычном смысле, и нет никаких лучей, идущих от объекта к изображению. Изображение является абстрактным построением, которое представляет собой подобие объекта. В современных растровых микроскопах сигналы развертки генерируются в цифровом виде с помощью схемы, управляемой компьютером, а также применяются плоские цифровые мониторы, у которых электронный луч отсутствует [2,3].

В растровой электронной микроскопии для формирования изображения используются вторичные и обратно-рассеянные электроны. Большая часть вторичных электронов выходит с глубины до 10 нм, следовательно, область генерации сигнала минимальна. Снимки, которые получены в режиме вторичных электронов, схожи с изображением в оптической микроскопии и упрощают интерпретацию полученных изображений. С поверхности образца вылетают те электроны, которые генерируются в приповерхностном слое. Поэтому эмиссия вторичных электронов очень чувствительна к морфологии поверхности. Кроме того, эмиссия вторичных электронов выше, когда электроны падают на образец под углом.

Обратно-рассеянные электроны несут информацию об относительно глубоких зонах образца, так как обладают более высокой энергией, чем вторичные электроны. Обратно-рассеянные электроны чувствительны к элементному составу образца.

Выход обратно-рассеянных электронов тем выше, чем больше атомный номер атомов, составляющих образец. На изображении в обратно-рассеянных электронах участок, состоящий из тяжелых элементов, выглядит ярче. Если на поверхности образца имеются тонкие чешуйки, выступы, то их края выглядят как яркие области с большей шириной, чем они имеют в действительности. Это явление называют краевым эффектом.

При изменении ускоряющего напряжения изменяется глубина проникновения первичных электронов. Чем выше ускоряющее напряжение, чем глубже проникновение. Если образец внутри структурирован, то изображение становится нечетким. Чем выше ускоряющее напряжение, тем больше проявляется краевой эффект.

Действительное разрешение растрового электронного микроскопа зависит от ускоряющего напряжения. Чем больше ускоряющее напряжение, тем выше разрешение; при ускоряющем напряжении в несколько киловольт разрешение ухудшается.

Особую сложность при исследовании в растровый микроскоп представляют диэлектрические материалы. При попадании электронного зонда на диэлектрик на его поверхности из-за отсутствия стекания заряда накапливаются поглощенные электроны. Накопление электронов приводит к появлению на поверхности образца заряженных областей, которые при последующем сканировании могут нерегулярным образом отклонять первичный пучок, приводя к серьезным искажениям изображения. Кроме того, наличие поверхностного заряда сильно изменяет вторичную электронную эмиссию. Эффект заряда зависит и от времени, так как поверхностный заряд часто накапливается до такой величины, при которой происходит разряд обычно вдоль некоторого проводящего пути по поверхности, после чего опять идет накопление заряда.

Поэтому для исследования морфологии поверхности диэлектриков применяют методику нанесения проводящего покрытия, когда термическим испарением в вакууме или катодным распылением на поверхность образца наносится тонкая проводящая пленка углерода или металла. В частности, используются пленки благородных металлов Au, Pt, Au-Pd, Pt-Pd толщиной до 10 нм. При сложной морфологии образца очень тонкое покрытие может приводить к зарядке из-за потери непрерывности покрывающего слоя. Другим эффективным методом, предотвращающим зарядку, является снижение ускоряющего напряжения. При низких напряжениях повреждение образца электронами пучка минимально, что важно для деликатных образцов.

Современные металлографические микроскопы, использующие различные методы оптического контрастирования [4], позволяют исследование структуры как металлических, так и неметаллических материалов, а также выявление различных артефактов на поверхности образцов [5].

В данной статье рассматривается сравнительное применение металлографического и растрового электронного микроскопов для исследования неметаллических объектов. Анализ проводили с использованием металлографического инвертированного микроскопа МИ-1 (производство «Оптоэлектронные системы», г. Минск), оснащенного средствами контрастирования изображения – темным полем и поляризационным контрастом; растрового электронного микроскопа MIRA 3 (Чехия) с системой микроанализаторов фирмы Oxford Instruments (Великобритания). Прибор позволяет одновременно исследовать морфологию поверхности материала, определить распределение химических элементов исследуемого образца, а также получить изображение объекта в широком диапазоне увеличений.

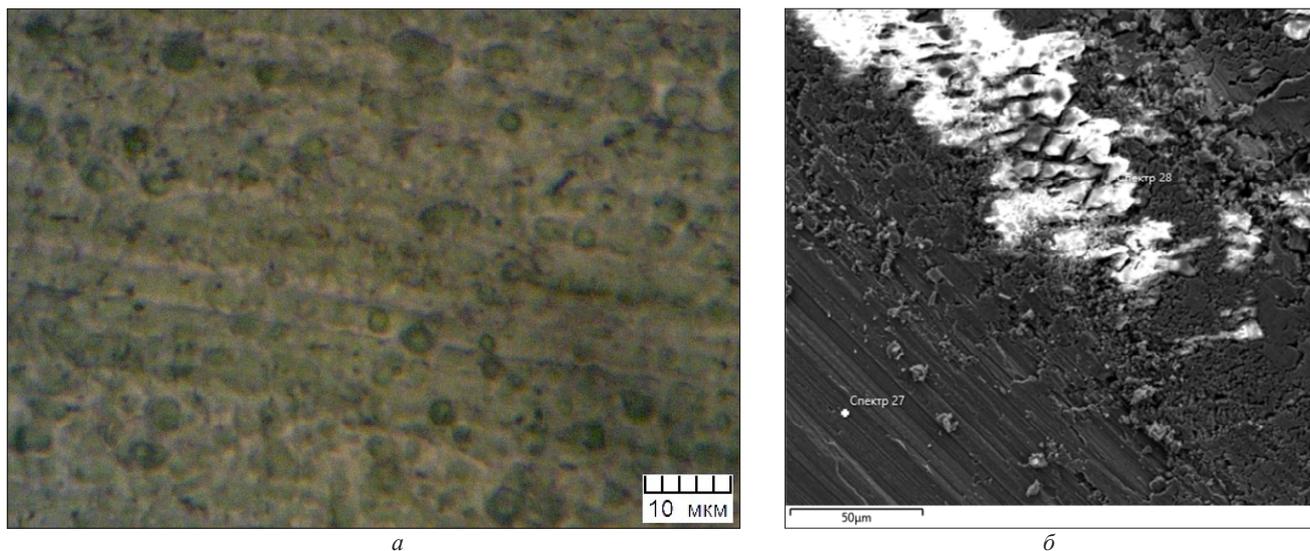


Рис. 1. Изображение поверхности оксидированного образца алюминия: *a* – оптическая микроскопия; *б* – растровая микроскопия (светлый участок – оксидированная поверхность, темный участок – поверхностный слой удален)

В качестве примера искажения изображения в растровом электронном микроскопе можно привести изображения поверхности оксидированного образца алюминия (рис. 1). При исследовании в оптическом микроскопе хорошо видна структура оксидирования (рис. 1, *a*) – характерные фигуры роста покрытия. При исследовании в растровом микроскопе свободная оксидированная поверхность представлена массивом белого цвета без структурных особенностей (рис. 1, *б*). На оксидированной поверхности помимо алюминия присутствуют кислород и сера (см. таблицу). При удалении оксидированного слоя на изображении хорошо проявляется морфология поверхности, в том числе со следами шлифовки; состав материала на этом участке – чистый алюминий (см. таблицу).

Химический состав оксидированного образца алюминия

Область анализа	Содержание элементов, %		
	O	Al	S
Поверхность	46,83	47,57	5,60
В объеме	0	100,0	0

Преимуществом использования оптической микроскопии является формирование цветного изображения, что бывает важно для анализа реализующихся процессов. На рис. 2 представлены изображения кевларовой ткани в зоне воздействия луча лазера. Растровая микроскопия (рис. 2, *a*) хорошо дает изображения волокон. В оптический микроскоп видна обугленная зона (рис. 2, *б*).

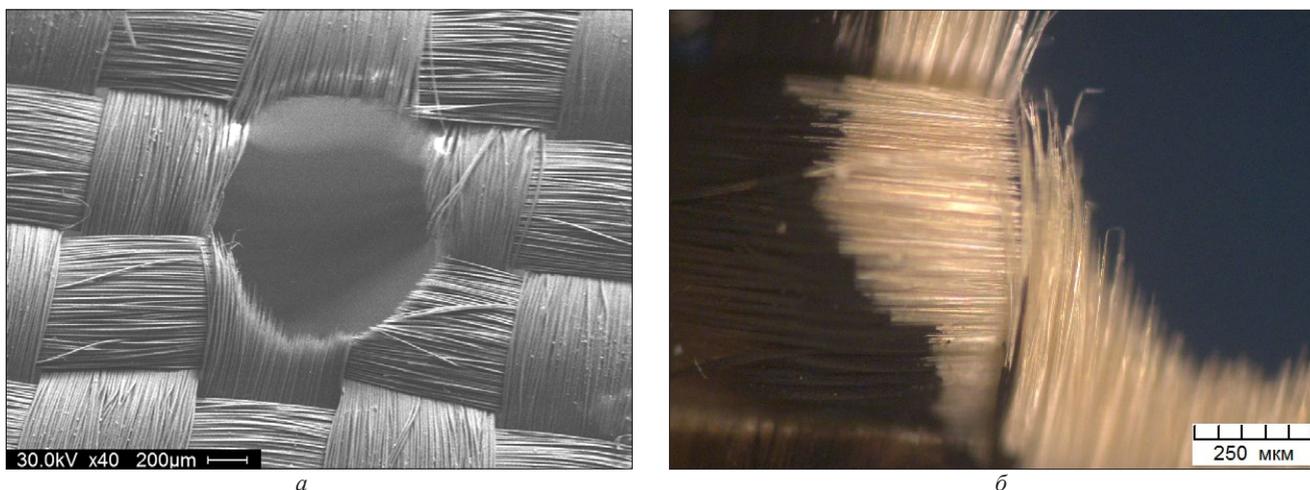


Рис. 2. Морфология поверхности кевларовой ткани в зоне воздействия луча лазера; *a* – растровая микроскопия; *б* – оптическая микроскопия; увеличения уравнены

Недостаток оптического микроскопа – малая глубина резкости. Изображение поверхности на рис. 1, *a* было получено в условиях светлопольного освещения поверхности образца (в методе светлопольного освещения луч света дважды проходит через оптическую систему объектива микроскопа, и поверхность образца освещается полным конусом света (рис. 3)). В данном случае в силу неразвитого рельефа поверхности в светлом поле было получено изображение удовлетворительного качества.

Повышение глубины резкости в оптической микроскопии достигается использованием метода темного поля [6]. Принцип освещения по методу темного поля состоит в том, что поверхность образца освещается наклонными лучами света. При этом свет направляется в пространство между корпусом объектива и собственно оптической системой (рис. 3), отражается от параболического зеркала и попадает на образец. Свет, отраженный поверхностью образца, проходит через оптическую систему объектива и далее в окуляр или видеокамеру. При этом освещены только неплоскостные участки образца. В частности, темнопольное изображение может быть успешно использовано для исследования поверхности дерева [7] (рис. 4). В темном поле сохраняется цвет окрашенных объектов [6].

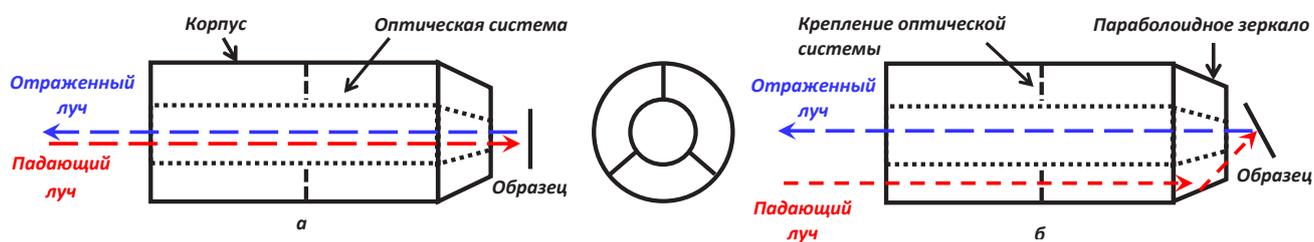


Рис. 3. Схема прохождения лучей света через объектив в режиме светлого (*a*) темного (*б*) поля

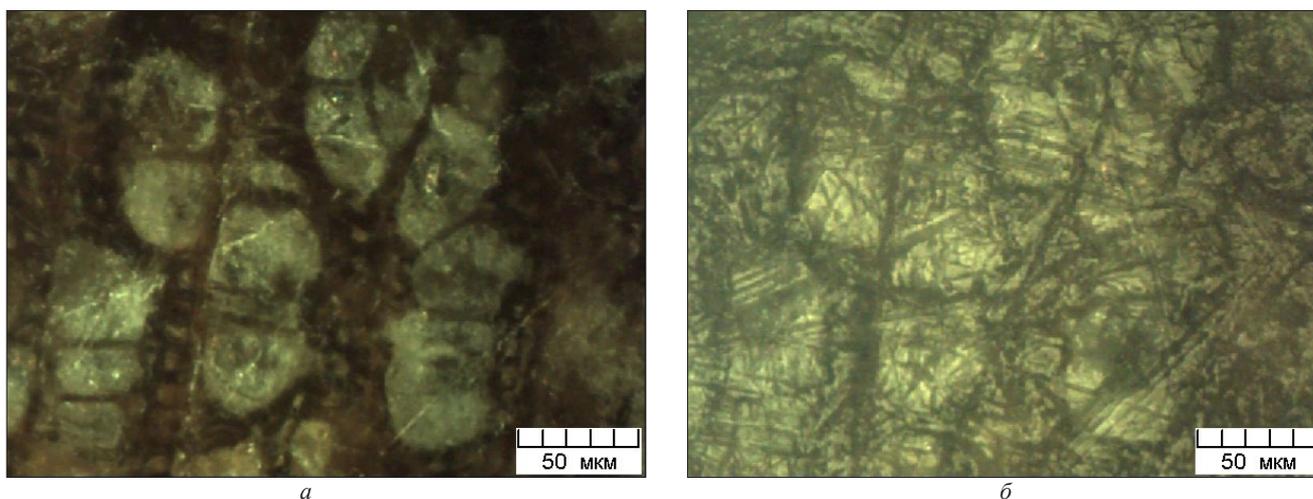
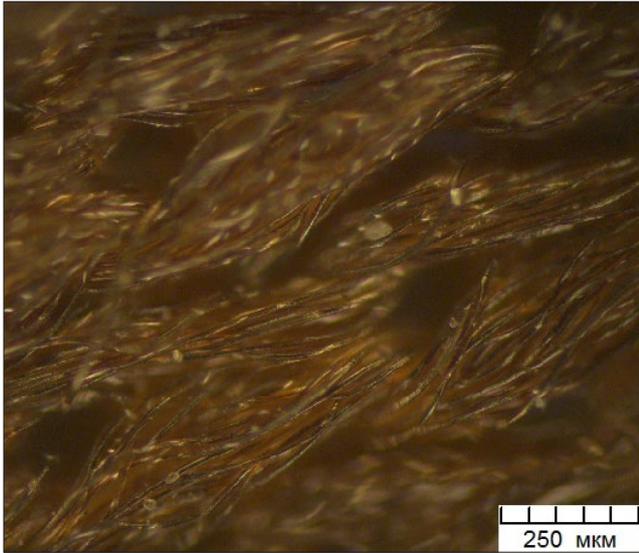


Рис. 4. Структура поверхности дерева (береза) в темном (*a*) и светлом (*б*) поле

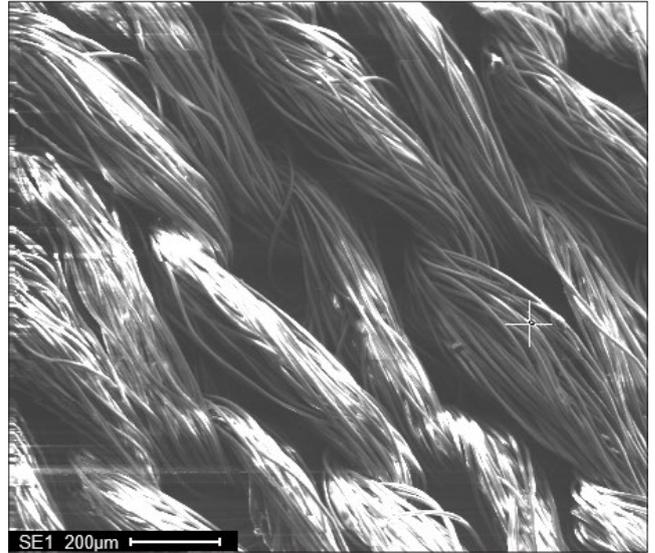
В частности, волокна ткани, покрытой углеродом, в темном поле видны в натуральном цвете (рис. 5, *a*). Растровый микроскоп дает более четкое изображение волокон, но изображение визуально не дает информации о наличии покрытия (рис. 5, *б*). Без покрытия изображение ткани в растровом микроскопе не может быть получено.

На рис. 6 показано сравнение зоны оплавления ткани с углеродным покрытием после лазерного воздействия. При оплавлении покрытие испаряется; зона оплавления в растровом микроскопе видна как бесструктурный участок белого цвета (рис. 6, *a*). При использовании оптической микроскопии в темном поле видна структура зоны оплавления (рис. 6, *б*) [8]. Применение поляризованного света позволяет повысить качество изображения в сравнении с темнопольным освещением (рис. 7).

Одним из распространенных биологических объектов исследования является натуральная кожа. На рис. 8 представлены фотографии кожи хромового дубления (производство Узбекистан) со следующими физико-химическими показателями: влажность – 52,4%; зола общая – 4,8%; жировые вещества – 3,2%;

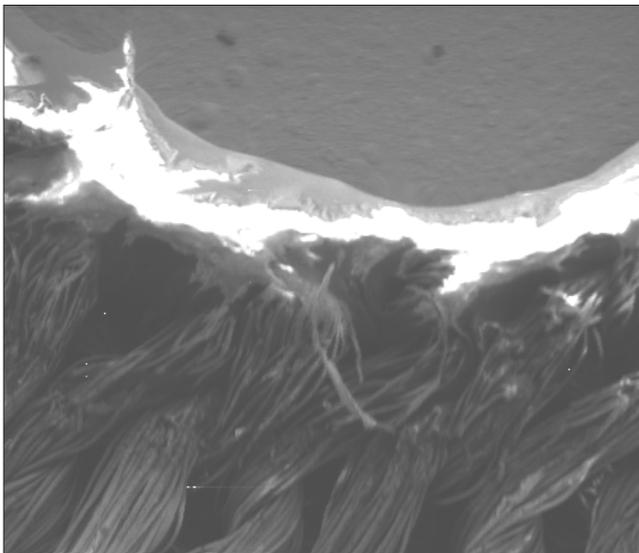


a

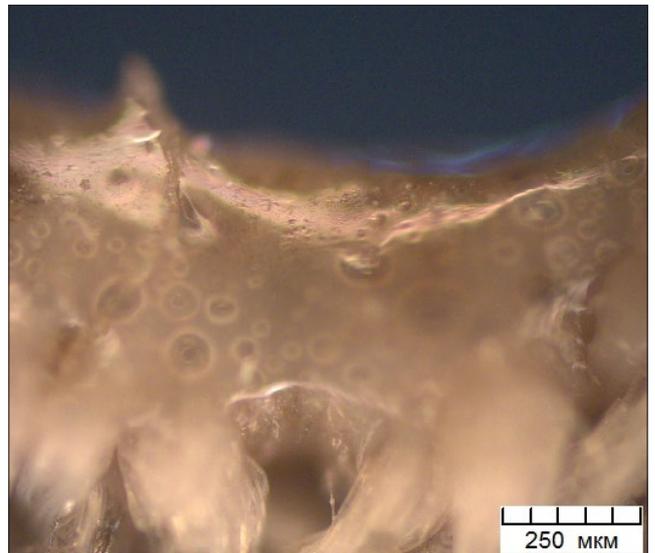


б

Рис. 5. Ткань с покрытием углеродом: *a* – оптическая микроскопия; *б* – растровая микроскопия.

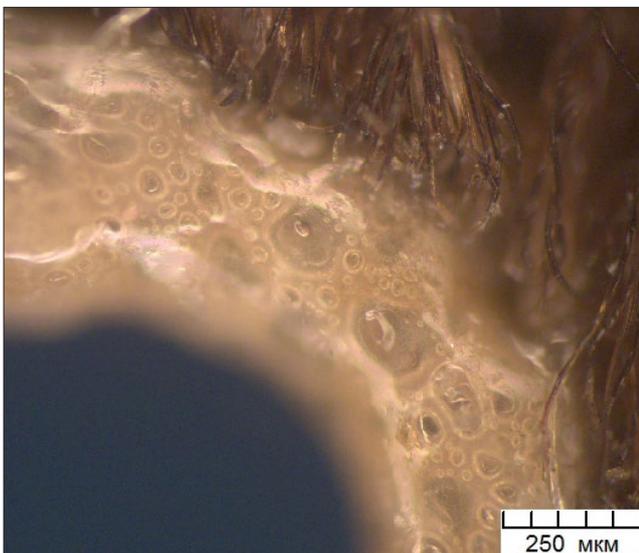


a



б

Рис. 6. Зона оплавления лавсановой ткани после воздействия лазера: *a* – растровая микроскопия; *б* – оптическая микроскопия



a



б

Рис. 7. Зона кипения: *a* – темное поле; *б* – поляризованный свет

гольевое вещество – 76,83%; оксид хрома – 5,2%; гидротермическая деструкция – 92,0°C. Растровое изображение не позволяет увидеть поверхность в деталях (рис. 8, а). При использовании оптической микроскопии хорошо просматриваются поры; возможно также определить их размер и расположение на поверхности в силу наличия достаточно большого поля зрения (рис. 8, б).

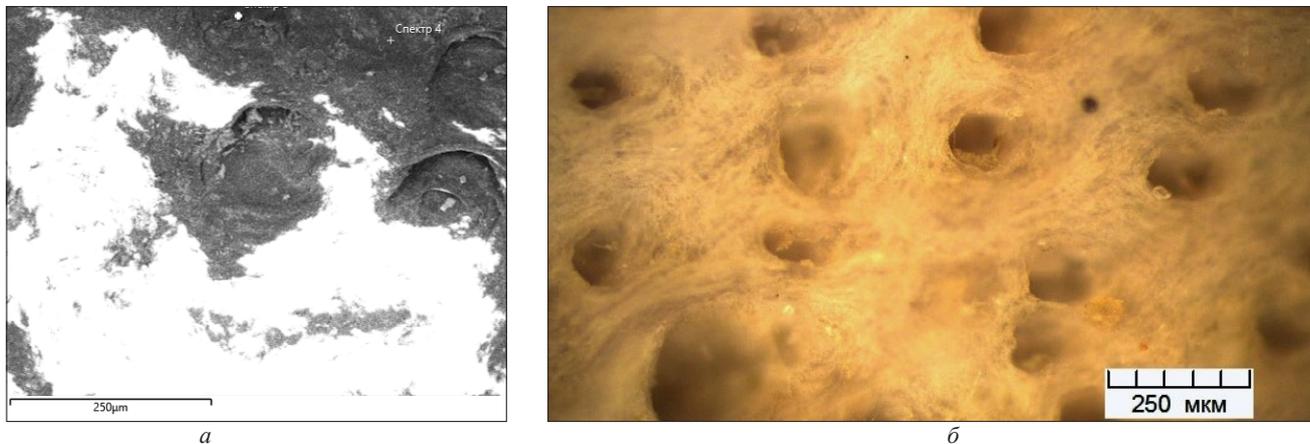


Рис. 8. Поверхность кожи: а – растровое изображение; б – оптическая микроскопия, темнопольное освещение

ЛИТЕРАТУРА

1. **Анисович, А.Г.** Выбор исследовательского оборудования для анализа структуры промышленных сплавов / А.Г. Анисович // *Литье и металлургия*. 2012. № 2. С. 146–151.
2. **Эгертон, Р.Ф.** Физические принципы электронной микроскопии / Р.Ф. Эгертон. М.: Техносфера, 2010. 304 с.
3. **Голдстейн, Дж., Ньюбери Д., Эчлин П., Джой Д., Фиори Ч., Лифшин Ф.** Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ: в 2-х кн. / Дж. Голдстейн, Д. Ньюбери, П. Эчлин, Д. Джой, Ч. Фиори, Ф. Лифшин / Пер. с англ. М.: Мир, 1984. 303 с.
4. **Анисович, А.Г.** Искусство металлографии: использование методов оптического контрастирования / А.Г. Анисович // *Вестці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн.навук*. 2016. № 1. С. 36–42.
5. **Анисович, А.Г.** Оптические эффекты при микроскопии металлов и неметаллических материалов / А.Г. Анисович // *Литье и металлургия*. 2017. № 4(89). С. 119–125.
6. **Анисович, А.Г., Румянцева И.Н.** Искусство металлографии: возможности использования темнопольной микроскопии для анализа структуры окрашенных объектов / А.Г. Анисович, И.Н. Румянцева // *Литье и металлургия*. 2015. № 2(79). С. 111–116.
7. **Анисович А.Г., Румянцева И.Н.** Применение металлографического анализа в исследовании объектов биологического происхождения // *Материалы Международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии»*. Витебск, 27–29 мая 2015. С. 114–116.
8. **Анисович, А.Г.** Воздействие лазерного излучения на лавсановую ткань, покрытую углеродом /Анисович А.Г. и [др.] // *Полимерные материалы и технологии*. 2020. № 1(6). С. 72–77.

REFERENCES

1. **Anisovich A. G.** Vybor issledovatel'skogo oborudovaniya dlja analiza struktury promyshlennyh splavov [The choice of research equipment for the analysis of the structure of industrial alloys]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 2, pp. 146-151.
2. **Jegerton R. F.** *Fizicheskie principy jelektronnoj mikroskopii* [Physical Principles of Electron Microscopy]. Moscow, Tehnosfera Publ., 2010, 304 p.
3. **Gouldstejn Dzh., N'juberi D., Jechlin P., Dzhoy D., Fiori Ch., Lifshin F.** *Rastrovaja jelektronnaja mikroskopija i rentgenovskij mikroanaliz* [Scanning electron microscopy and x-ray microanalysis]. Moscow, Mir Publ., 1984, 303 p.
4. **Anisovich A.G.** *Iskusstvo metallografii: ispol'zovanie metodov opticheskogo kontrastirovaniya* [The Art of Metallography: Using Optical Contrast Techniques]. *Vesci NAN Belarusi. Ser. fiz.-tjehn.navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus, Physical-Technical Series*, 2016, no.1, pp.36-42.
5. **Anisovich A. G.** *Opticheskie jeffekty pri mikroskopii metallov i nemetallicheskih materialov* [Optical effects in microscopy of metals and non-metallic materials]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2017, no. 4(89), pp. 119-125.
6. **Anisovich A. G., Rumjanceva I. N.** *Iskusstvo metallografii: vozmozhnosti ispol'zovaniya temnopol'noj mikroskopii dlja analiza struktury okrashennyh ob'ektov* [The art of metallography: the possibilities of using dark-field microscopy to analyze the structure of colored objects]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2(79), pp. 111-116.
7. **Anisovich A.G., Rumjanceva I.N.** *Primenenie metallograficheskogo analiza v issledovanii ob'ektov biologicheskogo proishozhdenija* [The use of metallographic analysis in the study of objects of biological origin.]. *Materialy Mezhdunarodnogo simpoziuma «Perspektivnye materialy i tehnologii»*, Vitebsk, 27-29 maja [Materials of the International Symposium «Advanced Materials and Technologies», Vitebsk, May 27-29]. 2015, pp.114-116.
8. **Anisovich A. G.** *Vozdejstvie lazernogo izlucheniya na lavsanovuju tkan', pokrytuju uglerodom* [The effect of laser radiation on the lavsan fabric coated with carbon]. *Polimernye materialy i tehnologii = Polymer materials and technologies*, 2020, no. 1(6), pp. 72-77.



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-81-89>
УДК 621.74

Поступила 21.04.2020
Received 21.04.2020

ОТНОСИТЕЛЬНОСТЬ: ХРОНОГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ НАБРОСКИ

И. О. САЗОНЕНКО, В. И. САЗОНЕНКО, г. Могилев, Беларусь. E-mail: sazonenko2@mail.ru

На основе простейших представлений рассмотрены вопросы релятивистской компактификации систем отсчета при относительном виртуальном движении, не локальности псевдосистем отсчета мировых констант и тезиса Шредингера о полноте общего и не полноте частного.

Ключевые слова. Системы отсчета, виртуальное движение, компактификации, не локальность, псевдосистем отсчета, мировые константы.

Для цитирования. Сазоненко, И. О. Относительность: хроногеометрические наброски / И. О. Сазоненко, В. И. Сазоненко // *Литье и металлургия*. 2020. № 2. С. 81–89. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-81-89>.

RELATIVITY: CHRONOEOMETRIC DRAWINGS

I. O. SAZONENKO, V. I. SAZONENKO, Mogilev, Belarus. E-mail: sazonenko2@mail.ru

Based on the simplest representations, questions of relativistic compactification of reference systems with relative virtual motion, non-locality of pseudo-reference frames of world constants and Schrödinger's thesis on the completeness of the general and incompleteness of the particular are considered.

Keywords. Reference systems, virtual motion, compactifications, non-locality, pseudo-reference systems, world constants.

For citation. Sazonenko I. O., Sazonenko V. I. Relativity: chronoeometric drawings. *Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 2, pp. 81–89. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-81-89>.

Если Вам доводилось читать знаменитую Эйнштейновскую работу 1905 г. «К электродинамике движущихся тел», возможно Вы обратили внимание на формулировку принципа относительности [1]: «*1. Законы, по которым изменяются состояния физических систем, не зависят от того, к которой из двух координатных систем, движущихся относительно друг друга равномерно и прямолинейно, эти изменения состояния относятся*». Дело в том, что этот принцип базируется на законе инерции Галилея-Ньютоновой механики, известном нам со школьной скамьи и звучащий следующим образом [2]: «*тело, достаточно удаленное от других тел, пребывает в состоянии покоя или равномерного прямолинейного движения*», т. е. по определению, этот закон охватывает больший спектр явлений.

Причина, по которой была «урезана» исходная формулировка закона инерции Галилея-Ньютона, с нашей точки зрения, вызвана чистым прагматизмом. В упоминаемой работе Альберт Эйнштейн для вывода преобразований Лоренца воспользовался монадным методом задания систем отсчета, отбросив из-за «неудобства» хроногеометрию. Напомним, что система отсчета, в которой происходит регистрация приходящих световых сигналов, получила название хроногеометрия. Соответственно случай, рассматривающий континуум наблюдателей, т. е. основанный на конгруэнции временно-подобных мировых линий, назван монадным методом [3].

Следуя духу хроногеометрии, вполне логично предположить, что некоторые эффекты частной теории относительности (ЧТО) имеют право на существование вне относительного движения, т. е. должны наблюдаться в неподвижных системах отсчета. В ЧТО (выражаясь терминами механики) присутствуют кинематические и динамические эффекты. К кинематическим эффектам можно отнести относительную одновременность и сокращение длины. В отличие от динамического эффекта, связанного с различием хода часов в неподвижной и движущейся системах отсчета (при последующей сверке часов выявляется «деформация» времени), они не сопровождаются какой-либо впоследствии

обнаруживаемой «деформацией». Вследствие этого эффекты относительной одновременности и сокращение длины должны рассматриваться и в неподвижной системе отсчета (рис. 1). На рис. 1, а показано, что для левого наблюдателя момент зажигания спички в точке А предшествует аналогичному событию в точке В (свет из этой точки доходит до него позже, чем из точки А). Правый наблюдатель видит противоположную последовательность событий. Соответственно средний утверждает, что события в А и В одновременные. Из рис. 1, б видно, что, рассматривая мерный отрезок под некоторым углом, его «видимость» в соответствии с законами проективной геометрии уменьшится, и он будет «выглядеть» короче, чем исходный не повернутый.

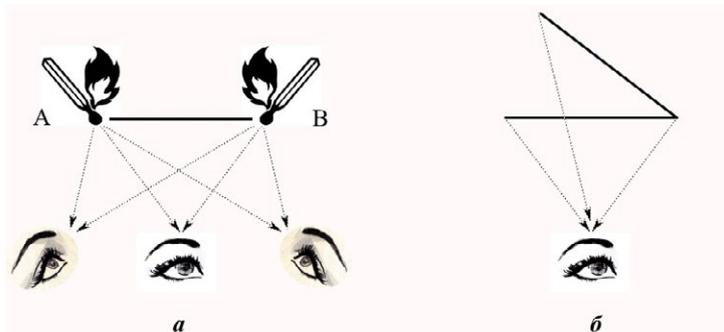


Рис. 1. Пример кинематических эффектов относительной одновременности событий и сокращения длины в неподвижной системе отсчета

(сюжет «Спички» с сайта <https://publicdomainvectors.org/en/burning>, сюжет «Глаз» с сайта <https://yandex.by/collections/card>)

Интуитивно, понятие относительной одновременности для состояния покоя вполне себе представимо. А вот лоренцево сокращение длины для состояния покоя в представленном выше виде вроде должно выглядеть как-то надуманно. Но, как ни странно, это не совсем так. Аналогичным образом в ЧТО объясняются возможные наблюдения метаморфоз движущегося куба [4] (рис. 2). Данное представление основано именно на восприятии наблюдателем движущегося куба как «повернутого» (правая часть рис. 2).

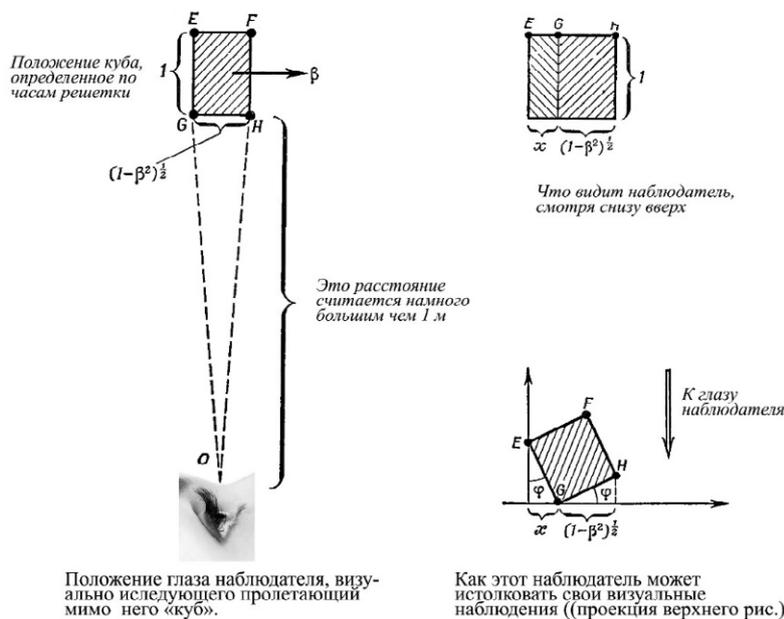


Рис. 2. Пояснения к наблюдению движущегося куба (сюжет из книги Э. Тэйлора и Дж. Уилера «Физика пространства-времени»)

Вернемся к правой части рис. 1 и рассмотрим его в более расширенной версии возможных наблюдений (рис. 3), где представлены случаи лоренцевого сокращения движущегося стержня, повернутый неподвижный стержень, а также удаленный стержень.

Сопоставление этих случаев между собой навело нас на следующее предположение. Если воспользоваться условием наблюдения в ящике Эйнштейна [2] – «не выглядывать из него», то три этих случая для наблюдателя будут эквивалентными.

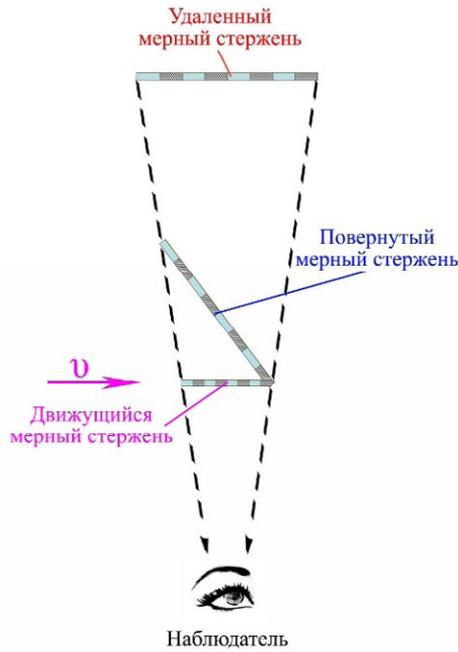


Рис. 3. Три случая наблюдения мерных стержней

В законе инерции Галилее-Ньютоновой механики основными понятиями являются понятия движения и покоя. В простейшем случае мы приписываем понятию движения такую характеристику, как скорость. Соответственно покою – скорость, равную нулю. Но величайшие умы человечества на этом не остановились и «изобрели» третий тип движения – виртуальный. Жозеф Луи Лагранж в своей аналитической механике [5] при рассмотрении тел в статическом равновесии использовал три принципа, один из которых является принципом виртуальных скоростей. Напомним его: «Под виртуальной скоростью следует понимать скорость, которую тело, находящееся в равновесии, готово принять в тот момент, когда равновесие нарушено, т.е. ту скорость, какую тело фактически получило бы в первое мгновение своего движения». В этом высказывании виртуальная скорость – это тенденция равновесия к движению. Ведь хотя в формулировке закона инерции присутствует условие: «тело, достаточно удаленное от других тел...», удалить тело само от себя и рассматривать его вне Вселенной невозможно. Все материальные тела, которые мы рассматриваем,

разве не являются результатом равновесия гравитационных, электромагнитных и ядерных сил, а Вселенная четырех известных сил? По сути принципа виртуальной скорости вся барионная материя (+ электроны) является случаем равновесия в условиях нарушения СР – инвариантности в далеком прошлом нашей Вселенной. И если вдруг из небытия возникнет «утраченная» антиматерия, «наша» материя «помчится» по Вселенной со скоростью света.

Возможно, именно по этой причине геометрия Минковского характеризуется вечным движением со скоростью света, если не в пространстве, так во времени. Ну и соответственно знаменитая Эйнштейновская $E = mc^2$. Еще вопрос – скорости света, разве она является свойством фотона? Согласно Джеймсу Кларку Максвеллу, скорость света определяется магнитной и диэлектрической проницаемостью среды: $C = 1 / \sqrt{\epsilon_0 \cdot \mu_0}$, т.е. в вакууме заключена скорость света.

Описание движущихся объектов в ЧТО при наличии четкого вектора относительного движения приводит к их «размерной анизотропии» вследствие лоренцевого сокращения. Но для барионной материи, в свете сказанного выше, виртуальное движение вряд ли предполагает возможность выделения какого-либо преимущественного направления, в этом смысле оно изотропно. Тогда системам отсчета с виртуальным относительным движением должны соответствовать эффекты, несколько отличные от таковых, которые наблюдаются в классических системах отсчета, рассматриваемых в ЧТО (с выделенным направлением относительного движения).

В замечательной книге [6] описывается сюжет, в котором Алисия наблюдает за своим отражением (Алисой) в стране за выпуклым зеркалом. На рис. 4 воспроизведена несколько видоизмененная ситуация такого наблюдения.

В нашем случае Алиса – вполне материальный объект. Она обитает в том же пространство-времени что и Алисия, но обладает по отношению к последней некоторой виртуальной скоростью. Вследствие относительного виртуального движения Алисия наблюдает не истинный размер Алисы, а ее уменьшенный облик. По сути, эта схема – трехмерный вариант наблюдения удаленного мерного стержня (см. рис. 3) и возможно подходящее описание компактификации систем отсчета при относительном виртуальном движении.

Рассмотрим нелокальное явление квантовой запутанности с использованием традиционных персонажей – Алисы и Боба (рис. 5). Алиса и Боб получают свои частицы (фотоны, запутанные по поляризации) после того, как они преодолели определенный путь до соответствующих детекторов нашей пары. Допустим, наши экспериментаторы и их оборудование, состоящие из барионной материи, движутся с виртуальной скоростью, равной скорости света относительно системы отсчета Запутанности. В таком случае Запутанность будет «рассматривать» барионную систему отсчета как бесконечно удаленную, т.е. «видеть» систему отсчета барионной материи как бесконечно малую по величине. С «точки зрения»

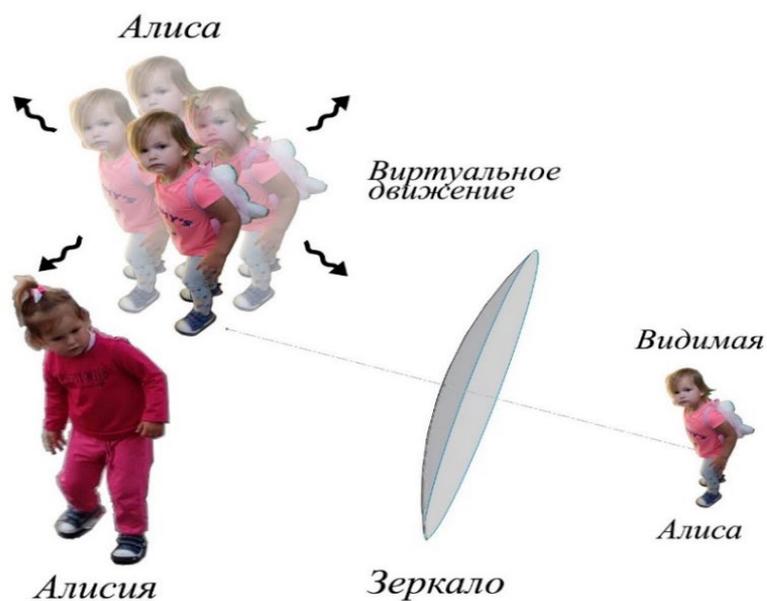


Рис. 4. Алисия и выпуклое зеркало
(сюжет из книги Климента Дьюрелла «Азбука теории относительности»)

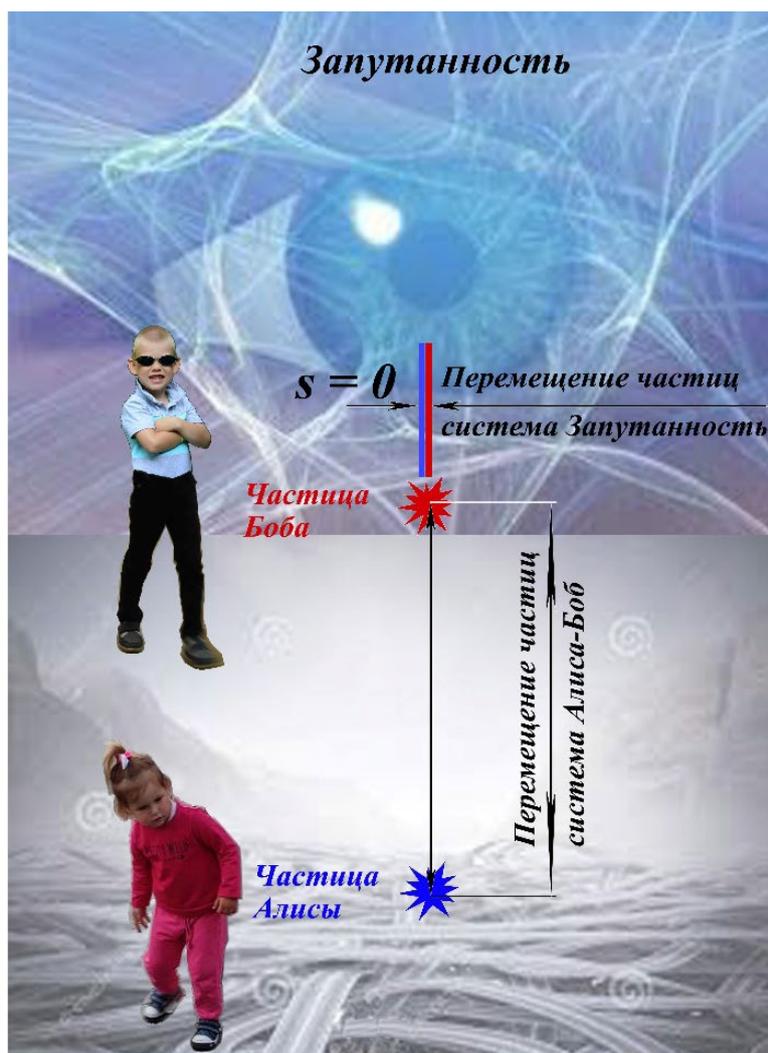


Рис. 5. Относительность перемещения частиц в системах отсчета Алиса-Боб и Запутанность
(сюжет Глаза с сайта <https://physicsforme.com/2011/04/30>,
сюжет Лабиринта с сайта <https://fr.dreamstime.com/photo-stock-confusion-image42416675>)

Запутанности не будет никакого перемещения частиц и соответственно не будет между ними какого-либо расстояния. Для квантовой Запутанности (в отличие от нас) возможно не существует проблем с коммуникацией между частицами Алисы и Боба.

Вернемся к триумвиату Алисия-Зеркало-Алиса (рис. 6). В данном случае для Алисии «видимость» Алисы будет то больше, то меньше в зависимости от того, находится Алиса в ближней или дальней зоне своей системе отсчета. Если несколько по-другому, то вероятность наблюдения Алисией – Алисы будет зависеть от того, в какой части своей системы отсчета последняя находится.

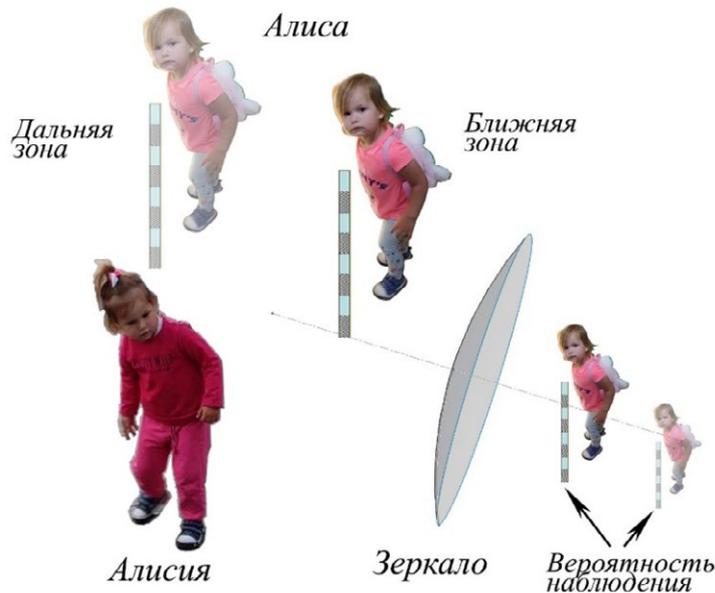


Рис. 6. Наблюдение Алисией дальней и ближней зон системы отсчета Алисы (сюжет из книги Климента Дьюрелла «Азбука теории относительности»)

Как тут не вспомнить Уильяма Блейка [7]:

В одном мгновенье видеть вечность,
Огромный мир – в зерне песка,
В единой горсти – бесконечность
И небо – в чашечке цветка.

В общем случае вопрос, что мы видим, когда наблюдаем Природу, очень любопытен. Основную массу информации человек получает с помощью зрения, т. е. с привлечением электромагнитного излучения. Но, согласно [8], мир для фотона стягивается в апекс движения и соответственно для ансамбля фотонов мир будет плоским. Возможно, что «глазами» фотонов (из системы отсчета светового наблюдателя, заданного монадным методом) мы видим в одном случае, когда скорость фотонов становится сопоставимой с нашей, т. е. в окрестностях черной дыры. Напомним, скорость света в гравитационном поле описывается формулой [1]:

$$c = c_0 \left(1 + \frac{\Phi}{c^2} \right),$$

где Φ – гравитационный потенциал (величина отрицательная); c_0 – скорость света в начале координат.

(Мы воспроизводим формулу из источника в том виде, в котором она существует на стр. 172).

Может быть по этой причине горизонт событий черной дыры представляется нам как «застывшая плоская картина»? Сразу же возникает интересный вопрос, а замедляется ли скорость распространения гравитационного взаимодействия в сильных гравитационных полях? Если нет, то возможно, воспользовавшись «гравитационным зрением», мы бы «увидели» черную дыру иначе?

То, какими методами мы изучаем Природу, можно характеризовать следующим высказыванием [9]: «Частицы и излучение не могут быть зарегистрированы непосредственно, а лишь через их взаимодействие с веществом». Но в последнее время ширится движение под лозунгом – не возмущай измерением. В связи с этим стоит вспомнить, что гравитация является самым слабым взаимодействием и, по своей

сути, является искривлением пространство-времени. Тогда некоторый интерес может представлять следующий мысленный эксперимент. Рассмотрим движущуюся произвольную частицу (имеющую массу покоя) в терминах значений ее квадрата амплитуды как вероятности и простейшей трактовки в представлении однострелочных часов Фейнмана [10] (рис. 7). В область, где квадрат амплитуды вероятности стремится к нулю, поместим три пробных гравитационных тела. При пролете мимо них нашей частицы представимы три следующих случая реакции пробных тел:

- пробные тела переместятся внутрь, в радиальном направлении к траектории движения частицы;
- пробные тела останутся на месте;
- пробные тела переместятся наружу, в радиальном направлении к траектории движения частицы.

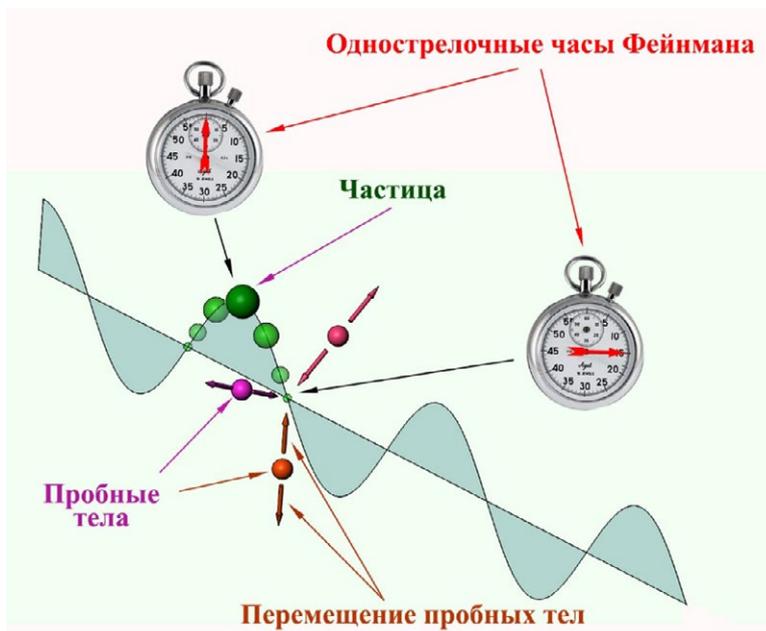


Рис. 7. Мысленный эксперимент с использованием гравитационных пробных тел

Если ничего сильно не усложнять, то первый вариант может соответствовать предположению, что поле Хигса, являясь скалярным, не обладает волновыми свойствами. Второй вариант. Неравенство Гейзенберга вида $\Delta E \cdot \Delta t \geq \hbar/2$, где ΔE – среднеквадратическое отклонение энергии, Δt – среднеквадратическое отклонение временного интервала. Принято трактовать его как возможность появления в вакууме энергии «из ничего» на время, соответствующее этому неравенству. Но мы не нашли в квантовой механике запрета на существование обратного процесса – энергия может исчезать «в ничто» на время, соответствующее этому неравенству. Тогда при выборе подходящих базисов (по терминологии физиков) на основе этого неравенства можно создать простейшую периодическую функцию вида \cos или \sin . Соответственно третий вариант, возможно – область существования интегралов по траекториям Фейнмана (см. рис. 6, мы видим, что Алиса находится либо перед Алисией, либо за ее спиной).

В квантовой механике существует тезис [11] – полное знание о системе не предполагает полного знания о ее составных частях. Предлагаем через призму наивной трактовки этого высказывания взглянуть на пару запутанных по поляризации фотонов с рис. 5. У Алисы есть два варианта при наблюдении фотонов с регистрацией их (допустим) по базису вертикальной поляризации. Она получит фотон с поляризацией вверх либо фотон с поляризацией вниз. Если обозначить измеренную поляризацию 1 и соответственно противоположенную 0, можно записать:

$$\begin{aligned} 1\uparrow + 0\downarrow &= 1 = \text{const}, \\ 0\uparrow + 1\downarrow &= 1 = \text{const}. \end{aligned}$$

Тогда правая часть равенств будет соответствовать полноте знаний о системе (мы знаем, что получим либо первый, либо второй результат). Левая часть – это неполнота знания о составных частях системы (мы не знаем какой именно в данный конкретный момент выпадет результат). В правой части мы выписали const в знак того, что полное знание не меняется (всегда const-a).

Посмотрим на все это под другим углом. По своей структуре ЧТО является локальной теорией. Но ведь это теория ОТНОСИТЕЛЬНОСТИ. Теория относительности локальна только в той степени и в той

мере, в которой мы ее рассматриваем с точки зрения локального наблюдателя. По сути, локальность в ней связана с тем фактом, что Номо *vigiläbö* (человек наблюдающий) воспринимает только изменения в окружающем мире, а ограничение скорости распространения любых изменений скоростью света и приводит к локальности. Если Номо *vigiläbö* не наблюдает каких-либо изменений, то и смысла в скорости света как фактора ограничения передачи сигналов нет. В условиях невозможности изменения чего-либо локальность существовать не может. В этом смысле мы живем в существенно нелокальном мире. Примеров вокруг множество: мировые константы – скорость света, гравитационная постоянная, постоянная тонкой структуры, постоянная Планка. Сюда же можно добавить тождественность и массу покоя элементарных частиц. И в этом же смысле у двух запутанных по поляризации фотонов ничего не меняется (у второго всегда противоположная поляризация). Сделаем очевидное допущение: мировые константы – это свойство вакуума. Но, согласно [12], вакуум не может служить системой отсчета. Тогда мировые константы необходимо рассматривать как псевдосистемы отсчета (континуумы одного значения?).

Вопрос – что есть траектория? озвучивал еще Эйнштейн [2]: «Я стою у окна равномерно движущегося вагона железной дороги и роняю на полотно дороги камень, не давая ему никакого толчка. Тогда я вижу (не принимая в расчет влияния, оказываемого сопротивлением воздуха), что камень падает прямолинейно. Пешеход, который наблюдает мое действие со своей тропинки, замечает, что камень падает на землю, описывая дугу параболы. Теперь я спрашиваю: где «в действительности» лежат «места», которые пробегает камень – на прямой или на параболе?». И это завораживающий своей красотой вопрос. Но вернемся к движению тел в общей теории относительности. Согласно теории, движение тел в искривленном пространстве-времени происходит по геодезическим. Тела искривляют ткань пространство-времени, а искривленное пространство-время формирует траекторию тела. Таким образом, траекторию движения тел определяет искривление пространство-времени. К этому добавим вопрос – как «удлинились» реликтовые фотоны? Разве их траектория не «растянулась» вместе с расширением Вселенной?

Суммируя все приведенное выше, мы неизбежно возвратимся к тривиальной мысли, что квантовая запутанность и волновые свойства – это не данность частицы, а свойство вакуума (пространство-времени?).

Другой вопрос – вопрос случая. В одной из публикаций [13] был показан пример совмещения области действительных значений неравенства Гейзенберга и области будущего в плоском представлении мировых событий в терминах геометрии Минковского. В нашей схеме (рис. 8) область действительных значений неравенства Гейзенберга представлена как совокупность кривых, соответствующих определенному моменту времени в будущем. Глядя в него (в будущее), мы будем наблюдать рост значения в левой части неравенства от величины $\hbar/2$ до значений, которые будут соответствовать уже классической неопределенности макротел: $\Delta p \cdot \Delta x \gg \hbar/2$, где Δp – среднеквадратическое отклонение импульса, Δx – среднеквадратическое отклонение координаты.

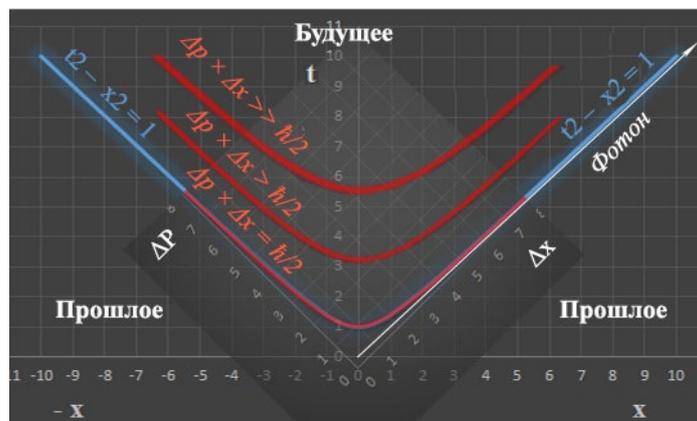


Рис. 8. Рост значения неопределенности в потенциальном будущем

Приведем пример с подбрасыванием монеты (рис. 9). Если ее подбрасывать не сильно, то она, сделав полоборота, постоянно будет падать на поверхность не случайным образом. В момент, когда мы подбрасываем ее сильнее, мы получаем (в будущем) значение в левой части неравенства Гейзенберга

величиной, достаточной для придания неопределенности в положении граней монеты. Одна из возможных трактовок, почему так происходит, проста. В каждом конкретном случае мы должны учитывать все события, находящиеся в конусе прошлого данного события. Таково требование принципа причинности [14].

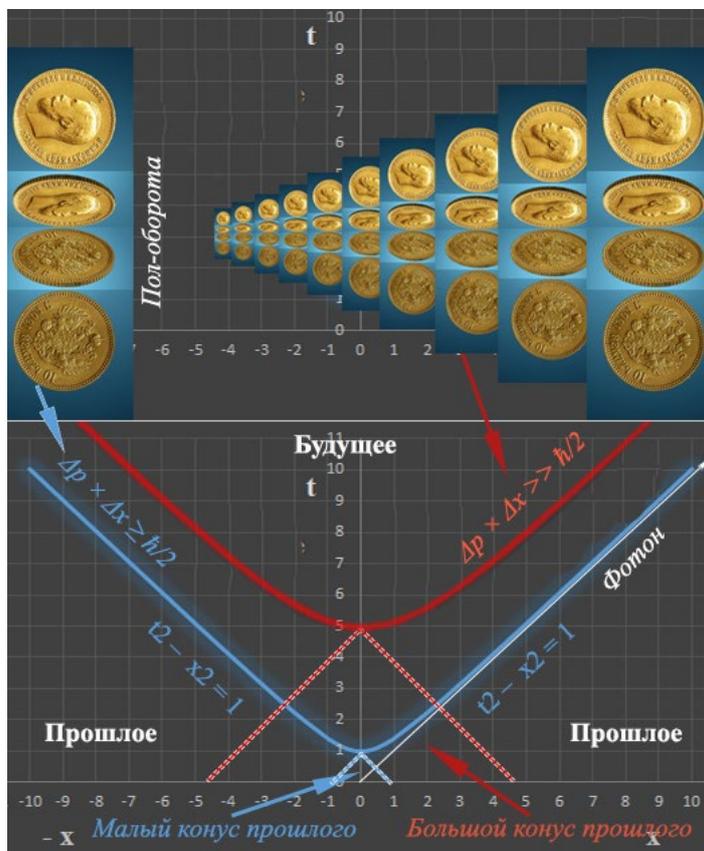


Рис. 9. Подбрасывание монеты (сюжет Монеты с сайта <https://egor-23.livejournal.com/581944.html>)

Но, естественно, может возникнуть вопрос о совмещении области действительных значений неравенства Гейзенберга и области будущего в геометрии Минковского. Ведь если посмотреть на график неравенства Гейзенберга (рис. 10), то вдоль оси абсцисс (в нашем случае) происходит рост значения Δx (среднеквадратическое отклонение координаты), а вдоль ординаты – значения Δp (среднеквадратическое отклонение импульса) и график получается несимметричный. На наш взгляд, эту несимметрию логично было бы трактовать с использованием понятия деформации Пуанкаре.

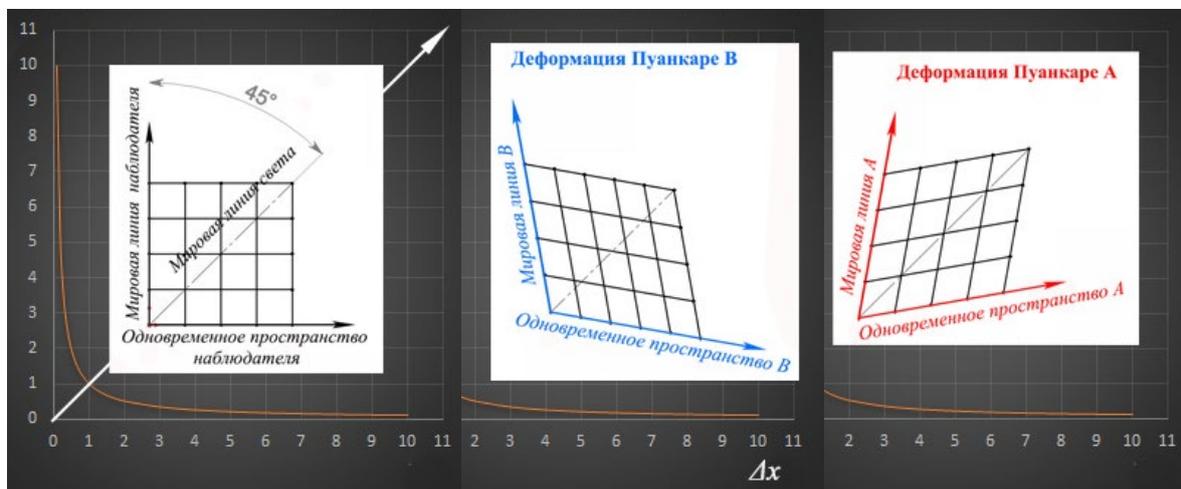


Рис. 10. Неравенство Гейзенберга и деформация Пуанкаре

P. S. Если рассматривать пример с подбросом монеты в свете изложенной выше наивной трактовки тезиса Шредингера о полноте общего и неполноте частного, различия при сопоставлении со случаем квантовой запутанностью фотонов мы не обнаружим.

$$1 \text{ (Орел)} \uparrow + 0 \text{ (Решка)} \downarrow = 1 = \text{const},$$

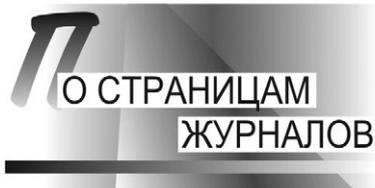
$$0 \text{ (Орел)} \uparrow + 1 \text{ (Решка)} \downarrow = 1 = \text{const}.$$

ЛИТЕРАТУРА

1. **Эйнштейн А.** Собрание научных трудов. Работы по теории относительности. 1905–1920. Т. 1 / Е. И. Тамма. М.: Наука, 1965. 702 с.
2. **Эйнштейн А.** О специальной и общей теории относительности. М.: Гос. изд-во, 1922. 80 с.
3. **Владимиров Ю. С.** Системы отсчета в теории гравитации. М.: Энергоиздат, 1982. 256 с.
4. **Тэйлор Э., Уилер Дж.** Физика пространства-времени / Пер. с англ. М.: Мир, 1971, 320 с.
5. **Лагранж Ж.** Аналитическая механика. Т. 1 / Пер. с франц. М.: Гос. изд. техн.-теор. лит., 1950, 594 с.
6. **Дьюрелл К.** Азбука теории относительности / Пер. с англ. М.: Мир, 1970, 154 с.
7. **Блейк У.** Избранное / Пер. с англ. М.: ОЛМА-ПРЕСС, 2000, 81 с.
8. **Полищук Р. Ф.** Современная картина мира. http://www.chronos.msu.ru/old/RREPORTS/polischuk_kartina.pdf
9. **Групен К.** Детекторы элементарных частиц: справ. изд. / Пер. с англ. М., 1999, 408 с.
10. **Фейнман Р.** КЭД – странная теория света и вещества / Пер. с англ. М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1988, 144 с.
11. **Schrödinger E.** The Present Status of Quantum Mechanics. <https://homepages.dias.ie/dorlas/Papers/QMSTATUS.pdf>
12. **Чернин А. Д.** Темная материя и всемирное антигравитационное // Успехи физ. наук. Т. 178. № 3. С. 267–300.
13. **Сазоненко И. О., Сазоненко В. И.** Частная теория относительности: взгляд стороннего наблюдателя // Литье и металлургия. 2019. № 4. С. 26–30.
14. **Шредингер Э.** Наука и гуманизм. Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика». 2001, 64 с.

REFERENCES

1. **Jejnshjtejn A.,** *Sobranie nauchnyh trudov. Raboty po teorii otositel'nosti* [Collection of scientific papers. Relativity Theory]. Moscow, Nauka Publ., 1965, 702 p.
2. **Эйнштейн А.** *O special'noj i obshhej teorii otositel'nosti* [On the special and general theory of relativity]. Moscow, Gosudarstvennoe izdatel'stvo Publ., 1922, 80 p.
3. **Vladimirov Ju. S.** *Sistemy otscheta v teorii gravitacii* [Reference systems in the theory of gravity]. Moscow, Jenergoizdat Publ., 1982, 256 p.
4. **Tjejlор Je., Uiler Dzh.** *Fizika prostranstva-vremeni* [Space-time physics]. Moscow, Mir Publ., 1971, 320 p.
5. **Lagranzh Zh.** *Analiticheskaja mehanika* [Analytical mechanics]. Moscow, Gosudarstvennoe izdanie tehniko-teoreticheskoy literatury Publ., 1950, 594 p.
6. **D'jurell K.** *Azbuka teorii otositel'nosti* [The ABC of Theory of Relativity]. Moscow, Mir Publ., 1970, 154p.
7. **Blejk U.** *Izbrannoe* [Favorites.]. Moscow, OLMA-PRESS Publ., 2000, 81 p.
8. http://www.chronos.msu.ru/old/RREPORTS/polischuk_kartina.pdf
9. **Grupen K.** *Detektory jelementarnyh chastic* [Particle detectors.]. Moscow, 1999, 408 p.
10. **Fejnman R.** *KJeD – strannaja teorija sveta i veshhestva* [QED – a strange theory of light and matter]. Moscow, Nauka Publ., 1988, 144 p.
11. <https://homepages.dias.ie/dorlas/Papers/QMSTATUS.pdf>
12. **Chernin A. D.** *Temnaja materija i vseмирное antitjagotenie* [Dark matter and worldwide anti-gravity]. *Uspehi fizicheskikh nauk = Advances in physical sciences*, no.3, vol.178, pp. 267–300.
13. **Sazonenko I. O., Sazonenko V. I.** *Chastnaja teorija otositel'nosti: vzgljad storonnego nabljudatelja* [Private relativity: the view of an outside observer]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2019, no.4, pp. 26–30.
14. **Shredinger Je.** *Nauka i gumanizm* [Science and humanism]. Izhevsk, NIC «Reguljarnaja i haoticheskaja dinamika» Publ., 2001, 64 p.



ПО СТРАНИЦАМ ЗАРУБЕЖНОЙ ПРЕССЫ

НОВЫЙ ПРЕЗИДЕНТ ВСЕМИРНОЙ ОРГАНИЗАЦИИ ЛИТЬЯ (ВОЛ)

Всемирная организация литья (ВОЛ) избрала нового президента. Господин Умур Денизчи возглавит организацию в 2020 и 2021 гг. Эта почетная роль позволит ему работать с командой секретариата ВОЛ (WFO), ее исполнительным советом и ассоциациями-членами WFO для дальнейшего развития организации в ближайшие годы. Он заменит уходящего президента Mark Fenyés (Фирма OMEGA Sinto).

Проработав в литейном производстве 48 лет, Умур Денизчи обладает богатым техническим, практическим и деловым опытом. Он является нынешним президентом Турецкой ассоциации литья TUDOKSAD и уже более десяти лет работает в исполнительном комитете WFO, что дает ему полное представление о мировом рынке. Имеет степень бакалавра, магистра в области металлургического машиностроения. В 1978 г. основал литейный завод Denizciler Dokumculuk.

Умур Денизчи активно участвовал в работе ВОЛ и стремится продолжать позитивное движение вперед. «Для меня большая честь быть избранным президентом ВОЛ и я рад, что члены организации верят в наши способности как исполнительного совета и секретариата. За последние пять лет мы претерпели ряд важных структурных изменений. У нас есть сильная команда секретариата с увеличенными ресурсами, и таким образом мы смогли развить наше присутствие в социальных сетях и общие коммуникационные способности.

Технический форум ВОЛ, Всемирный Конгресс по литью и глобальный саммит по литью ВОЛ являются нашими основными сетевыми инструментами для обмена технологическими и деловыми разработками. Отличная коммуникация с нашими ассоциациями – членами также дает нам возможность публиковать мировые производственные тенденции и новости о международном литейном секторе. Я с нетерпением жду продолжения наращивания наших стратегических планов, чтобы соответствовать ожиданиям отрасли,» – отметил в своем выступлении новый президент ВОЛ.

Источник: www.thewfo.com, январь 2020 г.

ПЕРЕНОС 74-го ВСЕМИРНОГО ЛИТЕЙНОГО КОНГРЕССА

Генеральный секретарь Всемирной литейной организации (WFO) д-р Эндрю Тернер и организационный комитет 74-го Всемирного литейного конгресса проинформировали:

В связи с нынешней пандемией COVID-19 с сожалением объявляем, что 74-й Всемирный литейный конгресс, который должен был состояться в октябре этого года в г. Бусане, Южная Корея, будет перенесен и должен состояться с 16 по 20 октября 2021 года в том же месте бывшей программы ВЕХТО в г. Бусан, Южная Корея.

Это решение было нелегко принять, но после получения рекомендаций и многочасового расследования и обсуждения Секретариат и руководители Оргкомитета полностью поддержали предлагаемое решение.

Подробная информация по организационным вопросам, пленарным докладам, приглашенным докладчикам, зарегистрированным сотрудникам, а также о политике подачи докладов, журналов, выставок, спонсорах и средствах массовой информации и т.д. может быть доступна в максимально короткое время после тщательного изучения деталей каждого элемента.

Спасибо всем вам за понимание и постоянную поддержку.

Источник: Всемирная организация литья, апрель 2020 г.

ИНТЕРВЬЮ ДИРЕКТОРА ФИРМЫ FOUNDRY-PLANET ДОКТОРА ТОМАСА ФРИЧА С МАКСОМ ШУМАХЕРОМ, УПРАВЛЯЮЩИМ ДИРЕКТОРОМ ФЕДЕРАЦИИ НЕМЕЦКОЙ ЛИТЕЙНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ (BDG), О ТЕКУЩЕМ СОСТОЯНИИ ДЕЛ ВО ВРЕМЯ ПАНДЕМИИ КОРОНАВИРУСА

Томас Фрич (Т. Ф): Недавно вы опросили своих членов о последствиях пандемии. Каковы ответы на эти вопросы?

Макс Шумахер (М. Ш): Прежде всего, я хотел бы отметить, что мы поддерживаем меры по борьбе с пандемией. У нас есть много советов из личных бесед с участниками двух опросов. Мы спросили, ощущают ли компании какие-либо последствия в ходе своей деятельности. Три недели назад 76% опрошенных сказали «Да», а сейчас – 96%. Иными словами, кризис сейчас ударил по центру нашей литейной промышленности. Несогласованное закрытие многих производств является огромной проблемой, принося с собой множество проблем.

Т. Ф: В чем именно заключаются проблемы немецкой литейной промышленности?

М. Ш: Ограничения на деловые поездки очевидны. Клиенты остаются в стороне и больше не приходят в компании, есть трудности с продажами и неудачи поставщиков. Сотрудники выбывают, иногда производство приходится закрывать и не только из-за ситуации с пандемией. Опрос показывает, что около 70% литейных заводов в настоящее время закрыты и мы видим растущий дефицит ликвидности. Это самая насущная проблема, которую необходимо решить.

Т. Ф: Что означает это обесценивание активов для компаний?

М. Ш: очень значительное увеличение числа увольнений. В нашем первом опросе доля литейных заводов, которые уже работали сокращенные часы или провели увольнения, составляла около половины всех компаний. За последние три недели ситуация значительно ухудшилась. Сейчас почти 90 процентов всех компаний имеют увольнения.

Т. Ф: Как вы оцениваете меры, принятые федеральным правительством для смягчения коронавирусного кризиса?

М. Ш: Надо сказать, что этот кризис очень динамичен и можно твердо заявить, что федеральное правительство также очень хорошо осведомлено об этом факте. Федеральное правительство очень быстро приняло правильные меры, дав понять, насколько это серьезно. Крайне важно, чтобы политики предлагали государственную помощь в небюрократической форме и как можно более своевременно. Коррекция рисков ответственности также хорошо обеспечивается: 100%-ное принятие рисков банком KfW (*Государственный банк развития Германии основан в 1948 г. для выполнения плана Маршалла – пер.*) при предоставлении кредитов является очень важным краеугольным камнем помощи отрасли. Еще предстоит выяснить, является ли эта мера, ограничивающаяся средними компаниями с численностью сотрудников до 250 человек и гарантирующая погашение кредита, последней мерой. Экономический кризис, вызванный пандемией, не закончится через несколько недель, он будет с нами гораздо дольше.

Т. Ф: Что могли бы сделать литейные заводы сейчас, чтобы быть хорошо подготовленными после эпидемии?

М. Ш: Пока еще слишком рано давать прогноз. Мы видим некоторые позитивные моменты в нашем нынешнем опросе.

Пример: мы спросили наши литейные фирмы, могут ли они быстро найти альтернативы в случае возникновения узких мест в поставках. В нашем втором опросе гораздо больше компаний подтвердили это, чем три недели назад. Это означает: наши предприниматели предпринимают действия, подвергают критике свои собственные цепочки, мыслят нестандартно. Речь идет о смене поставщиков, а также об альтернативах в производстве. Чрезвычайная кризисная ситуация требует гибкости от всех участников в решении проблем, что, кстати, также влияет на нас как на ассоциацию. На данный момент очень важно получить от заказчиков надежные обязательства по срокам поставки, и мы надеемся, что условия будут адаптированы к существенно изменившимся обстоятельствам.

Т. Ф: Что вы делаете для отрасли в условиях нынешнего кризиса?

М. Ш: Центральный посыл нашей миссии заключается в следующем: мы создаем пространство для литейного производства. Мы помогаем компаниям, мы вместе с ними. Для того чтобы дать конкретные ответы, мы исследовали и составили современные информационные пакеты по актуальным для компании предметным областям, мы называем их «аварийными наборами». Мы остаемся близкими к компаниям, не в последнюю очередь благодаря опросам. Следует упомянуть, что мы, как представители интересов литейных фирм, вносим позиции литейщиков в политическую дискуссию.

Т. Ф: Наконец, если вы сможете взглянуть на ситуацию еще раз: что будет происходить после кризиса?

М. Ш: Давайте еще раз поговорим об этом через несколько месяцев, когда острый кризис закончится.

Ключевые вопросы: цепочки поставок, рассматриваются ли национальные и региональные компании как ценные вторые источники? Это также относится к вопросам, которые могут вернуться на повестку дня в ближайшие месяцы. Будет ли это сделано путем доплат за понесенные потери или иным образом, безусловно, является важным вопросом и обсуждается с большой ответственностью со всех сторон. Варианты оказания помощи должны быть тщательно изучены и обсуждены. И прямо сейчас нам также нужен сценарий того, как будет развиваться общественная жизнь в самом ближайшем будущем. Только так мы сможем построить новый горизонт для себя и наших сотрудников и задуматься о старой силе литейной промышленности: инновационном потенциале и адаптивности.

Источник: Foundry Planet, апрель 2020 г.

ФИРМА MAN ОСТАНОВИЛА ПРОИЗВОДСТВО В СЕРЕДИНЕ МАРТА, ЧТОБЫ ЗАЩИТИТЬ СВОИХ СОТРУДНИКОВ. ЗАВОДЫ ВОЗОБНОВЛЯЮТ РАБОТУ С УЧЕТОМ КОНЦЕПЦИИ БЕЗОПАСНОСТИ

После остановки производства примерно на шесть недель заводы MAN Truck & Bus постепенно возобновляют производство на сокращенной мощности, начиная с 27 апреля 2020 года. Защита здоровья сотрудников имеет первостепенное значение, так что масштабные меры были реализованы в соответствии с детальным планом. К ним относятся, в частности, обеспечение более широкого расстояния между сотрудниками, изменение маршрута движения и, при необходимости, внедрение защитного снаряжения, а также обучение и инструктаж сотрудников.

«В последние недели команда антикризисного управления интенсивно работает над условиями, при которых наши заводы могут быть перезапущены. Среди ключевых проблем – надежные поставки запчастей нашими поставщиками, а также организация собственных рабочих процессов по защите наших коллег, а также меры по стимулированию спроса на коммерческие автомобили», – резюмирует Йоахим Дреес, генеральный директор MAN Truck & Bus SE. «Наши поставщики приезжают из всех стран ЕС, поэтому мы просим политиков поддержать нас с помощью скоординированного подхода на уровне ЕС для повторного выхода на рынок».

«Я с уважением отношусь к тем, кто был или останется на сокращенной работе, а также к тем, кто занимал и будет продолжать занимать должности в FlexWork (*гибкий режим работы – пер.*). Большое спасибо также всем, кто вызвался работать добровольно», – говорит Саки Стимониарис, председатель Совета Рабочих групп. «Наши люди – это сообщество с живыми ценностями. Мы держимся вместе и теперь будем снова решать эту задачу вместе, чтобы выйти из этой ситуации более сильными».

Некоторые сотрудники как на производстве, так и в администрации будут продолжать работать в течение короткого периода времени или будут использовать существующие гибкие условия рабочего времени и работать из дома, где это возможно. Возвращение на работу будет проходить поэтапно в соответствии с концепцией безопасности. MAN Truck & Bus продолжит поддерживать сервисную сеть для своих брендов MAN и NEOPLAN, чтобы работали аварийные транспортные средства, цепочки поставок и местный общественный транспорт. Это относится как к собственным сервисным компаниям MAN, так и к компаниям-партнерам MAN Truck & Bus.

Источник: Foundry Planet, апрель 2020 г.

НОВОЕ ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО В СЕВЕРНОЙ МАКЕДОНИИ

Литейный завод Крэнфилда 11 декабря 2019 года отпраздновал торжественное открытие недавно построенного объекта в городе Пробиштип, Республика Северная Македония. Это самый большой чугунолитейный завод, который был построен в этой стране.

До открытия была успешно проведена первая тестовая отливка чугуна на новом литейном заводе площадью 8000 м², чтобы убедиться, что все системы функционируют должным образом. За это время печи были загружены и расплавленное сырье впервые было вылито в форму. Все системы работали так, как и ожидалось.

Завод производит отливки из серого и ковкого чугуна по технологии greensand (зеленый песок) и использует:

- горизонтальную линию фирмы DISA с размером пресс-формы 810 x 810 x 700 мм;
- две индукционные печи фирмы АВР с плавильной мощностью 5 т каждая.

Общая мощность завода Крэнфилда составляет примерно 13 000 т в год. Рядом с литейным цехом построена подстанция 110/20 кВ и линия электропередачи протяженностью 1,7 км.

«Первая заливка и торжественное открытие литейного завода Cranfield – это результат объединения усилий нашей сильной местной команды в Северной Македонии, мировых экспертов по литейному производству, наших поставщиков, а также местных и национальных правительственных чиновников, поддерживающих эти инвестиции», – сказал главный исполнительный директор компании Дариуш Дзюба.

«Ввод в эксплуатацию установки в Probishtip позволит нам в будущем производить самые качественные отливки из серого и ковкого чугуна для наших клиентов. Благодаря этому литейному цеху, расположенному в центральной части Балкан, мы сейчас находимся в наилучшем положении, чтобы обслуживать наших клиентов на быстрорастущих рынках Европы и Ближнего Востока наиболее эффективным способом.»

Источник: www.cfoundry.com, март 2020 г.

Первую заливку можно посмотреть по адресу: www.youtube.com/watch?v=ggAGqOPM634

ВАЖНОЕ ПАРТНЕРСТВО МЕЖДУ ЕВРОПЕЙСКИМИ И ЮЖНОАФРИКАНСКИМИ КОМПАНИЯМИ

Новый год в компании O. M. LER srl (Италия) начался с оптимизмом благодаря подписанию важного агентского соглашения между компанией и южноафриканским предприятием Globen Engineering Services and Supplies.

В конце ноября 2019 года южноафриканская компания обязалась вывести на рынок и продать пневматический выбивной молот для стержней производства фирмы O. M. LER литейным заводам в своем регионе. Этот молот обычно используется для удаления песчаной сердцевины из чугунных, алюминиевых и стальных литейных отливок, в частности из цилиндрических головок и блоков двигателей. «Мы очень много работали, чтобы достичь этого важного партнерства в прошлом году, и мы уверены, что хорошие результаты будут наградой за наши усилия и усилия нашего партнера», – сказал менеджер по экспортным продажам O. M. LER.

Хотя пневматический молот часто используется в автомобильной промышленности, он также актуален и для других отраслей. Таким образом, фирма O. M. LER srl стала членом Европейской федерации инвестиционных кастеров (EICF) EICF-это федерация, которая объединяет заводы литья по выплавляемым моделям и их поставщиков. Быть его членом – прекрасная возможность узнать и быть известным на рынке литейных заводов, которые используют процесс литья по выплавляемым моделям.

Источник www.omlersrl.com, 20 апреля 2020 г.

НАДЕЖНЫЕ ПАРТНЕРЫ: КУКА ВЫИГРЫВАЕТ КРУПНЫЙ ЗАКАЗ ОТ НЕМЕЦКОГО ПРОИЗВОДИТЕЛЯ АВТОМОБИЛЕЙ НА 5000 РОБОТОВ

Аугсбургское отделение фирмы KUKA, специализирующееся на производстве роботов, и мюнхенская автомобильная компания BMW AG подписали рамочное соглашение о поставке около 5000 роботов для новых производственных линий и заводов.

Промышленные роботы KUKA будут использоваться по всему миру на международных производственных площадках концерна BMW для производства моделей автомобилей текущего и будущих поколений. Различные модели роботов от KUKA будут использоваться в основном в производстве body-in-white и других технологиях.

Инновационные продукты из производственного портфеля фирмы KUKA

Поставки также включают и другие инновационные продукты из производственного портфеля KUKA, такие, как линейные блоки KUKA, которые значительно увеличивают рабочее пространство робота. Они управляются тем же контроллером, что и робот. Это позволяет им быть интегрированными в рабочие цепочки без необходимости дополнительного оборудования. Пакеты энергоснабжения, разработанные компанией KUKA, также включены в объем поставок.

«Благодаря своему опыту, компания KUKA является давним и опытным партнером автомобильной промышленности. Более чем 40 лет компания BMW использовала технологии компании KUKA в Аугсбурге. Мы очень рады успешному продолжению этого партнерства.» – заявил Питер Монен, генеральный директор компании KUKA AG

Источник: Планета литья, апрель 2020 г.

ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ЗДОРОВЬЯ, БЕЗОПАСНОСТИ И РОСТА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ТРУДА

В прошлом году итальянская фирма Fonderie Ariotti SpA внесла значительные инвестиции в технологии для повышения безопасности, эффективности и сохранения окружающей среды. В рамках проекта был установлен шлифовальный манипулятор фирмы Clansman Dynamics C620G. Благодаря мощности в 75 кВт это позволяет Ariotti выполнять самые сложные операции быстрее и с улучшенной безопасностью для оператора.

Принятие решения о приобретении манипулятора C620G было основано не только на превосходном качестве продукции Clansman Dynamics, но и на ее функциональности для очень больших отливок и сложных задач шлифования. Манипулятор имеет шесть осей движения – вертикальную, горизонтальную, поворотную, скольжения, шаговую и колебательную. Шлифовальная головка имеет большой размер, что позволяет ей передавать высокую мощность с помощью широкого спектра шлифовальных инструментов, таких как режущий диск диаметром 815 мм, а также шлифовальные круги 600 или 250 мм. Для максимального использования шлифовальный манипулятор работает в двух ячейках, каждая из которых имеет свой собственный стол. Камеры были спроектированы совместно с Ариотти; они бронированы по соображениям безопасности и не дают пыли.

Разнообразие отливок, точные допуски и малый размер партии делают автоматическое шлифование сложным для отливок массой более 200 кг. Шлифовальные манипуляторы Clansman Dynamics сочетают преимущества ручного управления с полуавтоматической функциональностью для оптимизации скорости удаления металла и производительности, что позволяет оператору работать более безопасно и эффективно.

Полуавтоматические функции включают в себя:

Контроль давления: для каждой комбинации «шлифовальный круг – металл» существует оптимальное рабочее давление. При его превышении металл перегревается, и могут образоваться трещины; при более низких значениях материал удаляется медленнее, и операция менее эффективна. Система управления C620G гарантирует, что шлифовальный манипулятор точно применяет выбранное оператором давление, освобождая оператора от этой нагрузки.

Контроль геометрии: C620G позволяет оператору определить рабочие плоскости и зоны «no-go» (непроходные зоны). После удаления стояка (например, с помощью пушки Clansman) часто желательно отшлифовать шейки стояка. С помощью C620G можно определить плоскость для оптимального удаления материала, не беспокоясь о том, чтобы выйти за пределы необходимого, потому что манипулятор этого не позволит. Контроль геометрии позволяет оператору устанавливать ограничения на площадь шлифования. Это защищает литейные детали от непреднамеренного шлифования.

Повышение уровня здоровья и безопасности операторов сыграло большую роль в процессе принятия решений в компании Ariotti, где благополучие сотрудников имеет первостепенное значение. С манипуляторами Clansman операторы отделены физически от механизма и связанной вибрации, существенно уменьшая риск синдрома вибрации (иногда сокращенного комплекса HAVS и известному как «вибрационная болезнь»).

Последовательность и высокая производительность также важны. Поскольку управление C620G осуществляется манипулятором, операторы могут быть столь же продуктивны в последний час смены, как и в первый.

Clansman предлагает широкий спектр манипуляторов, выключателей, вертушек и вспомогательного оборудования для литейного и кузнечного производства, а также предоставляет услуги по автоматизации, проектированию ячеек и проектам «под ключ».

Ariotti предоставляет полный спектр услуг по литью и находится на переднем крае самых требовательных рынков, предлагая литье, механическую обработку, 3D-контроль фирмы Zeiss и контроль качества компонентов массой до 70 т. В этом году ведущее итальянское литейное производство отмечает свой 110-летний юбилей. Эта последняя инвестиция подчеркивает приверженность компании к сохранению здоровья своих сотрудников.

Источник: www.clansmandynamics.com www.fondariotti.it/en Март 2020 года

ПЕРЕРАБОТКА ОТХОДОВ И РЕЦИРКУЛЯЦИЯ ЭНЕРГИИ НА ФИРМЕ SHEFFIELD FORGEMASTERS

Фирма Sheffield Forgemasters (Великобритания) использовала варианты рециркуляции энергии и переработки отходов, вторично перерабатывая технологические отходы от свалки и достигая высокого уровня переработки в 99,5%.

Компания использует переработанный лом стали в процессе плавки для жидкой стали и слитков, которые продолжают производство уникальных компонентов для обороны, производства электроэнергии и гражданского ядерного применения – при этом все отходы стального материала, созданные на объектах поставщиков или третьих лиц, собираются и возвращаются на сталеплавильные заводы. Любые отходы, которые не могут быть возвращены в сталеплавильное производство, собираются и распределяются тщательно отобранным подрядчикам для дальнейшей переработки вместе со стальным шлаком, используемым в качестве заполнителя дорожного покрытия, и пылью от производственного процесса, направляемой сначала для извлечения цинка, а затем для использования в агрегатах.

Эндрю Сегротт, менеджер по охране окружающей среды компании Sheffield Forgemasters, сказал: «чтобы избежать использования металлических руд и сырья, добываемого из земли, в нашем производстве стали мы используем принцип «зеленой стали». Это означает поиск металлолома, оставшегося от других, сторонних производственных компаний и процессов, и максимизацию всего, что может быть переработано в рамках нашего процесса производства, в сочетании с общесистемным подходом к переработке 100% наших технологических отходов, а не отправке чего-либо на свалку. Мы поставили перед собой амбициозную цель, но мы регулярно справляемся с переработкой более 99,5% отходов и в отдельные месяцы достигаем нашей 100%-ной доли переработки».

64-акровый участок Брайтсайд-Лейн компании также снабжается возобновляемым теплом от Шеффилдской централизованной теплосети (DHN), экономя примерно 10 000 МВтч газа в год. Энергия DHN вырабатывается на комбинированной теплоэлектростанции, работающей на биомассе, из отходов пищевых продуктов и древесины. Сегротт добавил: «В последние годы мы сделали значительные инвестиции в энергосбережение от простых мер, таких, как светодиодное освещение, до инвестиций в размере 2 млн. фунтов стерлингов в нашу электродуговую печь, чтобы сделать ее более энергоэффективной. Все наши газовые горелки для печей были заменены высокоэффективными горелками, и мы постоянно совершенствуем изоляцию и огнеупорные материалы, чтобы использовать как можно больше тепла. Мы установили счетчики воды по всему участку, что позволяет нам отслеживать и сокращать потребление. Это привело к сокращению потребления на миллионы литров. Система очистки сточных вод Utesco, принятая на всей территории объекта, еще больше сокращает потребление воды. Там, где это возможно, наше заводское оборудование теперь охлаждается рециркулированной водой, что также снижает спрос на городское водоснабжение».

Компания Sheffield Forgemasters также проводит жесткую политику поощрения и защиты природы по всему участку с выделенными ящиками питания для птиц и летучих мышей и прибрежной собственностью для поддержания и защиты реки Дон и прилегающих мест обитания диких животных там, где река протекает через участок.

Источник: ВОЛ, апрель 2020 г.

*Материал подготовил В. Е. Соболев,
Белорусский национальный технический университет*

ПАМЯТИ

Александра Михайловича

СКИБАРЯ

1967–2020



Скибарь Александр Михайлович родился 04.04.1967г. в г. Минске.

В период с сентября 1982 по июнь 1986 г. обучался в Минском автомеханическом техникуме по специализации «Литейное производство черных и цветных металлов». За время учебы проявил себя как ответственный, дисциплинированный учащийся. В своей группе являлся профгруппоргом. Участвовал в спортивных мероприятиях техникума. Успевал не только учиться на «отлично», но и участвовать в спортивных мероприятиях и организовывать различные мероприятия по профсоюзной линии. Был душой коллектива. За высокие достижения в учебе его фотография была помещена на доску почета лучших учащихся техникума. По окончании учебы сдал на «отлично» государственные экзамены и защитил диплом, после чего был призван в советскую армию.

Проходил службу на должности командира отделения, был удостоен звания сержанта. А также награжден знаком «Отличник ВВС».

После прохождения службы в рядах советской армии, в 1988г., Александр Михайлович поступил в Белорусский политехнический институт на специальность «Литейное производство черных и цветных металлов» механико-технологического факультета. Учебный процесс ему давался легко, ведь он успешно освоил профильную специальность еще в Минском автомеханическом техникуме.

За время учебы в институте зарекомендовал себя как хороший студент, стремившийся получить знания, всегда имел свое мнение, активно принимал участие в общественной жизни факультета и института, выступал с докладами на студенческих научно-практических конференциях.

Яркая личность студента запомнилась многим преподавателям не только института, но и руководителям предприятий, на которых проходили производственные практики. В 1991 г. при прохождении металлургической практики на металлургическом комбинате им. Ильича в г. Мариуполь, Украина, Александр Михайлович предлагал начальникам цехов способы совершенствования технологических процессов рафинирования чугунов и сталей с учетом разработок научно-исследовательской лаборатории проблем литья черных и цветных металлов при кафедре механико-технологического факультета Белорусского политехнического института.

За время учебы в институте, с 1988 г. по 1993 г., произошли многие события в жизни страны и республики. Учебное заведение – Белорусский политехнический институт был переименован в Белорусскую государственную политехническую академию, в 1991 г. перестал существовать Союз Советских Социалистических Республик. Это были не простые годы становления молодой Республики Беларусь. Но, несмотря на все сложности, которые происходили в тот период, Александр Михайлович успешно окончил институт. Полной идей, инициатив и планов, Скибарь Александр Михайлович в 1993 г. начал свою трудовую деятельность на Минском автомобильном заводе инженером-технологом в Управлении главного металлурга в бюро материалов и нормативов.

Он пришел молодым специалистом. Во время работы проявил себя как грамотный, инициативный и исполнительный работник. Умел создавать и поддерживать в бюро атмосферу взаимо-

помощи, доброжелательности, заинтересованности в достижении поставленных целей. Постоянно повышал свой культурный и технический уровень, вел здоровый образ жизни.

Александр Михайлович Скибарь постоянно повышал свой профессиональный уровень. Участвовал в научно-практических семинарах, научно-технических конференциях и выставках, изучал специальную литературу.

За добросовестную работу в 2004 г. А. М. Скибарь был удостоен звания лауреата премии РУП «МАЗ». В 2005 был назначен на должность начальника бюро, а уже в 2006 году стал заместителем главного металлурга ОАО «МАЗ». В 2008 г. был признан лучшим работником управления. Поступил и успешно окончил аспирантуру в период с 2009 по 2013г. по специальности «Материаловедение».

На должность главного металлурга был назначен в 2010 г.

Являясь настоящим профессионалом, уверенно руководил вверенным ему направлением, пользовался заслуженным уважением среди сотрудников. С 2016 г. являлся членом Государственной экзаменационной комиссии по специальности «Машины и технология литейного производства», рецензировал дипломные проекты. В 2020 г. стал председателем Государственной экзаменационной комиссии по специальностям «Металлургическое производство и материалобработка» и «Металлургические технологии повышения конкурентоспособности продукции». На протяжении всего времени всячески помогал и способствовал обучению студентов родного университета. Организовывал экскурсии по литейным цехам ОАО «МАЗ» для будущих литейщиков.

Александр Михайлович обладал глубокими знаниями в области достижений отечественной и зарубежной науки в части литейного производства, их применяемости. Выработывал грамотные и оригинальные технические и организационные решения, ведущие к повышению качества и снижению себестоимости продукции, обеспечивал внедрение новейших технологий и оборудования в литейном производстве завода. Создавал и поддерживал в коллективе атмосферу ответственности за выполняемую работу и заинтересованности в достижении поставленных целей.

Александр Михайлович был не только выдающимся специалистом в области литейного производства, но и великодушным, добрым и отзывчивым человеком, прекрасным семьянином. Светлая память об Александре Михаловиче сохранится в наших сердцах навсегда.

Коллектив ОАО «МАЗ», Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, сотрудники кафедр «Машины и технология литейного производства» и «Металлургия черных и цветных сплавов» Белорусского национального технического университета, а также редакция журнала «Литье и металлургия» выражают глубокие соболезнования родственникам, друзьям и коллегам по работе. Скорбим о безвременной кончине своего друга и соратника.



О НАУКЕ

Говорят, наука создана
Для человеческого прогресса.
Но почему разрушается природа
И мало созидательного процесса?

Наука не объективна,
Ее придумал человек.
Наука не совершенна,
Она меняется от века в век.

Человек изучает природу,
Моделируя различные явления.
Поэтому наука субъективна –
Выражает различные мнения.

Наука опирается на знания.
Они – результат человеческого мышления.
Создано много различных теорий,
Которые отражают стороны явления.

Человеческие законы односторонние,
По сути, они дифференциальные.
Законы природы многосторонние,
По смыслу они интегральные.

Чтобы познать законы природы,
Необходимо уметь интегрировать знания,
Нельзя быть узким специалистом,
Нужно владеть различными видами познания.

Законы природы объективны и универсальны,
Они очень трудны для понимания.
Поэтому для познания законов природы
Нужны многие научные образования.

К природе следует относиться научно.
Человек обязан природой управлять.
Для этого нужно знать ее законы,
Чтобы их умело применять.

Владимир Стеценко.

О КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Считают, что растворенные в расплаве газы
Не влияют на процесс кристаллизации.
Но опыт литейщиков свидетельствует:
Дегазация дает эффект структурной модификации.

Многие утверждают: неметаллические включения
Являются основными центрами дегазации.
Тогда они должны дезактивироваться газами,
И не могут быть центрами кристаллизации.

Считают, что неметаллические включения –
Основные центры образования кристаллов.
Тогда зачем придумали нестабильные кластеры,
Которые не составляют структуру расплавов?

Многие утверждают, что атомы являются
Основными строительными элементами микрокристаллов.
Но почему при интенсивном охлаждении расплавов
Наблюдается высокая скорость затвердевания сплавов?

Микрокристаллы состоят из нанокристаллов.
Они определяют структуру сплава.
В отличие от виртуальных кластеров,
Нанокристаллы – структурные элементы расплава.

Неметаллические включения и микрокристаллы фаз
Противоречат принципу структурно-размерного
соответствия.
Только центры кристаллизации из нанокристаллов фаз
Полностью удовлетворяют этому принципу
соответствия.

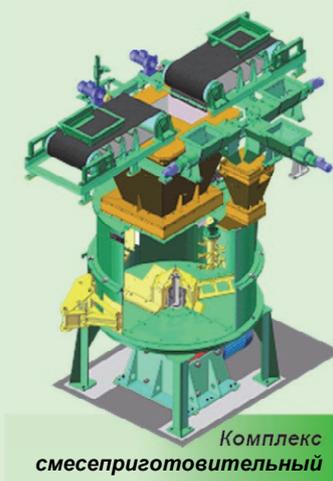
Кристаллизация – это не кластерно-
Атомная структурная организация.
При образовании микрокристаллов
Происходит структурная нанокристаллизация.

Термодинамические расчеты показывают:
При кристаллизации газы из расплавов
Оказывают значительное и непосредственное
Влияние на образование микрокристаллов.

Владимир Стеценко

Основные направления:

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



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

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 (3–5 предложений).

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 абзачного 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 краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр *Total ink*).

Если около краев изображения имеются практически безцветные области (например, яркие светлые облака или солнечные блики), то рекомендуется заключать все изображение в тонкую технологическую рамку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы (например, тонкие линии толщиной 0,1 мм и меньше) или текст размером менее 8 пт с использованием двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (*Illustrator*, *CorelDraw*) желательно преобразовать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

ТРЕБОВАНИЯ К РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Реклама внутри журнала – 205 × 290 мм. Реклама на обложке: 1-я стр. – 205 × 225 мм; 4-я стр. – 205 × 280 мм; внутренние страницы обложки – 205 × 290 мм. К указанным размерам нужно добавить по 5 мм с каждой стороны для обрезки. Значимые элементы макета должны располагаться не ближе 5 мм от края страницы (10 мм с учетом отступа для обрезки). Требования к изображениям в рекламных макетах аналогичны требованиям к иллюстрациям в статьях. Рекламные модули могут быть предоставлены в других форматах только по согласованию с редакцией.

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются. Возвращение статьи автору на доработку не означает, что она принята к печати.

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	21350	700
На обложке (стр. 2, 3), полноцветный	557,69	19825	650
Внутри журнала (формат 1/1), полноцветный	418,26	13725	450
Внутри журнала (формат 1/2), полноцветный	209,14	7625	250
Внутри журнала (формат 1/1), черно-белый	278,84	7625	250
Внутри журнала (формат 1/2), черно-белый	139,42	3965	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*

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.

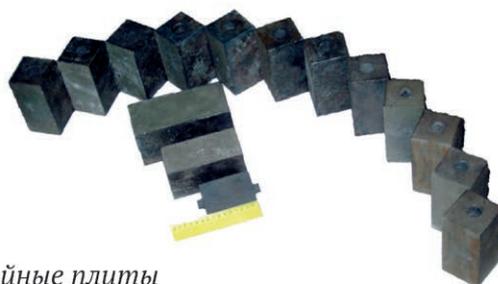
Для центробежных мельниц



Кольцо нижнее



Конус



Отбойные плиты



Конус



Кольцо входное



Подкладные листы



Воронка

Для строительной техники



Диски бисерной
мельницы



Лопатки смесителя



Ножи шнека