

3 (84) '2016

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

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

УЧРЕДИТЕЛИ

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

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

Савенок А. Н., ген. директор ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

Марукович Е. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., Лауреат Госпремий БССР и РБ

РЕДСОВЕТ

Хрусталева Б. М.
Анеликин Н. И.
Мельников А. П.
Сайков М. А.
Карась А. Н.
Николайчик Ю. А.
Самончик В. Г.
Степанов Д. В.

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Марукович Е. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., Лауреат Госпремий БССР и РБ

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

Кукуй Давид Михайлович, д-р техн. наук, проф., Лауреат Госпремии БССР

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

- Домотенко Ф. А., Сиротенко С. И., Карась А. Н., ОАО «Минский тракторный завод», Мельников А. П., Садоху М. А., Пасюк Г. И., ОАО «БЕЛНИИЛИТ»
Современные ресурсосберегающие технологии в литейном производстве ОАО «МТЗ» 5
- Ровин С. Л., УП «Технолит», Ровин Л. Е., Жаранов В. А., ГГТУ им. П. О. Сухого
Движение газов в ротационных наклоняющихся печах 11
- Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси
Наноструктурные процессы плавки и литья эвтектического силумина 20
- Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси
Основные трудности современной теории кристаллизации металлических расплавов. Пути преодоления 24
- Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси
Основные проблемы литья силуминов. Пути решения 28
- Шинский О. И., Максюту И. И., Квасницкая Ю. Г., Михиян Е. В., Нейма А. В., ФТИ-МиС НАН Украины
Получение сложно-профильных деталей комбинированным способом литья по выплавляемым и выжигаемым моделям 31
- Дорошенко В. С., ФТИМиС НАН Украины
Совершенствование оснастки для эффективного упрочнения песчаной смеси при вакуумной формовке 38
- Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси
Термодинамика и наноструктурные механизмы процессов плавления и кристаллизации металлов 45
- Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси
Наноструктурные процессы плавки и литья стали 49

МЕТАЛЛУРГИЯ

- Бондаренко И. А., Турыгин А. К., Артамошин А. Л., Венгура А. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
Использование новых видов шибберных затворов в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» 52
- Терлеева М. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
Синергетические эффекты в вопросах качества 54
- Стеблов А. Б., ООО «Инновационные металлургические технологии»
Эффективность работы электродуговой плавильной печи от качества шихты. . . 58
- Богусевский В. С., Скачок А. Э., Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»
Алгоритм управления конвертерной плавкой с учетом влияния неконтролируемых возмущающих воздействий 63
- Барадинцева Е. П., Глазунова Н. А., Роговцева О. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
Влияние микролегирования бором на прокаливаемость сталей 70
- Парусов Э. В., ИЧМ им. З. И. Некрасова НАН Украины, Губенко С. И., Национальная металлургическая академия Украины, Луценко В. А., ИЧМ им. З. И. Некрасова НАН Украины, Сычков А. Б., Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова, Веденев А. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
Взаимосвязь предельной деформируемости бунтового проката при волочении с параметрами его микроструктуры 75
- Луценко В. А., Голубенко Т. Н., Луценко О. В., ИЧМ им. З. И. Некрасова НАН Украины, Глазунова Н. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
Особенности кинетики распада и структурообразования в хромомолибденованадиевой стали при непрерывном охлаждении от различных температур аустенитизации. 82

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Руденко С. П., Валько А. Л., Шипко А. А., Чичин А. Н., ОИМ НАН Беларуси
Влияние термического передела на величину действительного зерна конструкционной цементуемой стали 20ХНЗА. 87
- Лежава А. Г., Пивоварчик А. А., Трайгель А. С., ГГУ им. Янки Купалы
Использование углового цилиндрического отражателя для настройки чувствительности ультразвукового дефектоскопа. 94

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И. (гл. редактор), акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Иваницкий Н. И. (зам. гл. редактора), канд. техн. наук (Беларусь)
Анелкин Н. И. (зам. гл. редактора по металлургии) (Беларусь)
Бевза В. Ф., канд. техн. наук (Беларусь)
Витязь П. А., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Гордиенко А. И., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Дибров И. А., д-р техн. наук, проф. (Россия)
Иванов И. А., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Калиниченко А. С., д-р техн. наук (Беларусь)
Константинов В. М., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Клубович В. В., акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Ловшенко Г. Ф., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Ли Джон-Хун, проф. (Республика Корея)
Маяскас Э. П., д-р наук (Литва)
Мушна К., д-р наук (Германия)
Найдек В. Л., акад. НАН Украины, д-р техн. наук, проф. (Украина)
Немененок Б. М., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Николайчик Ю. А., канд. техн. наук (Беларусь)
Пантелеенко Ф. И., чл.-корр. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф. (Беларусь)
Перетягина Е. А. (Беларусь)
Син Кван Сон, проф. (Республика Корея)
Стеценко В. Ю., канд. техн. наук (Беларусь)
Чичко А. Н., д-р физ.-мат. наук, проф. (Беларусь)
Чой Ки-Йонг, проф. (Республика Корея)
Чой Чжон Кил, проф. (Республика Корея)
Шипко А. А., д-р техн. наук, проф. (Беларусь)

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В. (редактор)
Волынец П. В. (компьютерная верстка, дизайн)
Голосюк Н. В. (менеджмент)

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.limrb.by

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

Подписано в печать 10.09.2016.
Выход в свет 30.09.2016.
Формат 60x84%.
Цена свободная

Редакция не несет ответственности за содержание рекламных объявлений. Перепечатка материалов, публикуемых в журнале «Литье и металлургия», осуществляется только с разрешения редакции.

Исаевич Л. А., Иваницкий Д. М., Нестерович М. Л., БНТУ

Определение условий прокатки полосы в валках неравного диаметра с фиксацией концевой участка. 99

Исаевич Л. А., Иваницкий Д. М., Сидоренко М. И., БНТУ

Прочностной расчет бандажированного вала для асимметричной прокатки . . . 105

Сосновский И. А., ОИМ НАН Беларуси, Кузнечик О. О., Голодок Р. П., ГНУ ИПМ НАН Беларуси, Белявин К. Е., БНТУ

Использование химического синтеза нанодисперсных модификаторов при индукционном нагреве шихты на основе порошков оловянных бронз для упрочнения и повышения триботехнических свойств наплавляемых покрытий 111

Федулов В. Н., БНТУ

Влияние условий охлаждения и размера заготовки при литье инструментальной стали на способность к последующему термическому упрочнению поверхности 117

ОХРАНА ТРУДА

Лазаренков А. М., Хорева С. А., БНТУ

Влияние локальной вибрации на работающих в литейных цехах 128

Лазаренков А. М., Хорева С. А., БНТУ

Влияние шума на профессиональную заболеваемость работающих в литейных цехах 131

НОВОСТИ

Андрушевич А. А., УО БГАТУ, Анисович А. Г., ГНУ ФТИ НАН Беларуси

Современные образовательные подходы к изучению материаловедения 133

С ЮБИЛЕЕМ

Марукович Е. И. (к 70-летию со дня рождения) 137

Лазаренков А. М. (к 70-летию со дня рождения). 140

Скворцов В. А. (к 70-летию со дня рождения). 141

Одиночко В. Ф. (к 70-летию со дня рождения) 142

Сандомирский С. Г. (к 60-летию со дня рождения) 143

3 (84) '2016

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

Quartely Journal

Issued in Russian with annotations in English.

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

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

Belarussian National Technical University
JSC «BSW» – management company of holding «BMC»

Association of Foundrymen and Metallurgists

Public corporation «BELNIILIT»

Public corporation «GOMEL FOUNDRY «TSENTROLIT»

State scientific enterprise «Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus»

Public corporation «Minsk traktor plant»

Public corporation «Mogilev metallurgical plant»

Public corporation «Rechitsa metizny plant»

PUBLISHER

Belorussian National Technical University

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

Savenok A. N., general director of JSC «BSW» – Management Company of Holding «BMC»

DEPUTY CHAIRMAN

OF THE EDITORIAL COUNCIL

Marukovich E., Academician of NAS RB, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Laureate of State Prize of BSSR and RB

EDITOR IN CHIEF

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

EDITORIAL COUNCIL

Khrustalev B.
Anel'kin N.
Melnikov A.
Saykov M.
Karas A.
Nikolaichik Yu.
Samonchik V.
Stepanov D.

ESTABLISHER OF THE JOURNAL

Kukui D., Doctor of Engineering Sciences, Professor, Laureate of State Prize of BSSR

CONTENTS

Subscription 75034

FOUNDRY

- Domotenko F. A., Sirotenko S. I., Karas A. N., JSC «Minsk traktor plant», Melnikov A. P., Sadokha M. A., Pasyuk G. I., JSC «BELNIILIT»**
Modern resource-saving technologies in foundry production of JSC «Minsk traktor plant» 5
- Rovin S. L., Technolit Co, Rovin L. E., Zharanov V. A., Gomel State Technical University names after P. O. Sukhoj**
Gas movement in rotary tilting furnaces 11
- Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus**
Nanostructural processes of melting and moulding of the eutectic silumin 20
- Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus**
Main difficulties of the modern metal fusion' theory of crystallization. ways of overcoming 24
- Marukovich E. I., Stensenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus**
Main problems of moulding of silumins. Ways of solution 28
- Shinsky O. I., Maksyuta I. I., Kvasnitskaya Yu. G., Mikhnyan E. V., Neyma A. V., Physical and technological Institute of Metals and Alloys of National Academy of Sciences of Ukraine**
The production of complex profile details by combined method of lost-wax casting and of consumable pattern models 31
- Doroshenko V. S., Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of National Academy of Scirnces of Ukraine**
Improvement of equipment for effective hardening sand mixture by vacuum molding 38
- Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus**
Thermodynamics and nanostructural mechanisms of processes of melting and crystallization of metals 45
- Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus**
Nanostructural processes of melting and moulding of steel 49

METALLURGY

- Bondarenko I. A., Turygin A. K., Artamoshin A. L., Vengura A. V., JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»**
Use of new types of slide shutters in the jsc «BSW – Management Company of Holding «BMC» 52
- Terleeva M. A., JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»**
Synergistic effects in quality questions 54
- Steblov A. B., LLC «Innovative Metallurgical Technology», Technopark Skolkovo**
Overall performance of the electric arc melting furnace depending on quality of furnace charge 58
- Bogushevsky V. S., Skachok O. E., National Technical University of Ukraine «Kiev Polytechnical Institute»**
Control algoritms of bof melting with considering the influence of uncontrolled disturbance 63
- Baradyntseva E. P., Glazunova N. A., Rogovtsova O. V., JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»**
Influence of microalloying by boron on hardenability of steel 70
- Parusov E. V., Ferrous Metal Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Gubenko S. I., The National Metallurgical Academy Ukraine, Lutsenko V. A., Ferrous Metal Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Sychkov A. B., Magnitogorsk State Technical University named after G. I. Nosov, Vedeneev A. V., JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»**
The correlation between ultimate strain rolled steel in drawing with the parameters of microstructure 75

EDITORIAL BOARD

Marukovich E. (editor in chief), Academician of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Ivanitsky N., (Deputy Editor for foundry), Candidate of Technical Sciences (Belarus)
 Anel'kin N. (Deputy Editor for metallurgy) (Belarus)
 Bevza V., Candidate of Technical Sciences (Belarus)
 Vityaz P., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Gordienko A., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Dibrov I., Dr. of Technical Sciences, Professor (Russia)
 Ivanov I., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Kalinichenko A., Dr. of Technical Sciences (Belarus)
 Konstantinov V., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Klubovich V., Academician of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Lovshenko G., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Lee Jong-Hoon, Professor (Korea)
 Mayauskas E., Dr. of Technical Sciences (Lithuania)
 Mushna K., Dr. of Sciences (Germany)
 Neideck V., Academician of NAS of Ukraine, Dr. of Technical Sciences, Professor (Ukraine)
 Nemenenok B., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Nikolaichik Yu., Candidate of Technical Sciences (Belarus)
 Panteleenko F., Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)
 Peretyagina E. (Belarus)
 Shin Kwang Seon, Professor (Korea)
 Stetsenko V., Candidate of Technical Sciences (Belarus)
 Chichko A., Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor (Belarus)
 Choi Ki Yong, Professor (Korea)
 Choi Jeong Kil, Professor (Korea)
 Shipko A., Dr. of Technical Sciences, Professor (Belarus)

EDITORIAL STAFF

Mashkanova S. (Editor)
 Volynets P. (computer layout, design)
 Golosuk N. (management)

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: limrb.by
 The magazine is registered in the Ministry of information of the Republic of Belarus
 Certificate of registry No 1244 dated May 31, 2012.
 Format 60x84%. Free price.

No portion of the Foundry Production and Metallurgy Journal may be reproduced without written consent. The views and opinions, expressed in the articles, statements and advertisements are those of respective authors and companies and Foundry Production and Metallurgy Journal does not accept responsibility for these statements made and opinions expressed in the Journal.

Lutsenko V. A., Golubenko T. N., Lutsenko O. V., Ferrous Metal Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Glazunova N. A., JSW «BSW – Management Company of Holding «BMC»,

Features of kinetics of decay and formation of structure in chromo-molybdenum-vanadium steel at continuous cooling from different temperatures of austenitization . . . 82

SCIENCE OF MATERIALS

Rudenko S. P., Valko A. L., Shipko A. A., Chichin A. N., Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus

Influence of the thermal process stage on the size of valid grain of constructional carburized steel grade 20ChN3A 87

Lezhava A. G., Pivovarchyk A. A., Traihel A. C., Yanka Kupala State University of Grodno

Using the angular cylindrical reflektor to adjust the sensivity of the ultrasonik flaw detektor 94

Isaevich L. A., Ivanickij D. M., Nesterovich M. L., Belarusian National Technical University

Definition of conditions of strip's rolling in rolls of unequal diameter with fixing of an ending element 99

Isaevich L. A., Ivanickij D. M., Sidorenko M. I., Belarusian National Technical University

Strength analysis of banded roll for asymmetric rolling 105

Sosnovsky I. A., SSE «The joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus», Kuznechik O. O., Golodok R. P., SSE «Institute of powder metallurgy», Belyavin K. E., Belarusian National Technical University

Use of chemical synthesis of nanodisperse modifiers at induction heating of furnace charge on the basis of powders tin bronze for hardening and increase of tribotechnical properties of the fuse-on coverings 111

Fedulov V. N., Belarusian National Technical University

Influence of cooling conditions and the size of stock material during casting of tool steel on capability to the subsequent thermal hard-facing 117

PROTECTION OF LABOUR

Lazarenkov A. M., Horeva S. A., Belarusian National Technical University

Influence of local vibration on workers in foundry shops 128

Lazarenkov A. M., Horeva S. A., Belarusian National Technical University

Influence of noise on professional incidence of workers in foundry shops 131

NEWS

Andrushevich A. A., Belarusian State Agricultural Technical University, Anisovich A. G., Physical and Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus

Modern educational approaches to studying of materials science 133

CONGRATULATIONS

Marukovich E. I. (to the 70 anniversary) 137

Lazarenkov A. M. (to the 70 anniversary) 140

Skwortsov V.A. (to the 70 anniversary) 141

Odinochko V.F. (to the 70 anniversary) 142

Sandomirskiy S.G. (to the 60 anniversary) 143



УДК 621.74

Поступила 20.06.2016

СОВРЕМЕННЫЕ РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ ОАО «МТЗ»

MODERN RESOURCE-SAVING TECHNOLOGIES IN FOUNDRY PRODUCTION OF JSC «MINSK TRAKTOR PLANT»

Ф. А. ДОМОТЕНКО, С. И. СИРОТЕНКО, А. Н. КАРАСЬ, ОАО «Минский тракторный завод»,
г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская 29. E-mail: sales@belarus-tractor.com; mtw_ogmet@mail.ru
А. П. МЕЛЬНИКОВ, М. А. САДОХА, Г. И. ПАСЮК, ОАО «БЕЛНИИЛИТ»,

г. Минск, Беларусь, ул. Машиностроителей 28. E-mail: belniilit@gmail.com; niilit@mail.belpak.by

F. A. DOMOTENKO, S. I. SIROTENKO, A. N. KARAS, JSC «Minsk traktor plant», Minsk, Belarus,
29, Dolgobrodskaya str. E-mail: sales@belarus-tractor.com; mtw_ogmet@mail.ru

A. P. MELNIKOV, M. A. SADOKHA, G. I. PASYUK, JSC «BELNIILIT», Minsk, Belarus,
28, Mashinostroiteley str. E-mail: belniilit@gmail.com; niilit@mail.belpak.by

В статье рассмотрены основные мировые тенденции развития технологии производства песчаных стержней и значение данного производства в комплексной технологии получения отливок. Установлено, что наиболее рациональным в настоящее время как с технической, так и с экономической точки зрения является производство литейных песчаных стержней по технологии Cold-box-amin. Представлены научно-технические, технологические и экономические аспекты технического перевооружения литейного производства ОАО «МТЗ» с полным переходом на изготовление песчаных стержней по ресурсосберегающей технологии Cold-box-amin. Главная отличительная особенность данного переоснащения – все работы выполнены на базе отечественных технологических разработок и оборудования, созданных в сотрудничестве специалистами ОАО «БЕЛНИИЛИТ» и ОАО «МТЗ». В рамках ГНТП существенную поддержку предоставленным работам оказывало государство.

In article the main world tendencies of development of the production technology of sandy cores and value of this production in complex technology of manufacture of castings are considered. It is established that the most rational way of production technically and economically is manufacture of wafer sandy cores using the Cold-box-amin technology. Scientific, technical, technological and economic aspects of modernization of foundry production of JSC MTZ with complete transition to production of sandy cores on the resource-saving Cold-box-amin technology are provided. The main distinctive feature of this reequipment – all planned works are based on the domestic technological developments and the equipment created in the cooperation by specialists of JSC BELNIILIT and JSC MTZ. Within GNTP essential support to the provided works was given by the state.

Ключевые слова. Отливка, литейное производство, ресурсосбережение, стержневая машина, литейный песчаный стержень, стержневой ящик, холоднотвердеющая смесь, Cold-box-amin-процесс.

Keywords. The casting, foundry production, resource-saving, the rod machine, a wafer sandy core, a rod box, cold hardening mixture, Cold-box-amin-process.

На современном этапе развития машиностроения перед литейным производством стоит ряд первоочередных направлений в области ресурсосбережения, которые можно сформулировать следующим образом:

- Технологическое переоснащение стержневого производства с переходом на энергосберегающие процессы отверждения стержней.
- Переоснащение формовочных отделений литейных цехов с переходом на высокопроизводительное и энергосберегающее формовочное оборудование.
- Использование автоматизации процесса смесеприготовления формовочных и стержневых смесей.
- Приготовление качественных сплавов с использованием в шихте лома и стружки и применения современных методов внепечной обработки.
- Использование современных технологий специальных методов литья при производстве высококачественных отливок.

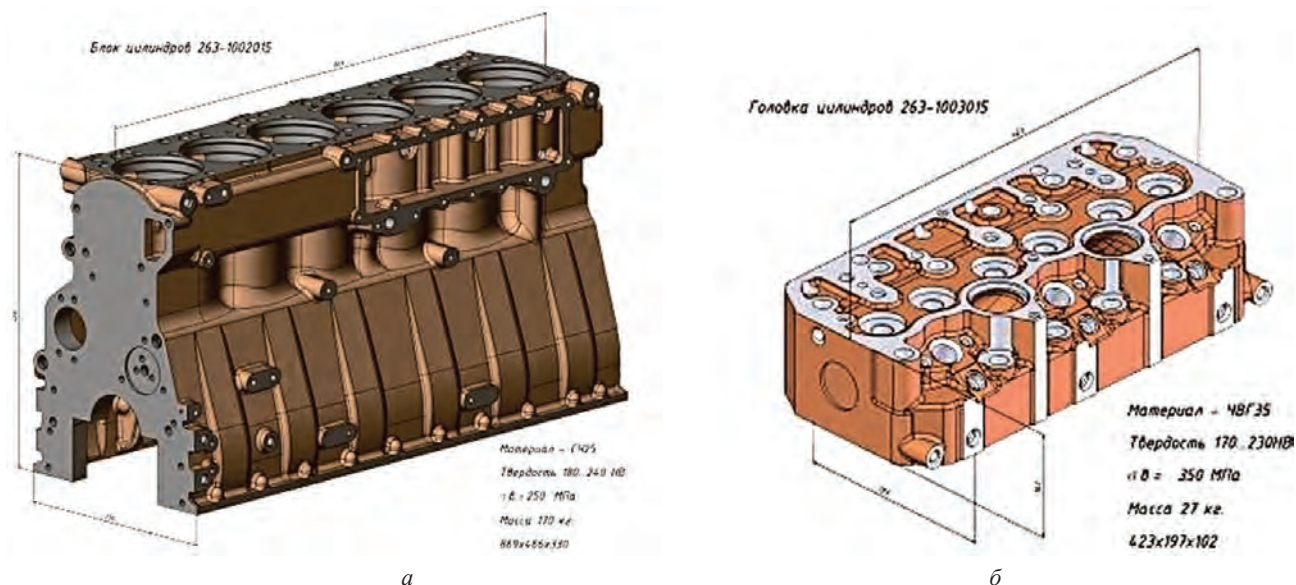


Рис. 1. Примеры сложнопрофильных отливок из железоуглеродистых сплавов: а – блок цилиндров; б – головка блока цилиндров

• Применение современных информационных технологий при разработке отливки, моделировании процессов литья, создании литейного оборудования и оснастки.

Так, на долю стержней приходится более 30% трудоемкости изготовления отливок. Стержни определяют точность геометрии и качество внутренних поверхностей литых деталей. Поэтому выбор оптимальной технологии – одна из важнейших проблем.

В связи с возрастающей сложностью конструкции отливок (рис. 1) постоянно повышаются требования к технологическим свойствам стержней.

Во многих литейных цехах крупносерийного и серийного производства отливок изготовление стержней производилось с отверждением их в нагреваемой оснастке. Этот процесс освоили в 50-е годы XX века и он практически полностью заменил изготовление стержней с тепловой сушкой в сушилках. Однако в настоящее время данный процесс не соответствует требованиям, предъявляемым к современным технологиям, из-за присущих ему недостатков:

- пониженная размерная точность получаемых стержней, что не обеспечивает точности, тонкостенности и сложности отливок;
- значительные энергозатраты на нагрев оснастки;
- выбросы в окружающую среду токсичных газов, ухудшающих санитарно-гигиеническую и экологическую обстановку.
- короткий срок изготовления стержней от 48 до 72 ч, что приводило к высокому браку стержней и большому расходу материалов.

В последние годы в литейном производстве за рубежом произошли значительные изменения в технологии изготовления стержней в серийном и массовом производстве отливок. Сегодня известно несколько таких методов. Их общий признак – отверждение уплотненной в «холодной» оснастке смеси продувкой газовым отвердителем (ГО). Наиболее распространенными методами являются Cold-box-amin-процесс, MF-процесс (Betaset), Эпокси-SO₂-процесс.

Принципиальные преимущества новых «холодных» процессов отверждения стержней по сравнению с тепловым отверждением следующие: повышение размерной и массовой точности стержней и отливок; короткий цикл производства; высокая текучесть стержневых смесей, обеспечивающая возможность качественного уплотнения стержней в оснастке; применение более дешевой стержневой оснастки из дерева, пластмасс и других материалов; значительное снижение затрат энергоресурсов; снижение брака стержней, так как стержень при продувке отверждается по всему объему и приобретает высокую прочность.

В США и Европе в «горячей» оснастке изготавливают всего около 10–15% стержней, а в «холодной» – 85–90%, в том числе примерно 60% Cold-box-amin-процессом (Амин-процессом), вследствие его существенных технико-экономических преимуществ.

Проведенный анализ технологических процессов и оборудования известных мировых производителей стержневого оборудования (Laempe (Германия), Loramendi (Испания), IMF (Италия), NANIVA (Япония) и др.), теоретические и экспериментальные исследования позволили приступить к разработке различных вариантов современных продувочных технологий и специализированного оборудования для этих технологий. На основе этого разработана концепция технического перевооружения стержневого производства, включающая оптимизацию технологии производства и конструкцию стержней с объединением их в моноблоки с внутренними полостями; создание специального стержневого оборудования для изготовления стержней по продувочным технологиям; разработку современной технологии и оборудования смесеприготовления; анализ, исследования и выбор оптимальных составов стержневых смесей с применением связующих материалов различных производителей; выбор современных технологий нейтрализации вредных выбросов стержневого производства.

В зависимости от типа используемых связующих материалов все технологии машинного производства стержней подразделяются на методы горячего и холодного отверждения, связанные с температурой нагрева стержневой оснастки. Каждая технология имеет свои достоинства и недостатки, определяющие область ее рационального использования. Как свидетельствует практический опыт, накопленный промышленностью за десятилетия применения машинных способов изготовления стержней, по совокупности технико-экономических показателей более прогрессивными являются холодные методы, существенные преимущества среди которых имеет технология Cold-box-amin.

Механизм предложенного в 1968 г. фирмой Ashland (США) метода Cold-box-amin заключается в продувке отформованного в ненагреваемой оснастке стержня газообразным катализатором из группы третичных аминов. Стержневая смесь для этого процесса приготавливается из сухого песка и связующего, состоящего из двух компонентов (растворов синтетической фенольной смолы и полиизоцианата). В процессе продувки стержня газообразным катализатором гидроксильные группы фенольной смолы стремительно и очень прочно соединяются с группами полиизоцианата, в результате чего образуется полиуретан, прочно связывающий зерна песка и обеспечивающий высокие эксплуатационные свойства изготавливаемых стержней. К достоинствам Cold-box-amin-процесса относятся высокие рабочие характеристики стержней (их низкая газотворность и высокая прочность, возможность изготовления моноблоков стержней, точность размеров и чистота поверхности литья); высокие экономические показатели процесса (производительность, отсутствие коробления оснастки, низкий уровень брака стержней и литья, низкая энергоемкость технологии); улучшение экологических показателей по сравнению с процессами горячего отверждения стержней.

Очень высокие технико-экономические характеристики технологии Cold-box-amin определяют значительные объемы применения данного процесса в промышленно развитых странах, где на его долю приходится 75–80% всех массово-выпускаемых отливок (в автомобиле- и моторостроении – до 90%). По ряду причин в странах СНГ технология Cold-box-amin используется сравнительно недавно и по объемам применения все еще в десятки раз уступает процессам горячего отверждения. Но за последние годы отношение наших специалистов-литейщиков к холодным процессам изменилось – опыт успешной эксплуатации технологии Cold-box-amin и широкий выбор на рынке литейного оборудования специальных стержневых машин и вспомогательного оборудования сформировал устойчивую тенденцию к стремительному расширению применения данного процесса. В настоящее время практически все существующие проекты модернизации стержневого производства основываются на применении технологии Cold-box-amin, что обуславливает возросший интерес к более глубокому изучению практических и теоретических вопросов применения данной технологии.

Первые крупные промышленные испытания новых технологий на основе современных подходов к техническому перевооружению были начаты и проведены на ОАО «МТЗ».

Чугунолитейный цех № 2 ОАО «МТЗ» специализирован на выпуске крупных корпусных отливок для тракторов серии 800–2000, в том числе *корпусов муфты сцепления, заднего моста, коробки передач, гидросистемы, блоков цилиндров* (четырёх- и шестицилиндровых). Цех был введен в эксплуатацию в 1964 г.

Опыт эксплуатации участка изготовления крупных стержней блока цилиндров в нагреваемой оснастке (рис. 2) показал следующее:

- несмотря на повышение точности стержней, по причине сильного коробления крупногабаритной оснастки при ее нагреве геометрия стержней достаточно часто нарушалась, при этом отливки не соответствовали требованиям по точности;



Рис. 2. Этап ранее действующей на ОАО «МТЗ» технологии изготовления стержней с применением тепловой сушки

- производительность процесса машинного производства крупных стержней по нагреваемой оснастке была низкая и составляла 5–6 мин на 1 сьем;

- для процесса были характерны высокие энергозатраты и высокая газонасыщенность рабочей зоны фенолом и формальдегидом.

К этому времени в мировой практике наметился интенсивный переход стержневых производств на новые технологические процессы Cold-box, которые полностью устраняют все указанные выше недостатки технологических процессов тепловой сушки и нагреваемой оснастки. К середине 90-х годов ОАО «БЕЛНИИЛИТ» завершило программу исследования и разработки вариантов современных продувочных технологий и приступило к разработке специализированного оборудования. Специалисты ОАО «МТЗ» и института пришли к выводу о необходимости

перевода производства крупных стержней на новые технологии Cold-box. Были разработаны концепция и программа работ по разработке и созданию технологического комплекса оборудования для производства крупных стержней номенклатуры литейного цеха № 2 по двум продувочным технологиям: Betaset и Cold-box-amin.

В конце 1997 г. были начаты совместные работы по реализации изложенной концепции и намеченной программы работ по переоснащению производства крупных стержней в литейном цехе № 2. Программа была рассчитана на полный перевод производства крупных стержней на продувочные технологии до 2005 г.

В рамках выполнения программы ОАО «БЕЛНИИЛИТ» разработало техническую документацию на две специальные стержневые машины для изготовления стержней из ХТС с продувкой газообразными отвердителями: мод. 4747Б2К1 – для стержней массой до 80 кг и мод. 4760Б2К1 – для стержней массой до 150 кг. Обе машины по своим техническим возможностям охватывают всю номенклатуру стержней литейного цеха № 2.

В основу конструкторских решений положены выполненные институтом в 80-х годах разработки базовых узлов машин для изготовления стержней в нагреваемой оснастке, хорошо себя зарекомендовавших в процессе длительной эксплуатации на многих заводах России и Беларуси. В конструкцию машин были введены дополнительные узлы и механизмы, потребность в которых вызвана принципиально новыми особенностями продувочных технологий. В состав комплектующих каждой из машин был включен газогенератор швейцарской фирмы «Luber» мод. LW-CBS/FDA-1640.

Отделом механизации и автоматизации ОАО «МТЗ» разработаны конструкции устройств для окраски стержней, в том числе краскомешалки, опрыскиватели, кантователи, захватные приспособления и др. В бюро печей отдела главного энергетика разработана конструкция специального проходного горизонтального сушила для подсушки окрашенных стержней. КБ отдела главного металлурга была разработана конструкторская документация на несколько комплектов оснастки к стержневым машинам, в основу которых (в отличие от западных фирм) положен принцип максимальной герметизации оснастки с целью минимизации выбросов в рабочую зону токсичных газовыделений. Разработка первых проектов оснастки осуществлялась под руководством специалистов ОАО «БЕЛНИИЛИТ».

Первая стержневая машина мод. 4747Б2К1 эксплуатируется с 2000 г. На ней изготавливаются стержни по одnogнездной оснастке для отливок *корпуса гидросистемы* массой 36 и 37,5 кг (рис. 3), а также по трехгнездной оснастке стержни для отливок *шестицилиндрового блока цилиндров* массой около 25 кг каждый.

Стержневая машина мод. 4760Б2К1 эксплуатируется с начала 2002 г., на ней изготавливаются по одnogнездной оснастке пустотелые стержни отливок *корпус муфты сцепления* массой соответственно 105 и 95 кг (рис. 4).

Вторая стержневая машина мод. 4747Б2К1 эксплуатируется с начала 2003 г., на ней по двухгнездной оснастке изготавливаются стержни для отливок *четырехцилиндровых блоков цилиндров* массой по 31 кг каждый и трехгнездной оснастке для отливок *шестицилиндровых блоков цилиндров* массой по 25 кг каждый.

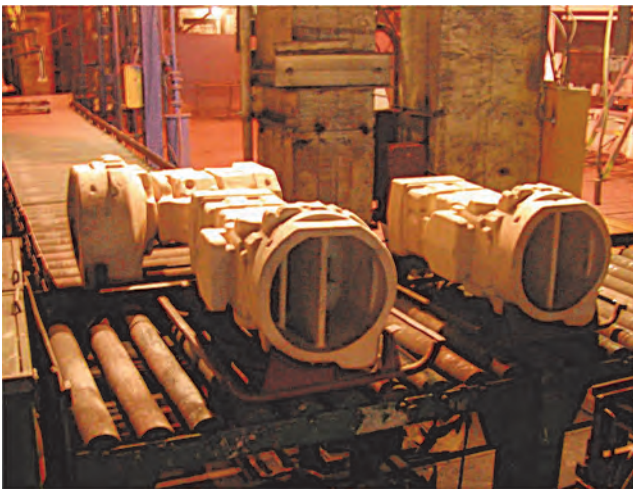


а

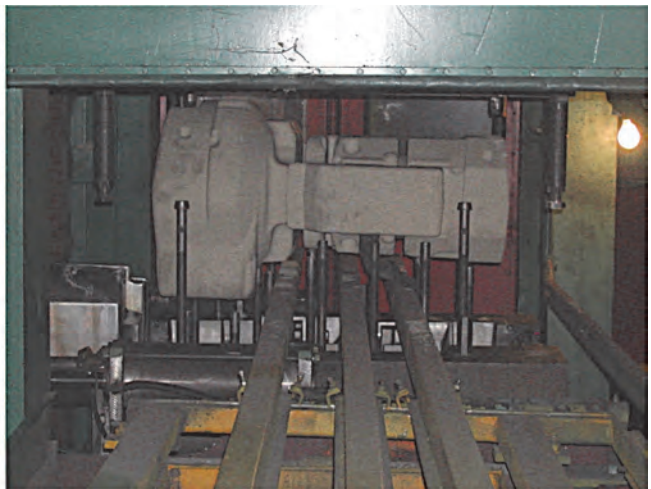


б

Рис. 3. Стержни отливки «корпус маслобака», изготовленные на машине мод. 4747Б2К1 по технологии Cold-box-amin



а



б

Рис. 4. Пустотелые цельные стержни отливки «корпус муфты» сцепления, изготовленные на машине мод. 4760Б2К1

На машинах мод. 4747Б2К1 производительность по отдельной номенклатуре отливок доведена до 35–37 съемов/ч (максимальная проектная производительность – 30 съемов/ч), на машине мод. 4760Б2К1 достигнутая производительность превышает минимальную проектную величину.

Выполнена модернизация стержневых автоматов мод. 4509С с переводом изготовления стержней на ХТС-процесс. Все машины работают стабильно, отлажены циклограммы и режимы продувки.

Следует отметить, что технология Cold-box-amin в совокупности со спецоборудованием в отличие от тепловой сушки позволила получать стержни пустотелыми, благодаря чему уменьшился расход песка на 15–25%. Снизился брак стержней и отливок, резко повысилось качество и точность отливок.

Время продувки для стержней отливок *блок цилиндров* и *корпус гидросистемы* колеблется от 35 до 50 с (в качестве отвердителя используется диметилэтиламин). При производстве стержней отливок *корпус муфты сцепления* применяется двойная продувка. Составы стержневых смесей и режимы продувки варьируются в зависимости от группы сложности отливок и конструктивных особенностей стержневой оснастки.

Весь процесс внедрения нового для ОАО «МТЗ» технологического процесса был осуществлен без остановки производства и позволил решить максимальное количество проблем, в том числе по геометрической точности и чистоте внутренних поверхностей крупных корпусных отливок.

Подтвержденные эксплуатационной практикой высокие технико-экономические показатели технологии Cold-box-amin создали базу для подготовки и реализации республиканской программы насыщения литейных цехов Республики Беларусь, а также заводов России и Украины этой технологией и возможными вариантами разновидностей комплекса оборудования без затрат валютных средств на закупки импортного оборудования для производства стержней.

Генеральным директором ОАО «МТЗ» Ф. А. Домотенко, зам. генерального директора по техническим вопросам и новым технологиям С. И. Сиротенко совместно с ОАО «БЕЛНИИЛИТ» принято реше-

ние о создании нового стержневого технологического комплекса в качестве альтернативы стержневому автомату «Лаэтре» (Германия), введенному в эксплуатацию в 2000 г.

Целью данного проекта является разработка ресурсосберегающего технологического комплекса с улучшенными экологическими параметрами для изготовления литейных песчаных стержней массой до 130 кг облегченной конструкции по технологии холодного отверждения для производства сложнопрофильных отливок из железоуглеродистых сплавов.

Включение проекта в государственную научно-технологическую программу «Машиностроение и машиностроительные технологии», подпрограмму «Технологии литья» подтверждают важность и необходимость принятого решения.

В настоящее время на ОАО «МТЗ» в ЛЦ-2 разработанный и изготовленный ОАО «БЕЛНИИЛИТ» стержневой технологический комплекс КТ4768Б2К1 успешно прошел пусконаладочные и приемочные испытания.

На сегодняшний день в металлургическом производстве ОАО «МТЗ» для завершения внедрения нового эффективного процесса изготовления стержней из холоднотвердеющих смесей необходима замена стержневых автоматов мод. 4509А на стержневые машины мод. 4751Б2К1, двух смесителей для приготовления стержневой смеси и лабораторного оборудования для определения физико-механических свойств смесей по ХТС-процессу, что позволит снизить брак в производстве отливок, сэкономить связующие компоненты, улучшить экологические показатели, условия труда рабочих в стержневых отделениях, позволят полностью автоматизировать процесс изготовления и простановки в формы стержней, получать стержни сложной конфигурации.

Внедрение этой технологии позволило снизить потребление природного газа при изготовлении стержней на 42% или на 7760,1 тыс. м³/в год; уменьшить уровень брака отливок на 18–23%, а стержней – на 26–54%; снизить расход песка на 21% или на 2150 т/в год; улучшить условия труда; автоматизировать процесс изготовления стержней; снизить трудоемкость изготовления стержней.

Проводимая ОАО «МТЗ» работа по техническому перевооружению металлургического производства позволит не только улучшить потребительские свойства выпускаемой продукции, ее товарный вид, но и успешно конкурировать на мировом рынке.



УДК 621.745

Поступила 17.08.2016

ДВИЖЕНИЕ ГАЗОВ В РОТАЦИОННЫХ НАКЛОНЯЮЩИХСЯ ПЕЧАХ GAS MOVEMENT IN ROTARY TILTING FURNACES

С. Л. РОВИН, УП «Технолит», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: technolit@tut.by,
Л. Е. РОВИН, В. А. ЖАРАНОВ, Гомельский государственный технический университет
им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: kaf_metallurgy@gstu.by

S. L. ROVIN, Technolit Co, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: technolit@tut.by,
L. E. ROVIN, V. A. ZHARANOV, Gomel State Technical University names after P. O. Sukhoj, Gomel,
Belarus, 48, Ocityabrya ave. E-mail: kaf_metallurgy@gstu.by

Представлены результаты исследований движения газов и процессов тепломассообмена в ротационных наклоняющихся печах (РНП) при термообработке дисперсных материалов. Исследования выполняли с помощью численного моделирования с использованием прикладных программных пакетов ANSYS CFX и Solid Works Flow Simulation. Полученные результаты были использованы при разработке РНП различной мощности и назначения и позволили повысить их технико-экономические характеристики.

The article presents the results of studies of gas movement and heat and mass transfer processes in the rotary tilting furnace (RTF) at the heat treatment of disperse materials. The study was performed through computer modeling using software packages ANSYS CFX and Solid Works Flow Simulation. The results were used to design RTF with different capacity and application and helped to improve their technical and economic characteristics.

Ключевые слова. Ротационные наклоняющиеся печи (РНП), движение газовых потоков, численное моделирование, тепло-массообмен, дисперсные материалы.

Keywords. Rotary tilting furnace (RTF), the movement of gas flows, numerical simulation, heat and mass transfer, dispersed materials.

Введение

Ротационные наклоняющиеся плавильные печи (РНП) обеспечивают наиболее эффективную тепловую обработку дисперсных материалов. Термический КПД этих печей на операциях нагрева таких материалов, как чугунная и стальная дробленая стружка, мелкий скрап, окалина и другие подобные материалы с размерами частиц от 0,05–0,1 до 30–50 мм, достигает 50–60%, что в 2,5–5,0 раз выше КПД традиционных плавильных агрегатов, применяемых в литейных и металлургических цехах [1].

В РНП при передаче тепла шихтовым материалам решающую роль играет конвективный теплообмен между потоком горячих газов (продуктов сжигания газообразного или жидкого топлива) и шихтой, находящейся в условиях динамического продуваемого слоя. При этом объемный коэффициент теплопередачи (α_v) достигает значений $(2-3) \cdot 10^3$ Вт/(м³·К), что на три порядка выше, чем при нагреве неподвижного слоя.

В общем случае нагрев дисперсного материала в слое может быть описан параболой [2]:

$$t = t_0(h + 1)^n,$$

где t_0 – температура на поверхности слоя; h – текущая относительная толщина слоя; $n = k\alpha_v$, (α_v – объемный коэффициент теплопередачи; k – эмпирический коэффициент, характеризующий нагреваемый материал, для дисперсных металлоотходов $n = 0,5-3,5$).

В свою очередь $\alpha_v = f(v_r)$, в первом приближении можно принять, что объемный коэффициент теплопередачи в продуваемом слое пропорционален относительной скорости газового потока в степени 0,5–0,8.

От скорости газового потока зависит и глубина проникновения газов в слой дисперсных материалов, которая в общем случае определяется скоростным напором газового потока, преодолевающим внутреннее сопротивление слоя (ΔP_c):

$$\Delta P_c \leq k_c \frac{136 v_{\Gamma}^2 \rho_{\Gamma}}{273 + t},$$

где k_c – эмпирический коэффициент, характеризующий слой материала.

Таким образом, передача тепла и интенсивность прогрева слоя материала за счет конвекции тем выше, чем выше скорость газа теплоносителя, турбулентность потока и интенсивнее перемешивание самого слоя. Все эти факторы в полной мере обеспечиваются в ротационных наклоняющихся печах.

В РНП благодаря сложному петлеобразному движению газового потока относительные скорости газов на поверхности материала достигают 20–30 м/с, что недопустимо в традиционных короткобарабанных или вращающихся трубчатых печах с прямоточным движением газов в связи с опасностью уноса дисперсных частиц. Кроме того, петлеобразное движение обеспечивает и более длительное пребывание газового потока в рабочем пространстве печи. Это, а также интенсивное перемешивание материала, находящегося в РНП, не только в радиальном (как в печах с горизонтальной осью вращения), но и в осевом направлении, позволяет значительно увеличить интенсивность всех тепломассообменных процессов.

Исследовать характер движения неизотермических турбулентных высокоскоростных газовых потоков в РНП, а тем более дать их количественную оценку только с опорой на натурные эксперименты или физическое моделирование невозможно. Точные ответы можно получить только путем численного (компьютерного) моделирования.

Методика и результаты исследования

Как правило, расчеты тепломассопереноса в печах базируются на исходных данных о режимах движения, которые задаются исходя из усредненных параметров или балансовых интегральных величин. Однако в таких агрегатах как РНП, характеризующихся высокими скоростями процессов, такой подход является непродуктивным и приводит к принципиальным ошибкам.

Для математического описания движения газов в РНП использовали систему уравнений Навье-Стокса для реальных неизотермических потоков, уравнения неразрывности, сохранения энергии и состояния, процессы теплопередачи описывали с помощью уравнения Фурье-Кирхгофа [2, 3].

Тепловой баланс проверялся путем совместного решения для тех же исходных данных уравнения Фурье с граничными условиями III рода для динамического слоя материала при замене коэффициента теплопроводности (λ) на приведенный коэффициент теплообмена ($\alpha_{\text{пр}}$) для продуваемого слоя: $\alpha_{\text{пр}} = \alpha_k d_{\text{экв}}$, где α_k – коэффициент конвективной теплопередачи; $d_{\text{экв}}$ – характерный размер (эквивалентный диаметр) частиц материала.

Для исследования аэродинамических и тепловых процессов, протекающих в РНП в условиях высоких градиентов температур и скоростей, были использованы прикладные программные пакеты (ППП) ANSYS CFX и Solid Works Flow Simulation [4].

Расчетная область включала в себя рабочее пространство печи с полной загрузкой. В качестве основного топлива был принят природный газ (метан), а в качестве окислителя – воздух при соотношении 1/10 с варьированием в процессе исследований в диапазоне от 1,2 до 0,6.

Результатами численного моделирования являются поля температур, скоростей, давлений, траектории движения газового потока, концентрации топлива, окислителя, продуктов реакции, а также конвективные и лучистые потоки тепла.

Исследования выполняли на виртуальной трехмерной модели РНП, построенной с использованием ППП SolidWorks 14.0 (рис. 1, а), которая затем с помощью генератора ANSYS Meshing была разбита на сетку с количеством элементов 290 665 (рис. 1, б).

В качестве параметров расчета были использованы следующие модели: модель вязкого газа при постоянном давлении (constant p); модель турбулентности; модель адиабатической стенки (Adiabatic Wall) с учетом поверхностных напряжений трения (без проскальзывания – NoSlip).

Схема решения уравнений: решатель высокой точности – HighResolution, максимальное число итераций – 100, критерий сходимости (порог невязок) – 10^{-4} по каждой основной расчетной величине. Форма проведения расчета: распараллеливание по схеме MPI с автоматическим разбиением сеточной модели на основе алгоритма MeTis.

Граничные условия задавались следующим образом:

- граница входа Inlet 1: расход природного газа, м³/ч; расход воздуха, м³/ч;
- свободный выход Open: статическое давление на выходе (StaticPressure for Entrainment), Па; статическая температура (StaticTemperature), К;

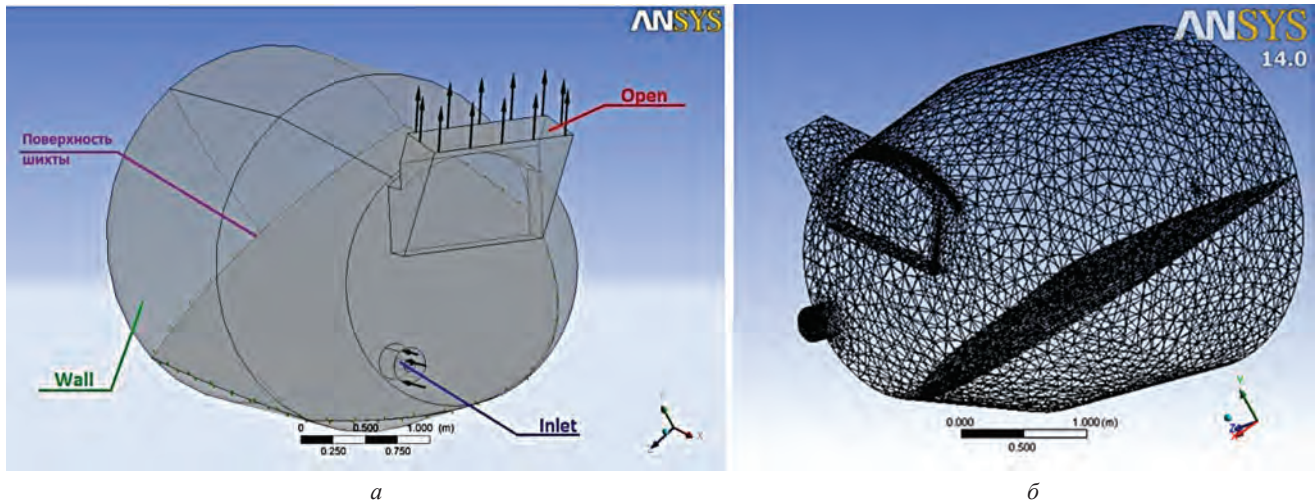


Рис. 1. Трехмерная модель ротационной печи (а) и расчетная конечно-элементная сетка (б)

- стенка печи – адиабатическая стенка (AdiabaticWall) с учетом поверхностных напряжений трения без проскальзывания;

- шихтовой материал – пористое проницаемое тело.

Выбор в качестве граничных условий составляющих скорости и статического давления на выходе является наиболее устойчивым для решения уравнений. Размер расчетной модели и продолжительность расчета позволяют уменьшить использование условия симметрии.

Для моделирования турбулентных течений уравнения усредняются по Рейнольдсу, т. е. используется усредненное по малому масштабу времени влияние турбулентности на параметры потока, а крупномасштабные временные изменения усредненных газодинамических параметров потока (давления, скорости, температуры) учитываются введением соответствующих производных по времени. Эта система уравнений сохранения массы, импульса и энергии нестационарного пространственного течения имеет следующий вид в декартовой системе координат (x_i , $i = 1, 2, 3$), вращающейся вокруг оси, проходящей через ее начало:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_k} (\rho u_k) = 0, \quad (1)$$

$$\frac{\partial (\rho u_i)}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_k} (\rho u_i u_k - \tau_{ik}) + \frac{\partial p_i}{\partial x_i} = S_i, \quad (2)$$

$$\frac{\partial (\rho E)}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_k} ((\rho E + P) u_k + q_k) - \tau_{ik} u_i = S_k u_k + Q_H \quad (3)$$

где t – время; u – скорость потока; ρ – плотность среды; P – давление потока; S_i – внешние массовые силы, действующие на единичную массу потока; E – полная энергия единичной массы потока; Q_H – тепло, выделяемое источником в единичном объеме потока; τ_{ik} – тензор вязких сдвиговых напряжений по координатам; q_i – диффузионный тепловой поток.

Для газов используется уравнение состояния идеального газа:

$$p_t = \rho_t R T, \quad (4)$$

где R – газовая постоянная моделируемого газа.

Наряду с моделированием диффузии тепла в текучей среде моделируется также теплопередача в твердых телах (в слое шихты) с помощью уравнения Фурье:

$$\frac{\partial (\rho e)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x_i} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x_i} \right) + Q_H, \quad (5)$$

где $e = cT$ – удельная теплоемкость; T – температура; λ – теплопроводность.

Для дискретизации дифференциальных уравнений используется метод конечных объемов [3, 4]. Собственно дискретизация рассмотренной непрерывной математической модели состоит в том, что зна-

чения физических переменных рассчитываются в центрах расчетных ячеек, а на границах этих ячеек определяются потоки массы, импульса, энергии, необходимые для расчета этих значений.

Пространственные производные аппроксимируются с помощью неявных разностных операторов второго порядка точности. А именно, полученное из уравнений (1)–(5) интегрированием по поверхности и объему ячейки расчетной сетки интегральное уравнение:

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_V U dV + \oint_S F dS = \int_V Q dV, \quad (6)$$

где U – вектор физических параметров (независимых переменных); V – объем ячейки; F – потоки; S – площадь поверхности (граней) ячейки; Q – массовые силы, преобразуется в дискретную форму:

$$\frac{\partial}{\partial t} (UV) + \sum_S FS = QV. \quad (7)$$

Потоки F рассчитываются с использованием их аппроксимаций второго порядка.

При моделировании движения газов в РНП были приняты исходные данные, характерные для условий рециклинга дисперсных отходов черных металлов: температура факела на входе – 1500–1750 °С, объем рабочего пространства – 10 м³, соответственно номинальный расход природного газа – 200–300 м³/ч, угол наклона печи в рабочем положении – 15°, вращение печи со скоростью – 1–5 об/мин. Параметры шихтовых материалов принимались в соответствии с характеристиками окалины, чугуновой и стальной дробленой стружки.

Течение газов в РНП носит сложный петлеобразный циркуляционный характер. Газовый поток образует циркуляции как в вертикальной, так и в горизонтальной плоскостях, причем при определенных режимах может происходить смена направления вращения. Скорости взаимодействия газов с материалом в РНП в несколько раз выше поступательной (осевой) скорости потока, что соответственно интенсифицирует теплообмен и уменьшает унос высокодисперсных фракций материала и пыли.

Конфигурация и взаимодействие газового потока с дисперсным материалом зависят не только от режима работы горелок, вращения печи и скорости газового потока, но и от расположения горелок, их числа и угла атаки – направления оси факела по отношению к поверхности материала.

Параметрами потока и соответственно тепломассообмена можно управлять, меняя вектор скорости газов на входе в рабочее пространство, например, изменяя расположение и угол установки горелки на крышке печи.

При расположении горелки со сдвигом от вертикальной оси симметрии вправо (в нижней правой четверти крышки) и вращении печи против часовой стрелки горячий поток продуктов сжигания топлива практически сразу на выходе из горелки сталкивается со слоем шихты. При этом из-за большого сопротивления со стороны материала основная часть горячего потока отклоняется вверх, успевая проконтактировать только с частью (50–60%) поверхности материала (рис. 2). После перемены направления движения поток по радиальной траектории движется вдоль стенки печи, отдавая тепло футеровке, а не материалу. На выходе из печи газы подсасываются входящим потоком в районе факела, образуя большую циркуляционную зону, занимающую почти 1/3 печного пространства.

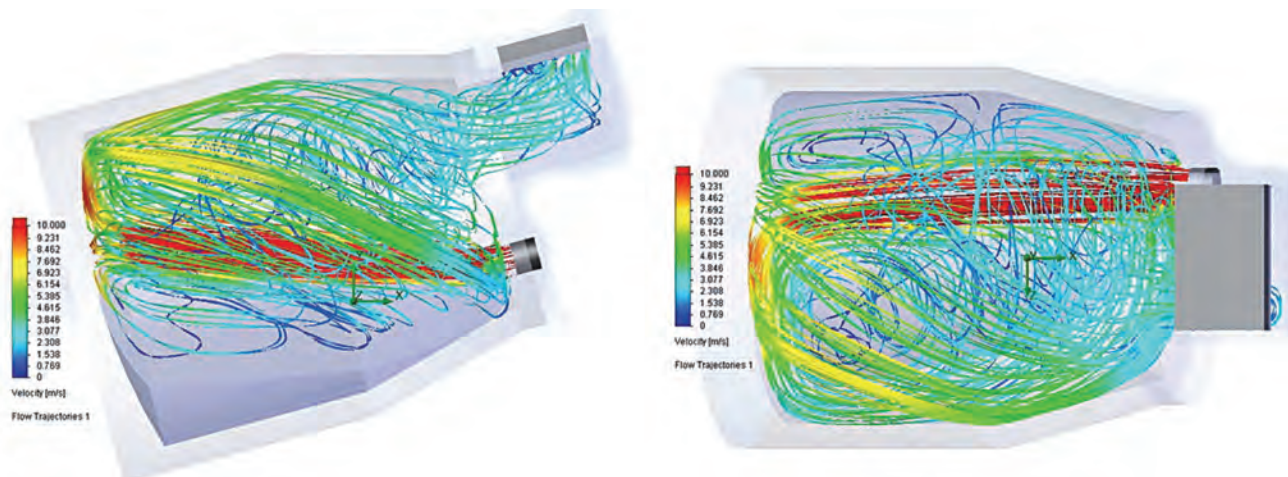


Рис. 2. Траектории движения и скорости газовых потоков при расположении горелки справа от вертикальной оси при вращении печи против часовой стрелки

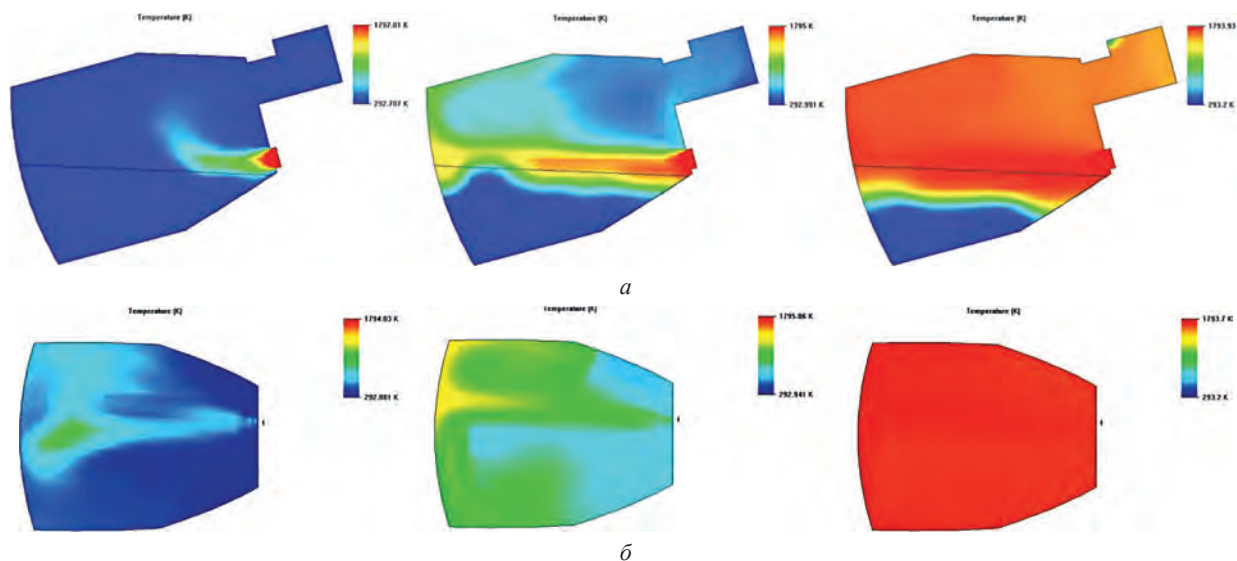


Рис. 3. Распределение температур в ротационной печи и их изменение во времени при расположении горелки справа: *а* – вид сбоку (распределение температур в вертикальных сечениях); *б* – вид сверху (распределение температур в горизонтальных сечениях печи)

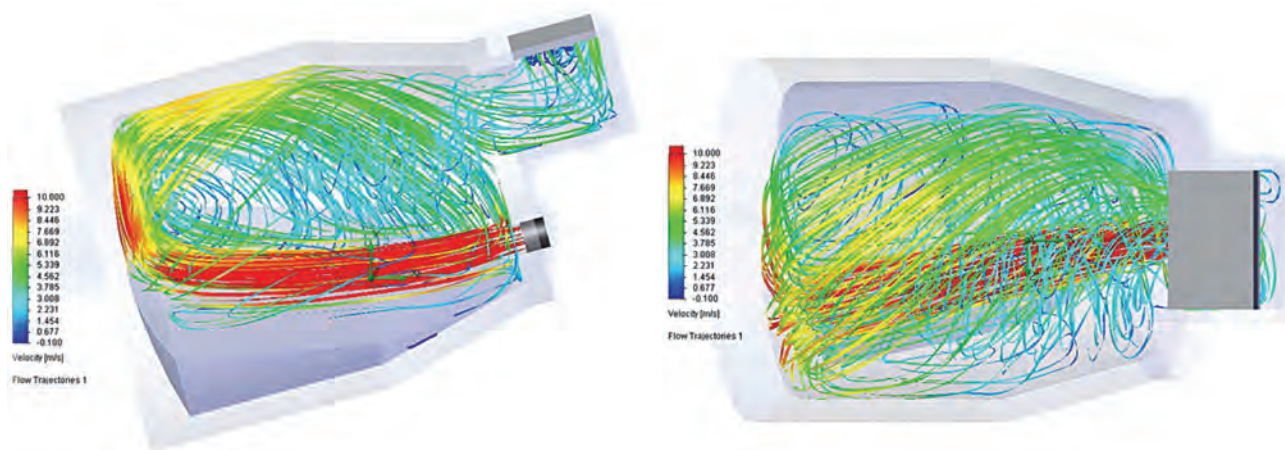


Рис. 4. Траектории движения и скорости газовых потоков при расположении горелки по центру

В результате материал в передней части печи прогревается меньше, чем у днища (рис. 3). Вихревые потоки в циркуляционной зоне препятствуют проникновению нагретого потока в глубь материала, нагрев совершается в основном за счет перемешивания материала и теплопроводности при контакте с футеровкой. На горизонтальных сечениях видно, что правая половина рабочего пространства прогревается значительно больше левой, что влечет за собой неравномерный нагрев материала и футеровки печи и, как следствие, удлинение цикла плавки, увеличение расхода топлива, уменьшение срока службы футеровки, повышение угара металлических компонентов шихты.

При расположении горелки по центру (рис. 4) она может быть установлена ниже. Это увеличивает настильность пламени и обеспечивает передачу большего количества тепла материалу за счет конвекции, а не только излучением от пламени и стенок печи.

Нагретый поток, пройдя по верхнему слою шихты, доходит до днища печи, поднимается по поверхности футеровки и затем по винтообразной траектории покидает рабочее пространство. Двигаясь вдоль поверхности шихты, газы проникают в материал, отдавая тепло, и способствуют его перемешиванию.

К материалу, находящемуся слева от оси факела, приходит незначительная часть горячего потока, его нагрев в основном осуществляется излучением от факела и за счет перемешивания (рис. 5).

Циркуляционная зона находится в центре печного пространства и смещена к дымоходу, при таком расположении она практически не оказывает негативного влияния на теплообмен и не создает препятствий горячим газам, контактирующим с шихтовым материалом.

При расположении горелки слева (рис. 6) пламя практически не испытывает никакого сопротивления со стороны материала, так как слева толщина слоя минимальна. При выборе соответствующего угла

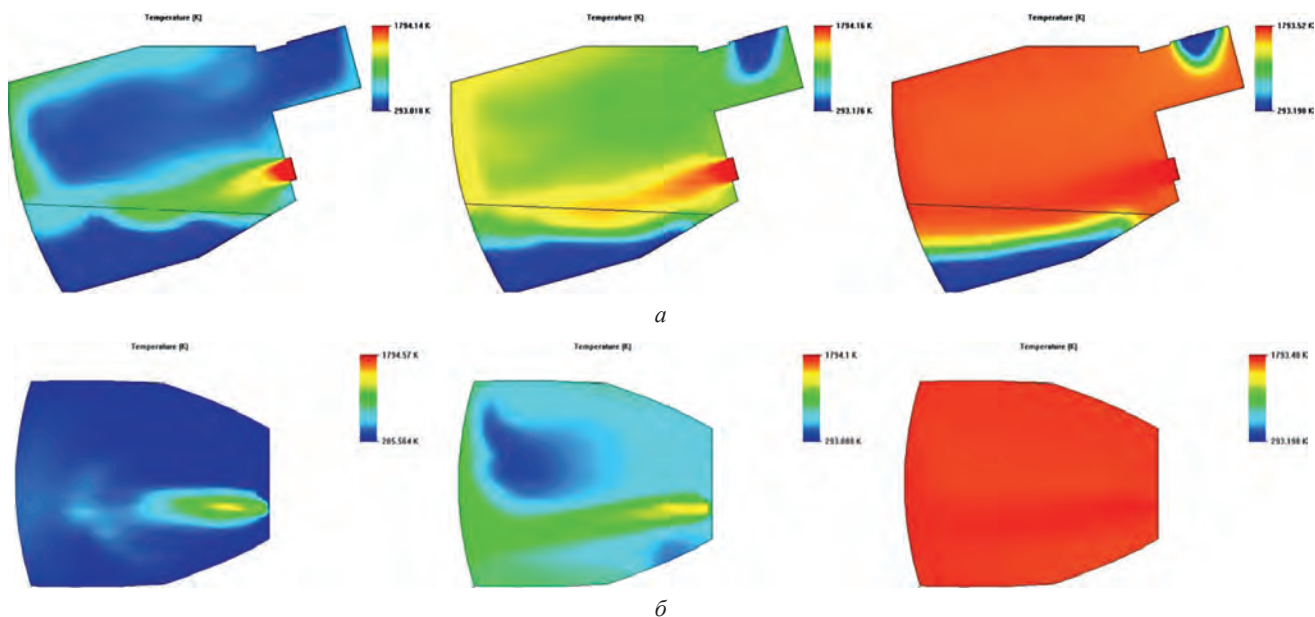


Рис. 5. Распределение и изменение температур в РНП при расположении горелки по центру: *а* – вид сбоку (сечение по горелке); *б* – вид сверху (распределение температур на поверхности шихты)

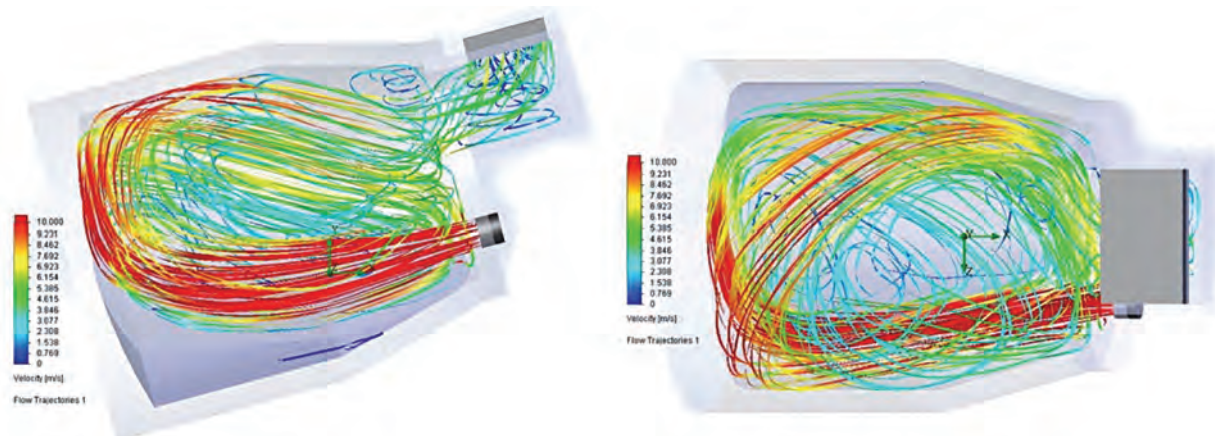


Рис. 6. Траектории движения и скорости газовых потоков при расположении горелки слева

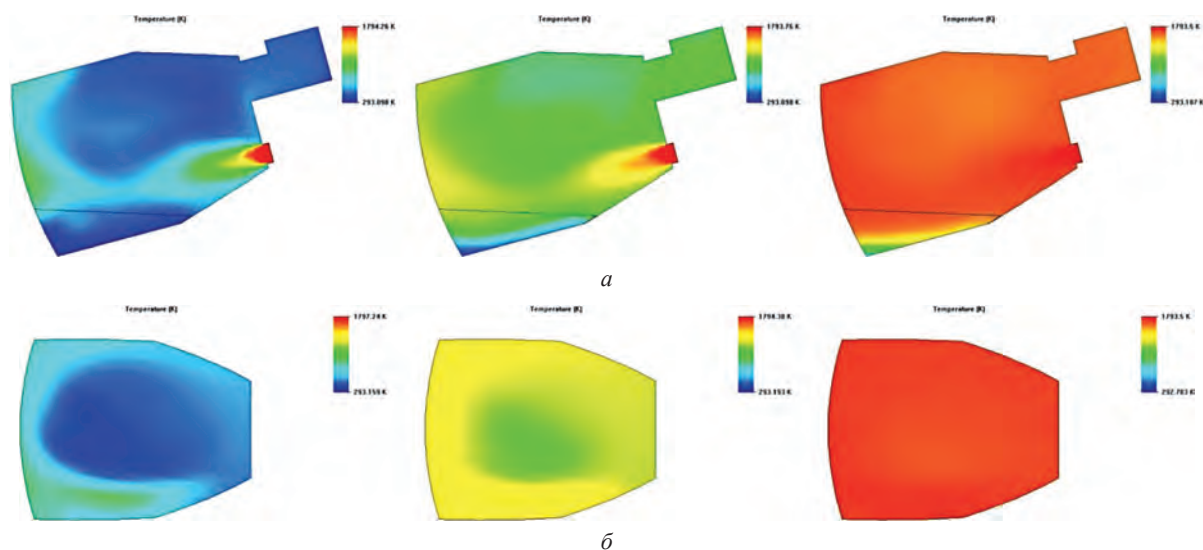


Рис. 7. Распределение и изменение температур в РНП при расположении горелки слева: *а* – вид сбоку (сечение по горелке); *б* – вид сверху (распределение температур на поверхности шихты)

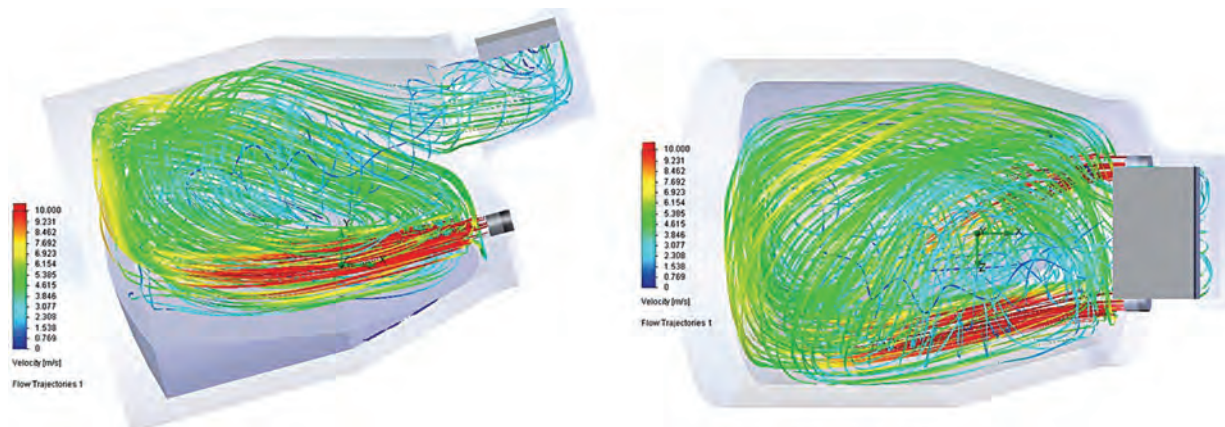


Рис. 8. Трасектории движения и скорости газовых потоков при установке двух горелок

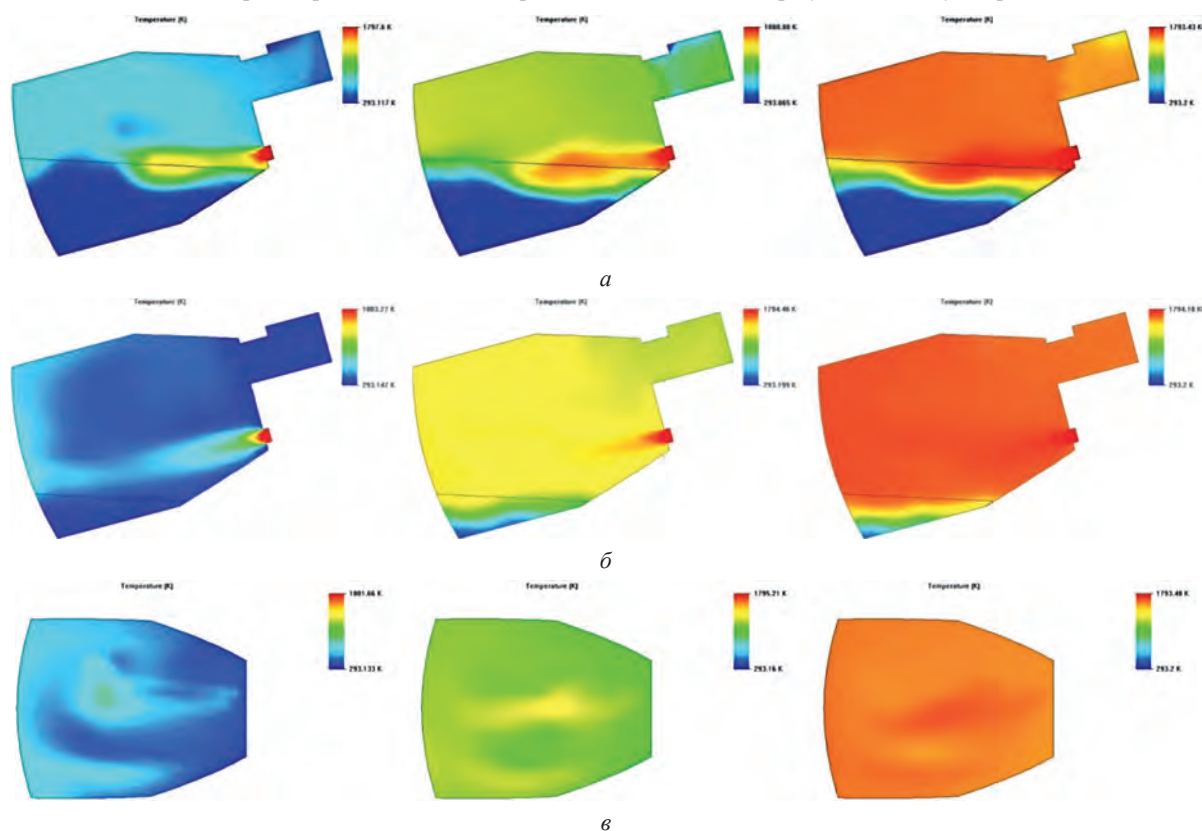


Рис. 9. Распределение и изменение температур в РНП при установке двух горелок: *а, б* – вид сбоку (сечения по горелкам); *в* – вид сверху (температурные поля на поверхности шихты)

атаки может быть обеспечена максимальная настильность потока и эффективность теплопередачи: газы по широкой дуге омывают всю поверхность материала и глубоко проникают в слой.

Циркуляционная зона образуется около патрубка отвода газов и практически не влияет на теплообменные процессы в рабочем пространстве печи. Из рис. 7 видно, что прогрев материала осуществляется равномерно по всей поверхности слоя. Равномерное распределение температурных полей и большая глубина проникновения газового потока в слой обеспечивают увеличение темпа нагрева материала в 1,3–1,5 раза по сравнению с вариантом расположения горелки справа.

Для крупных печей большой емкости (с объемом рабочего пространства 12–15 м³ и более) может быть использован вариант с установкой двух горелок при сохранении суммарного расчетного расхода газа (рис. 8).

При таком варианте поток из левой горелки совершает петлю аналогично варианту с одной горелкой. Поток из правой горелки из-за сопротивления со стороны слоя смещается и объединяется с потоком из левой горелки, увеличивая суммарную мощность потока. Происходит максимально возможное внедрение горячих газов в поверхностный слой материала (рис. 9).

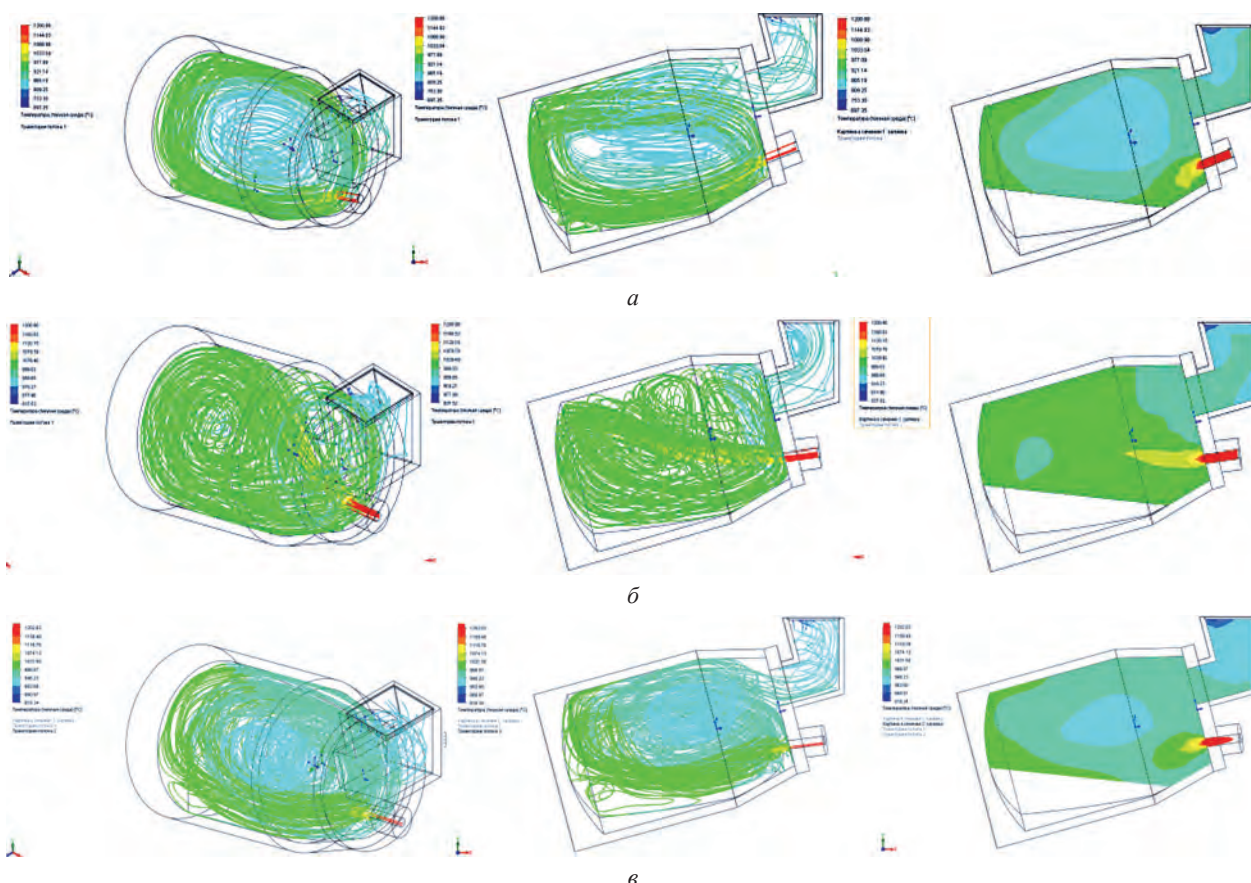


Рис. 10. Траектории движения газов и поля температур в РНП: *а* – установка горелки с углом наклона 5° вниз относительно оси печи; *б* – установка горелки с углом наклона $7,5^\circ$ вверх относительно оси печи; *в* – установка горелки с углом наклона $7,5^\circ$ вверх относительно оси печи и $7,5^\circ$ вправо в сторону материала

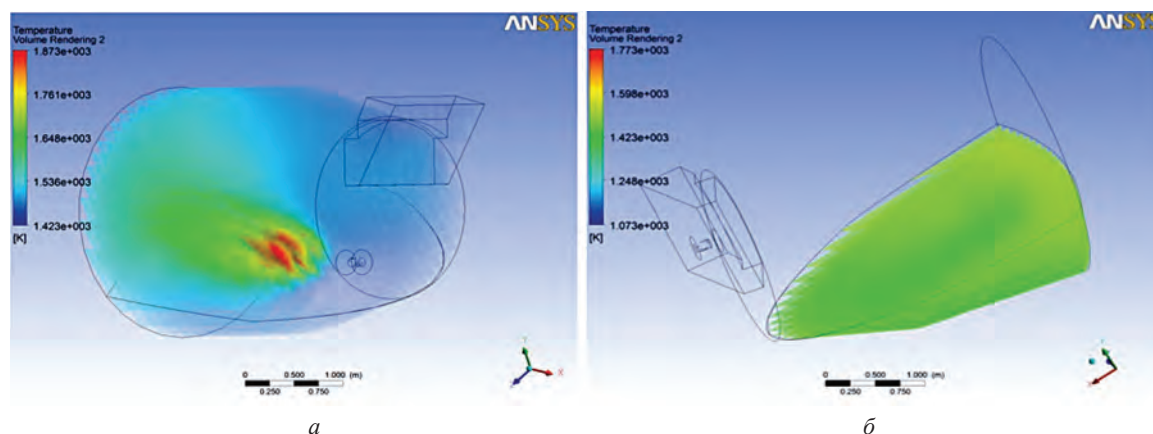


Рис. 11. Поля температур в ротационной печи: *а* – распределение температур в рабочем пространстве; *б* – распределение температур в объеме шихты

Эффективность и равномерность нагрева материала в значительной степени зависят также от угла атаки, который определяется положением оси горелки по отношению к поверхности материала, чему ранее не уделялось должного внимания. Результаты моделирования движения газового потока при различных углах поворота горелки приведены на рис. 10.

Наиболее эффективный нагрев дает вариант (рис. 10, *в*) при расположении горелки под углом $7,5^\circ$ вверх относительно оси печи и $7,5^\circ$ в сторону материала. Такое расположение горелки обеспечивает хорошую настильность пламени и равномерный прогрев верхнего слоя материалов как в твердой фазе, так и после расплавления, когда жидкая ванна занимает практически горизонтальное положение.

Эффективная работа РНП возможна только при условии, когда газовый поток омывает материал, находящийся у дна печи. Для этого динамический напор газового потока должен быть выше суммарно-

го сопротивления потоку, включая сопротивление пересыпающегося слоя материала. Компьютерное моделирование дает возможность определить наиболее эффективное как по удельным расходам компонентов, так и по конструктивным параметрам техническое решение. Каждому типоразмеру печи соответствует оптимальная длина факела.

Моделирование позволяет получить данные о распределении температур в рабочем пространстве печи как в газовой фазе, так и в объеме материала. На рис. 11 показано распределение температур в РНП на стадии перехода от нагрева шихты к жидкой фазе: температура в факеле составляет $\sim 1600^\circ\text{C}$, далее часть тепла переходит в материал, средняя температура по шихте – $\sim 1300^\circ\text{C}$, на выходе из печи температура – $1000\text{--}1200^\circ\text{C}$.

Выводы

Численное моделирование и расчет тепломассообменных процессов, происходящих в ротационных наклоняющихся печах при термообработке дисперсных материалов, позволяют не только представить качественную картину движения газов и материалов в РНП, но и определить количественные значения параметров тепломассопереноса.

Установлено, что движение газов в РНП характеризуется сложным циркуляционным режимом. Циркуляции происходят как в вертикальной, так и в горизонтальной плоскостях. Циркуляционные скорости в 3–5 раз и более превышают скорость движения газового потока вдоль оси печи, что обеспечивает значительную интенсификацию процессов теплообмена при минимальном уносе дисперсных частиц.

Характер движения газов в РНП и эффективность работы печи существенно зависят от скорости и направления (угла атаки) факела газовых горелок, а также от их расположения и параметров. РНП является тепловым агрегатом с возможностью управления вектором скорости газового потока, что позволяет в процессе плавки и нагрева, не меняя конструктивных параметров печи, в широких пределах изменять (регулировать) интенсивность технологических процессов.

На основе полученных результатов определены параметры эффективной и экономичной работы ротационных наклоняющихся печей, разработаны и апробированы на практике рекомендации по их проектированию и применению.

Литература

1. Ровин С. Л., Ровин Л. Е., Заяц Т. М. Металлургические достоинства ротационных наклоняющихся печей // *Литье и металлургия*. 2010. № 4. С. 40–44.
2. Зобнин Б. Ф., Казяев М. Д., Китаев Б. И. и др. Теплотехнические расчеты металлургических печей. М.: Металлургия, 1982. 360 с.
3. Арутюнов В. А., Бухмиров В. В., Крупенников С. А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей. М.: Металлургия, 1990. 412 с.
4. Алямовский А. А. Solid Works. Компьютерное моделирование в инженерной практике. СПб.: БВХ – С. Петербург, 2005. 800 с.

References

1. Rovin S. L., Rovin L. E., Zajac T. M. Metallurgicheskie dostoinstva rotacionnyh naklonjajushhihsja pechej [Metallurgical advantages of rotary kilns evading]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and Metallurgy*, 2010, no. 4, pp. 40–44.
2. Zobnin B. F., Kazjaev M. D., Kitaev B. I. *Teplotekhnicheskie raschety metallurgicheskix pechej* [Thermal calculations of metallurgical furnaces]. Moscow, Metallurgija Publ., 1982, 360 p.
3. Arutjunov V. A., Buhmirov V. V., Krupennikov S. A. *Matematicheskoe modelirovanie teplovoj raboty promyshlennyh pechej* [Mathematical modeling of the thermal performance of industrial furnaces]. Moscow, Metallurgija Publ., 1990, 412 p.
4. Aljamovskij A. A. *Komp'yuternoe modelirovanie v inzhenernoj praktike* [Computer modeling in engineering practice]. St.-Petersburg. BVH Publ., 2005. 800 p.



УДК 669.154

Поступила 20.06.2016

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА

NANOSTRUCTURAL PROCESSES OF MELTING AND MOULDING OF THE EUTECTIC SILUMIN

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

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

Показано, что плавление и литье эвтектического силумина являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами. В них главную роль играют центры кристаллизации эвтектических дендритов алюминия, нанокристаллы алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Роль модифицирующего флюса сводится к образованию натриевой эмульсии. На ней происходит выделение пузырьков водорода при эвтектической кристаллизации. Это способствует разветвлению дендритов и получению модифицированной микроструктуры силумина.

It is shown that melting and molding of the eutectic silumin are difficult physical and chemical nanostructural processes. In them the major role is played by the centers of crystallization of the eutectic dendrites of aluminum, aluminum nanocrystals, the dissolved and adsorbed hydrogen. The role of the modifying gumboil is reduced to formation of a sodium emulsion. On it there is an allocation of vials of hydrogen at the eutectic crystallization. It promotes a branching of dendrites and receiving the modified silumin microstructure.

Ключевые слова. Эвтектический силумин, плавка, литье, модифицирование, нанокристаллы, центры кристаллизации, дендриты, адсорбированный водород, натриевая эмульсия.

Keywords. The eutectic silumin, melting, molding, modifying, nanocrystals, the centers of crystallization, dendrites, the adsorbed hydrogen, a sodium emulsion.

Основную часть заготовок из алюминиево-кремниевых сплавов получают из эвтектического силумина. Он обладает высокими литейными свойствами и имеет сравнительно невысокую стоимость. Основными недостатками силуминов являются низкие механические свойства, для повышения которых используют процессы модифицирования микроструктуры отливок при их затвердевании. Для повышения механических свойств эвтектического силумина в основном применяют флюсы, содержащие NaCl. Они существенно разветвляют эвтектические дендриты и делают структуру отливок модифицированной. Известно, что в алюминиево-кремниевых сплавах кристаллические решетки алюминиевой и кремниевой фаз практически не отличаются от аналогичных для алюминия и кремния. Поэтому будем считать, что эвтектический силумин в основном состоит из переплетенных между собой дендритов алюминия и кремния. Причем первая фаза является ведущей, поскольку количественно ее больше, чем второй. От их разветвленности в основном зависят механические свойства отливок.

Принято считать, что модифицирующее действие NaCl определяется поверхностно-активными свойствами атомов натрия по отношению к центрам кристаллизации (ЦК) кремния. Но в этом случае они должны разрушаться по эффекту Ребиндера. Кроме того, известно, что натрий не растворим в жидком алюминии и не образует с ним никаких соединений. Поверхностное натяжение жидкого натрия значительно меньше, чем жидкого алюминия. Поэтому в расплаве силумина натрий будет находиться в виде эмульсии. В этом случае с точки зрения общепринятой (классической) теории модифицирования не ясен механизм воздействия NaCl на структуру эвтектического силумина.

Теория модифицирования сплавов должна исходить из теории жидкого состояния. В настоящее время она слабо разработана и достаточно противоречива. Современные представления о металлической

жидкости основаны на том, что расплав – однофазная система, состоящая из атомов. Кроме того, они по непонятному (случайному) механизму периодически и с очень высокой частотой образуют достаточно сложные упорядоченные области – кластеры. Их строение очень близко к структурам кристаллических фаз сплава. Считают, что время жизни кластеров составляет 10^{-10} – 10^{-11} с [1]. Такие крайне нестабильные структурные образования не могут иметь межфазной границы раздела «кластер-расплав». Поэтому классическая теория модифицирования не в состоянии объяснить адсорбционное действие атомов натрия при обработке расплава NaCl.

Чтобы понять процессы, происходящие при затвердевании сплавов, необходимо знать, что происходило до начала их кристаллизации. Для этого автор предлагает считать расплав, состоящим из термодинамически стабильных (равновесных) нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон. В пользу этой теории расплавов предоставляются следующие аргументы.

1. Между жидким и твердым кристаллическими состояниями должна быть наследственная структурная связь. Это означает, что в расплаве должны стабильно существовать, как минимум, элементарные кристаллические ячейки фаз. Для кристаллов алюминия их размер составляет 0,4 нм [2].

2. Центрифугирование доэвтектического силумина, содержащего 7,7% кремния, свидетельствует о существовании стабильных нанокристаллов. Их размер при 700 °С в среднем составлял 4,5 нм, а при 850 °С уменьшался до 3,0 нм [3].

3. Установлено, что при плавлении металлов может атомизироваться в среднем 3% ионов [4]. В результате уменьшается количество свободных электронов, что ослабляет металлическую связь. Это приводит к тому, что микрокристаллы распадаются на нанокристаллы и образуют бесструктурные атомизированные зоны. Они обеспечивают расплаву высокие реологические свойства.

4. Процессы адсорбции, связанные с газонасыщением расплава, его дегазацией и действием поверхностно-активных элементов, требуют стабильных межфазных границ раздела.

5. Для обеспечения принципа структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского необходимо, чтобы при кристаллизации существовали ЦК, состоящие из нанокристаллов фаз.

6. Правило фаз с учетом лапласовского давления доказывает, что расплав металла должен состоять из двух равновесных фаз: нанокристаллов и разупорядоченных зон [4].

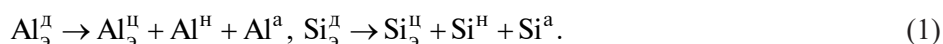
7. Термодинамика и кинетика формирования дендритов алюминия при высоких скоростях затвердевания доэвтектического силумина требуют, чтобы основными строительными структурными элементами процесса кристаллизации были не атомы, а нанокристаллы алюминия.

8. Прямые дифракционные исследования и эксперименты по малоугловому рассеянию рентгеновских лучей и нейтронов доказывают, что в расплавах довольно долго (стабильно) существуют кристаллические наноструктурные образования фаз (нанокристаллы). Например, в жидком алюминии радиус нанокристаллов алюминия составлял 1,9–2,2 нм [2].

9. Высокая устойчивость нанокристаллов фаз в расплаве кинетически обеспечивается за счет относительно низких значений удельной межфазной поверхностной энергии. Ее значение для нанокристаллов алюминия дисперсностью 4 нм составляет $0,79 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$ [4].

10. При плавлении металлов их коэффициенты диффузии (самодиффузии) скачкообразно увеличиваются в 1000–10 000 раз [3]. Соответственно, во столько же раз возрастают потоки веществ. Это свидетельствует о том, что в расплавах происходит кооперативный, нанокристаллический перенос веществ, а основными структурными единицами являются не атомы, а нанокристаллы.

Исходя из того, что расплавы состоят из нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон, можно исследовать и понять процессы плавки и литья эвтектического силумина. Его плавка включает расплавление сплава и перегрев расплава, а литье – процессы охлаждения, модифицирования и кристаллизации фаз. При рентгеноструктурном исследовании жидкого эвтектического силумина и его сверхбыстрой закалке силициды кремния не обнаружены, в расплаве фиксировались области чистого кремния [5]. Поэтому будем считать, что выше температуры ликвидус существуют в основном нанокристаллы кремния и алюминия. При плавлении эвтектического силумина происходит распад эвтектических дендритов алюминия ($\text{Al}_3^{\text{д}}$) и кремния ($\text{Si}_3^{\text{д}}$) на их центры кристаллизации ($\text{Al}_3^{\text{ц}}$, $\text{Si}_3^{\text{ц}}$), нанокристаллы ($\text{Al}^{\text{н}}$, $\text{Si}^{\text{н}}$) и атомы алюминия и кремния ($\text{Al}^{\text{а}}$, $\text{Si}^{\text{а}}$) по следующим реакциям:



При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды ($\text{H}_2\text{O}(\text{г})$) атмосферы воздуха происходит следующая реакция:



Растворенный водород диффундирует в бесструктурные зоны расплава, а затем адсорбируется на центрах кристаллизации алюминиевых дендритов. При достижении определенной концентрации адсорбированного водорода Al_9^{II} распадаются по эффекту Ребиндера на m более мелких нанокристаллов по следующей реакции:



В результате количество ЦК алюминиевых дендритов уменьшается. Известно, что с повышением перегрева силуминового расплава концентрация растворенного водорода увеличивается. Между ним и адсорбированным водородом существует термодинамическое равновесие. Поэтому с возрастанием перегрева количество адсорбированного водорода будет увеличиваться, а концентрация Al_9^{II} – уменьшаться.

При охлаждении расплава силумина концентрация растворенного водорода снижается вследствие протекания следующей реакции:



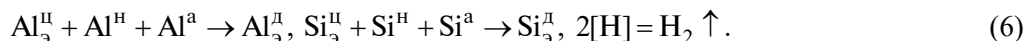
Соответственно будет уменьшаться концентрация адсорбированного водорода. В результате активизируется коагуляция нанокристаллов алюминия и увеличивается количество Al_9^{II} по реакции:



Реакции дегазации и десорбции водорода протекают достаточно медленно. Наибольший эффект достигается при длительном выстаивании расплава силумина вблизи температуры ликвидус. В реальных условиях литья охлаждение расплава происходит достаточно быстро. Существенно понизить концентрацию растворенного водорода до начала затвердевания не удастся. В результате в эвтектической кристаллизации участвует относительно меньшее количество ЦК. При этом из расплава выделяется почти весь растворенный водород, который попал туда при перегреве. Пузырьки водорода будут выделяться на кристаллизующихся дендритах фаз, в основном на Al_9^{II} [3]. Этот процесс препятствует разветвлению дендритов ведущей фазы, что соответственно приводит к получению немодифицированной эвтектической микроструктуры.

Для модифицирования микроструктуры отливок из эвтектического силумина в перегретый до определенной температуры расплав замешивают в относительно небольших количествах флюс, содержащий кристаллы NaCl . При этом в жидком металле образуются микропузырьки AlCl_3 и жидкий натрий. Последний диспергируется в эмульсию, что подтверждается существенным повышением вязкости жидкого силумина [6]. Микропузырьки AlCl_3 производят частичную дегазацию расплава от водорода. При этом интенсифицируются процессы коагуляции нанокристаллов и увеличивается количество ЦК. При эвтектическом превращении растворенный водород будет выделяться на натриевой эмульсии [3]. В результате начинают активно разветвляться дендриты алюминия и кремния, что приводит к получению модифицированной микроструктуры.

После модифицирующей обработки расплава эвтектического силумина его кристаллизация происходит по реакциям:



Натриевая эмульсия обладает относительно малым временем живучести. Она разрушается под действием адсорбированного водорода по эффекту Ребиндера.

Таким образом, плавка и литье эвтектического силумина являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами, в которых определяющую роль играют центры кристаллизации эвтектических дендритов алюминия, нанокристаллы алюминия, растворенный и адсорбированный водород.

Литература

1. Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005.
2. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.
3. Ершов Г. С., Бычков Ю. Б. Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья. М.: Металлургия, 1979.
4. Стеценко В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 33–35.
5. Залкин В. М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления. М.: Металлургия, 1987.
6. Строганов Г. Б., Ротенберг В. А., Гершман Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием. М.: Металлургия, 1977.

References

1. Brodova I. G., Popel' P. S., Barbin N. M., Vatolin N. A. *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv alyuminievykh splavov* [Initial fusions as basis of formation of structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005.
2. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Modificirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.
3. Ershov G. S., Bychkov Yu. B. *Vysokoprochnye alyuminievye splavy iz vtorichnogo syr'ya* [High-strength aluminum alloys from secondary raw materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979.
4. Stetsenko V. Yu. Klastery v zhidkikh metallakh – stabilnye nanokristally [Clusters in liquid metals – stable nanocrystals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no 2, pp. 33–35.
5. Zalkin V. M. *Priroda ehvtekticheskikh splavov i ehffekt kontaktного plavleniya* [Nature of the eutectic alloys and effect of contact melting]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987.
6. Stroganov G. B., Rotenberg V. A., Gershman G. B. *Splavy alyuminiya s kremniem* [Aluminum alloys with silicon]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977.



УДК 669.154

Поступила 20.06.2016

ОСНОВНЫЕ ТРУДНОСТИ СОВРЕМЕННОЙ ТЕОРИИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ. ПУТИ ПРЕОДОЛЕНИЯ

MAIN DIFFICULTIES OF THE MODERN METAL FUSION' THEORY OF CRYSTALLIZATION. WAYS OF OVERCOMING

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

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

Основными трудностями современной теории кристаллизации металлических расплавов являются несовершенные представления о строении расплавов, процессах зарождения и роста кристаллов и влиянии на них неметаллических частиц и растворенных газов. Для преодоления этих трудностей следует полагать: расплавы состоят из стабильных нанокристаллов и атомизированных бесструктурных зон; центры кристаллизации фаз образуются из нанокристаллов этих фаз; основными строительными элементами кристаллов являются не атомы, а нанокристаллы; неметаллические частицы играют второстепенную роль в процессе кристаллизации; растворенные газы оказывают непосредственное влияние на образование кристаллов и их морфологию.

The main difficulties of the modern theory of crystallization of metal fusion are imperfect ideas of a structure of fusions, processes of origin and growth of crystals and influence of nonmetallic particles and the dissolved gases. In order to overcome these difficulties it is necessary to assume: fusions consist of stable nanocrystals and atomic unstructured zones; the centers of crystallization of phases are formed of nanocrystals of these phases; the basic construction elements of crystals are not atoms, but nanocrystals; nonmetallic particles play a supporting role in the course of crystallization; the dissolved gases exert direct impact on formation of crystals and their morphology.

Ключевые слова. Кристаллизация, металлический расплав, кластеры, неметаллические частицы, дендриты, фазы, поверхностно-активные элементы, нанокристаллы, разупорядоченные зоны, центры кристаллизации.

Keywords. Crystallization, metal fusion, clusters, nonmetallic particles, dendrites, phases, surface-active elements, nanocrystals, chaotic zones, centers of crystallization.

Теория кристаллизации металлических расплавов должна исходить из теории жидкого состояния. В настоящее время она недостаточно разработана и противоречива. Принято считать, что металлические расплавы являются атомными однофазными системами, имеющими высокие реологические свойства и очень нестабильную кристаллическую структуру, которая представлена кластерами. Их строение очень близко к структурам твердых фаз. Считают, что время жизни кластеров составляет 10^{-10} – 10^{-11} с [1]. Гипотетически полагают, что они образуются случайно по непонятному флуктуационному механизму. Маловероятно, что такие крайне нестабильные структурные образования могут быть центрами кристаллизации (ЦК) твердых фаз. Кластеры не имеют межфазных границ раздела, поэтому не ясна их роль в процессе зародышеобразования и модифицирования поверхностно-активными элементами (ПАЭ). Современная теория кристаллизации металлических расплавов в основном опирается на теорию гетерогенного зародышеобразования. В ней в качестве ЦК в основном выступают стабильные (нерастворимые) в расплаве неметаллические частицы. Но они, как правило, не удовлетворяют принципу структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского в отношении кристаллов фаз [2]. Поэтому не ясна роль неметаллических частиц в процессе кристаллизации расплавов. В современной теории кристаллизации металлических расплавов основными строительными структурными элементами (материалами) служат атомы. Но в этом случае очень трудно объяснить высокую скорость образования и роста кристаллов при очень больших скоростях затвердевания отливок. Современная теория кристаллизации металлических расплавов предполагает образование в них стабильных (равновесных) двумерных зароды-

шей. Они необходимы для строительства кристаллов путем присоединения атомов. Но из всех зародышей наиболее вероятным (равновесным) будет такой, у которого при одинаковом объеме минимальна межфазная поверхностная энергия. В этом отношении двумерные (плоские) зародыши термодинамически проигрывают трехмерным (глобулярным). В связи с этим становится противоречивым механизм роста кристаллов. В современной теории кристаллизации металлических расплавов постулируется независимость удельной межфазной поверхностной энергии элементов кристалла от их радиусов кривизны. Установлено, что эта зависимость линейная [2–4]. В современной теории кристаллизации металлических расплавов также постулируется утверждение, что выделяющиеся на границе раздела твердой и жидкой фаз газы (в основном водород) не оказывают влияние на формирование кристаллов фаз. Считается, что газовые пузырьки зарождаются и растут преимущественно на неметаллических включениях, которые плохо смачиваются расплавом [5]. Это положение согласуется с концепцией зародышеобразования фаз, где абсолютизируется роль неметаллических частиц. Но многие эксперименты и термодинамические расчеты доказывают, что выделяющиеся при кристаллизации газы оказывают непосредственное влияние на процесс формирования кристаллов [2, 6]. Все эти трудности современной теории кристаллизации металлических расплавов сдерживают развитие теории литейных процессов и тормозят технологическое совершенствование литейного производства.

Самое слабое звено современной теории кристаллизации металлических расплавов – утверждение (гипотеза) о том, что основными (стабильными) структурными единицами расплава и процесса кристаллизации являются атомы. Однако в последнее время было установлено, что при плавлении металлов может атомизироваться в среднем только 3% ионов [7]. В результате уменьшается количество свободных (коллективизированных) электронов, что ослабляет металлическую связь. Это приводит к тому, что микрокристаллы распадаются на нанокристаллы и образуются бесструктурные атомизированные зоны, которые обеспечивают расплаву высокие реологические свойства. Исходя из этого, автор предлагает считать расплав, состоящим в основном из термодинамически стабильных (равновесных) нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон. В пользу таких представлений о структуре металлических расплавов существуют следующие аргументы.

1. Между жидким и твердым кристаллическими состояниями должна быть наследственная структурная связь. Это означает, что в расплавах должны стабильно существовать, как минимум, элементарные кристаллические ячейки фаз.

2. Из результатов по центрифугированию жидких равновесных бинарных сплавов следует, что в расплавах стабильно существуют структурные упорядоченные образования (нанокристаллы) фаз с радиусом 2–5 нм [8].

3. Процессы адсорбции, связанные с газонасыщением расплавов, их дегазацией и действием ПАЭ, требуют стабильных межфазных границ раздела фаз.

4. Явление металлургической структурной наследственности предполагает наличие в расплавах основных элементов кристаллов [9]. Такими элементами являются нанокристаллы фаз.

5. Для обеспечения принципа структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского необходимо, чтобы при кристаллизации расплавов существовали ЦК, состоящие из нанокристаллов фаз. Это подтверждается экспериментально методом растровой электронной микроскопии. Например, было установлено, что ЦК графитного дендрита состоит из глобулярных графитных нанокристаллов [10].

6. Правило фаз с учетом лапласовского давления доказывает, что расплав металла должен состоять из двух равновесных фаз: нанокристаллов и разупорядоченных зон [11].

7. Термодинамика и кинетика формирования дендритов фаз при высоких скоростях затвердевания сплавов требуют, чтобы основными строительными структурными элементами процесса кристаллизации расплавов были не атомы, а нанокристаллы фаз.

8. Прямые дифракционные исследования и эксперименты по малоугловому рассеиванию рентгеновских лучей и нейтронов доказывают, что в расплавах довольно долго (стабильно) существуют кристаллические наноструктурные образования фаз (нанокристаллы) [1].

9. Высокая устойчивость нанокристаллов фаз в расплаве кинетически обеспечивается за счет относительно низких значений удельных межфазных поверхностных энергий [11].

10. При плавлении металлов их коэффициенты диффузии (самодиффузии) скачкообразно увеличиваются в 1000–10 000 раз [8]. Соответственно, во столько же раз возрастают диффузионные потоки. Это свидетельствует о том, что в расплавах происходит кооперативный, нанокристаллический перенос веществ, а основными структурными единицами являются не атомы, а нанокристаллы фаз.

Следует считать, что ЦК образуются из нанокристаллов фаз. Если это коагуляционный процесс, то он может происходить без затрат энергии Гиббса, как и обратный процесс [2]. Распаду ЦК способствуют ПАЭ по эффекту Ребиндера. Примером одного из наиболее активных ПАЭ является растворенный кислород. Он обычно адсорбируется на нанокристаллах и препятствует образованию ЦК. Для существенного снижения концентрации ПАЭ используют модификаторы. Ими могут быть как химически активные элементы или соединения, так и неметаллические частицы. Последние обычно связывают ПАЭ по адсорбционному механизму. Например, модификаторы – активные раскислители связывают кислород, образуя оксиды (неметаллические частицы). Они могут служить адсорбционной защитой от действия ПАЭ. Поэтому в процессе кристаллизации расплавов модификаторы играют основную роль, а неметаллические частицы – второстепенную. При кристаллизации расплава происходит конденсация атомарного газа с последующей металлизацией. В результате усиливается связь между нанокристаллами. Они присоединяются к ЦК, а затем к этим нанокристаллам присоединяются другие по дендритному механизму. В результате образуется металлический дендрит. Его морфология (разветвленность) зависит от множества факторов, главными из которых являются скорость отвода теплоты кристаллизации (скорость затвердевания отливки) и растворенные газы. Последние выделяются непосредственно на дендритах фаз, чем препятствуют их разветвлению [2]. Одним из наиболее влиятельных газов служит водород. Процесс кристаллизации расплава в общем виде можно представить следующей реакцией [12]:



где Q – теплота кристаллизации.

Таким образом, основными трудностями современной теории кристаллизации металлических расплавов являются несовершенные представления о строении расплавов, процессах зарождения и роста кристаллов, влиянии неметаллических частиц и газов на процессы кристаллизации. Для преодоления представленных трудностей необходимо принять следующие положения: расплавы состоят из стабильных нанокристаллов и атомизированных бесструктурных зон; центры кристаллизации фаз образуются из нанокристаллов этих фаз; основными строительными элементами кристаллов являются не атомы, а нанокристаллы; неметаллические частицы играют второстепенную роль в процессе кристаллизации; растворенные газы оказывают непосредственное влияние на образование кристаллов и их морфологию.

Литература

1. Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005.
2. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.
3. Русанов А. И. Фазовые равновесия и поверхностные явления. Л.: Химия, 1967.
4. Стеценко В. Ю. Механизмы процесса кристаллизации металлов и сплавов // Литье и металлургия. 2013. № 1. С. 48–54.
5. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Металлургия, 1968.
6. Стеценко В. Ю. Термодинамика процесса выделения водорода при затвердевании металлов и сплавов // Литье и металлургия. 2013. № 1. С. 55–60.
7. Стеценко В. Ю. Металлические расплавы – наноструктурные системы // Литье и металлургия. 2014. № 1. С. 48–49.
8. Ершов Г. С., Черняков В. А. Строение и свойства жидких и твердых металлов. М.: Металлургия, 1978.
9. Никитин В. И., Никитин К. В. Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005.
10. Щабатинов М. П., Абраменко Ю. Е., Бех Н. И. Высокопрочный чугуны в автомобилестроении. М.: Машиностроение, 1988.
11. Стеценко В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 33–35.
12. Стеценко В. Ю. Наноструктурные процессы плавления, кристаллизации и модифицирования металлов // Литье и металлургия. 2015. № 3. С. 51–53.

References

1. Brodova I. G., Popel' P. S., Barbin N. M., Vatolin N. A. *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv aluminievyykh spлавov* [Initial fusions as basis of formation of structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005.
2. Marukovich E. I., Stetsenko V. Y u. *Modifitsirovaniye spлавov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.
3. Rusanov A. I. *Fazovye ravnovesiya i poverhnostnye yavleniya* [Phase balance and superficial phenomena]. Leningrad, Himiya Publ., 1967.
4. Stetsenko V. Yu. *Mekhanizmy processa kristallizatsii metallov i spлавov* [Mechanisms of process of crystallization of metals and alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 1, pp. 48–54.
5. Chalmers B. *Teoriya zatverdevaniya* [Theory of hardening]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968.
6. Stetsenko V. Yu. *Termodinamika processa vydeleniya vodoroda pri zatverdevanii metallov i spлавov* [Thermodynamics of process of release of hydrogen when hardening metals and alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 1, pp. 55–60.

7. **Stetsenko V. Yu.** Metallicheskie rasplavy – nanostrukturnye sistemy [Metal fusions – nanostructural systems]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 1, pp. 48–49.
8. **Ershov G. S., Chernyakov V. A.** *Stroenie i svoystva zhidkih i tverdyh metallov* [Structure and properties of liquid and solid metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978.
9. **Nikitin V. I., Nikitin K. V.** *Nasledstvennost' v lityh splavah* [Heredity in cast alloys]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2005.
10. **Shchebatinov M. P., Abramenko Yu. E., Beh N. I.** *Vysokoprochnyy chugun v avtomobilestroenii* [High-strength cast iron in automotive industry]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1988.
11. **Stetsenko V. Yu.** Klastery v zhidkih metallah – stabil'nye nanokristally [Clusters in liquid metals – stable nanocrystals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 33–35.
12. **Stetsenko V. Yu.** Nanostrukturnye processy plavleniya, kristallizatsii i modifitsirovaniya metallov [Nanostructural processes of melting, crystallization and modifying of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 3, pp. 51–53.



УДК 669.154

Поступила 20.06.2016

ОСНОВНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ЛИТЬЯ СИЛУМИНОВ. ПУТИ РЕШЕНИЯ MAIN PROBLEMS OF MOULDING OF SILUMINS. WAYS OF SOLUTION

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

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

Показано, что основные проблемы литья силуминов связаны с недостаточным модифицированием структуры отливок, их большой склонностью к газовой пористости, трудноудаляемыми неметаллическими включениями. Для решения этих проблем необходимы защита жидкого силумина от воздействия воздушной атмосферы; использование тиглей из оксида алюминия; рафинирование расплава от неметаллических включений и водорода; применение ускоренного затвердевания отливок.

The main problems of silumin' moulding are connected with insufficient modifying of casting structure, their considerable inclination to gas porosity, difficult to remove nonmetallic inclusions and these features are shown in the article. Protection of liquid silumin from influence of the air atmosphere; use of crucibles from aluminum oxide; refinement of fusion from nonmetallic inclusions and application of the accelerated hydrogen hardening of castings were used to solve these problems, as it is shown in the article.

Ключевые слова. Литье, плавка, силумин, модифицирование, газовая пористость, неметаллические включения, рафинирование, затвердевание отливок, микроструктура.

Keywords. Moulding, melting, silumin, modifying, gas porosity, nonmetallic inclusions, refinement, hardening of castings, microstructure.

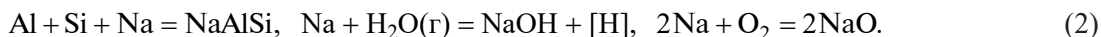
В настоящее время из алюминиевых сплавов наибольшее применение получили силумины. Они имеют относительно низкие плотность, стоимость, температуру плавления и обладают отличными литейными свойствами. Недостатки силуминов – это относительно невысокие механические и технологические свойства. Обычные силуминовые отливки обладают низкими пластичностью и антифрикционными свойствами, что объясняется следующими основными проблемами литья силуминов.

1. Недостаточное модифицирование структуры отливок.
2. Большая склонность к газовой пористости.
3. Трудноудаляемые неметаллические включения.

Первая проблема обусловлена отсутствием универсальных модификаторов, которые могли бы измельчать все фазы в отливках из силуминов. Кроме того, примесное модифицирование способствует наводороживанию расплава и его насыщению неметаллическими включениями. Основной структурной составляющей силуминов является алюминиево-кремниевая эвтектика (эвтектика). Для ее модифицирования используют флюсы, содержащие фтористый натрий, который реагирует с алюминием [1]:



В результате образуются криолит и жидкий натрий. Его поверхностное натяжение значительно меньше, чем у силумина. Поэтому в его расплаве жидкий натрий образует эмульсию. Именно она оказывает модифицирующее воздействие на эвтектику при затвердевании отливок из силуминов [2]. Эффективность действия натриевой эмульсии составляет не более 40 мин. После этого она коагулирует и всплывает на поверхность расплава. Здесь концентрация натрия существенно увеличивается и происходят следующие реакции:



Тройной силицид NaAlSi имеет температуру плавления 950 °С, поэтому в расплаве образует неметаллические включения [3]. Оксид натрия, частично восстанавливаясь алюминием, дает оксиды алюминия. Поэтому модифицирование силумина NaF насыщает расплав водородом и неметаллическими включениями, такими, как NaAlSi и Al₂O₃.

Для измельчения первичных кристаллов кремния в заэвтектических силуминах в основном используют фосфоросодержащую лигатуру, которая нейтрализует натрийсодержащий модифицирующий флюс, что приводит к получению отливок из заэвтектического силумина с относительно низкими механическими свойствами. Такие заготовки имеют либо мелкокристаллическую первичную микроструктуру, либо модифицированную эвтектическую. Для измельчения первичных кристаллов (дендритов) α-фазы используют лигатуры, содержащие такие устойчивые в расплаве интерметаллиды, как TiAl₃, ZrAl₃ и TiB₂. При коагуляции они образуют включения, ухудшающие механические свойства доэвтектического силумина. Но самым главным недостатком примесного модифицирования является эффект перемодифицирования. Он заключается в том, что при последующих переплавах модифицированного возврата и повторном применении таких же примесных модификаторов микроструктура отливок укрупняется, а их механические свойства снижаются. Это создает серьезные трудности применения вторичных сплавов. Проблема недостаточного модифицирования структуры отливок из силуминов заставляет исследователей искать пути ее решения. Самый эффективный из них – литье ускоренным затвердеванием. Это экологически безопасный процесс, обладающий универсальностью модифицирования всех фаз силуминов, высокой живучестью, отсутствием перемодифицирования.

Для существенного повышения скорости затвердевания отливок из силуминов разработаны способы литья закалочным затвердеванием и литье в кристаллизаторы с затопленно-струйными системами охлаждения [2]. Они позволяют получать заготовки диаметром 40–100 мм из силуминов с дисперсностями: α-фазы – 10–30 мкм; эвтектического кремния – 0,2–2,0; первичного кремния – 15–50 мкм. При этом эвтектический кремний имеет глобулярную форму, что значительно повышает механические и технологические свойства отливок из силуминов. Они становятся деформируемыми и антифрикционными сплавами. После термической обработки по режиму T5 заготовки из эвтектического силумина с глобулярным кремнием имеют следующие механические свойства: твердость – 120–140 МПа; временное сопротивление разрыву – 300–400 МПа; относительное удлинение – 2–5%. В Санкт-Петербургском институте машиностроения на торцовой машине трения в отсутствии смазки были проведены сравнительные триботехнические испытания заготовок из эвтектического силумина с глобулярным кремнием и бронзы БрОЦС5-5-5. Установлено, что при нормальном напряжении 12,8 Н и вращении с угловой скоростью 60 рад/с линейный износ и коэффициент трения скольжения по стали 45 у опытных силуминовых образцов был соответственно в 7 и 1,65 раз ниже, чем у аналогичных образцов из бронзы. Подобные испытания были проведены на машине трения СМЦ-2 со смазкой И20А. Установлено, что при нормальном напряжении 200 Н и вращении с угловой скоростью 30 рад/с линейный износ и коэффициент трения скольжения по стали 45 у образцов из эвтектического силумина с глобулярным кремнием были соответственно в 23 и 1,35 раз ниже, чем у аналогичных образцов из бронзы БрОЦС5-5-5.

Вторая проблема литья силуминов обусловлена высокой способностью расплава к насыщению водородом и его низкой растворимостью в затвердевшей отливке. Водород попадает в жидкий силумин по следующей реакции:



Оксидная пленка активно адсорбирует и удерживает пары воды даже при температуре расплава 890–900 °С [4]. Влага разрыхляет оксидную пленку, что облегчает доступ атмосферных паров воды к жидкому силумину. Основным газом, выделяющимся из расплава при его кристаллизации, является водород. Для снижения его концентрации в жидком силумине используют различные методы дегазации. Наиболее экологически безопасными и эффективными являются продувка расплава инертным газом, вымораживание, вакуумная и ультразвуковая обработка жидкого силумина, термовременная обработка шихты. Для дегазации инертным газом необходима система его глубокой очистки от паров воды и кислорода. Метод вымораживания основан на процессе выделения водорода из медленно охлаждающегося силуминового расплава. Основным недостатком этого способа дегазации является снижение производительности труда. Для ускорения процесса вымораживания в расплав добавляют твердые куски сплава [5]. Вакуумная и ультразвуковая обработка жидкого силумина требует специального оборудования. Кроме

того, эти способы дегазации относительно длительны по времени, что предполагает более высокий перегрев или подогрев расплава. Термовременная дегазация основана на существенном снижении концентрации водорода в шихте при ее нагреве и выдержке при температуре более 400 °С. Чтобы избежать насыщения расплава водородом, необходимо в процессе плавки и литья защищать жидкий силумин от воздействия воздушной атмосферы. Лучшей защитой служит инертный газ. Его заменителем может быть более дешевый очищенный от влаги и кислорода азот. Взаимодействуя с расплавом, этот газ частично образует высокодисперсные нитриды, которые способствуют измельчению зерна и повышению механических свойств отливок [5].

Третья проблема литья силумина обусловлена высокой реакционной способностью этого жидкого сплава. Он не реагирует только с оксидами алюминия. При взаимодействии расплава с углеродом образуется карбид Al_4C_3 , а при реакции с оксидами – неметаллические включения Al_2O_3 . Особо активно разъедается футеровка, в которой присутствует SiO_2 [4]. Оксид алюминия также образуется при взаимодействии жидкого силумина с воздушной атмосферой. Основными неметаллическими включениями в силуминовом расплаве являются частицы $\gamma-Al_2O_3$. Они относительно тяжелы, их удельный вес составляет 3,2–3,7 г/см³ [6]. Кроме того, с водородом дисперсные частицы $\gamma-Al_2O_3$ образуют адсорбированные комплексы, что позволяет им плавать в жидком силумине, образовывать с ним коллоидную систему [4, 6]. Эти комплексы существенно затрудняют дегазацию расплава по водороду известными методами. Поэтому сначала необходимо рафинировать жидкий силумин от оксидно-водородных комплексов, а затем снижать концентрацию оставшегося водорода дегазационными способами. Часто эти два процесса совмещают, используя рафинирующие флюсы и барботирующие газы. Лучшим из них является инертный газ, очищенный от влаги и кислорода. Инертный газ экологически безопасен и не реагирует с жидким силумином, в отличие, например, от CO_2 . При его взаимодействии с расплавом образуются Al_4C_3 и Al_2O_3 [4]. Для фильтрации жидкого силумина используют сетчатые и активные фильтры. Чтобы избежать насыщения расплава неметаллическими включениями, необходимо для плавки и литья использовать глиноземные (алундовые) тигли и защищать жидкий силумин от воздействия воздушной атмосферы. Лучшей защитой может служить очищенный инертный газ или азот.

Таким образом, основные проблемы литья силуминов связаны с недостаточным модифицированием структуры отливок, их большой склонностью к газовой пористости, трудноудаляемыми неметаллическими включениями. Пути решения этих проблем являются защита жидкого силумина от воздействия воздушной атмосферы; использование тиглей из оксида алюминия; рафинирование расплава от неметаллических включений и водорода; применение ускоренного затвердевания отливок.

Литература

1. Кудюмов А. В., Пикунев М. В., Чурсин В. М., Бибиков Е. Л. Производство отливок из сплавов цветных металлов. М.: Металлургия, 1986.
2. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.
3. Боом Е. А. Природа модифицирования сплавов типа силумин. М.: Металлургия, 1972.
4. Альтман М. Б., Стромская Н. П. Повышение свойств стандартных литейных алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1984.
5. Ершов Г. С., Бычков Ю. Б. Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья. М.: Металлургия, 1979.
6. Добаткин В. И., Габидуллин Р. М., Колачев Б. А., Макаров Г. С. Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах. М.: Металлургия, 1976.

References

1. Kudyumov A. V., Pikunov M. V., Chursin V. M., Bibikov E. L. *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnykh metallov* [Production of castings from alloys of non-ferrous metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986.
2. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Modifitsirovaniye splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.
3. Boom E. A. *Priroda modifitsirovaniya splavov tipa silumin* [The nature of modifying of alloys like alpac]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972.
4. Al'tman M. B., Stromskaya N. P. *Povysheniye svojstv standartnykh litejnykh alyuminiyevykh splavov* [Increase of properties of standard foundry aluminum alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984.
5. Ershov G. S., Bychkov Yu. B. *Vysokoprechnye alyuminiyevye splavy iz vtorichnogo syrya* [High-strength aluminum alloys from secondary raw materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979.
6. Dobatkin V. I., Gabidullin R. M., Kolachev B. A., Makarov G. S. *Gazy i okisly v alyuminiyevykh deformiruemykh splavakh* [Gases and oxides in aluminum deformable alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976.



УДК 669.245.018.45

Поступила 08.08.2016

ПОЛУЧЕНИЕ СЛОЖНО-ПРОФИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ КОМБИНИРОВАННЫМ СПОСОБОМ ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ И ВЫЖИГАЕМЫМ МОДЕЛЯМ

THE PRODUCTION OF COMPLEX PROFILE DETAILS BY COMBINED METHOD OF LOST-WAX CASTING AND OF CONSUMABLE PATTERN MODELS

О. И. ШИНСКИЙ, И. И. МАКСЮТА, Ю. Г. КВАСНИЦКАЯ, Е. В. МИХНЯН, А. В. НЕЙМА, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев, Украина, бульвар Вернадского, 34/1. E-mail: teleportik123@ukr.net

O. I. SHINSKY, I. I. MAKSYUTA, Yu. G. KVASNITSKAYA, E. V. MIKHNYAN, A. V. NEYMA, Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of National Academy of Sciences of Ukraine, Kiev, Ukraine, 34/1, Vernadskogo ave. E-mail: teleportik123@ukr.net

Разработанный и опробованный авторами технологический процесс получения сложно-профильных отливок из жаропрочного сплава марки ХН57КТВЮМБЛ комбинированным способом литья по выплавляемым восковым (литниковая система) и выжигаемым пенополистироловым моделям в оболочковые формы из комплексно-модифицированной керамики способствует снижению трещинообразования форм за счет правильно выбранного температурно-временного режима отжига формы с моделью. Кроме того, позволяет получить сложно-профильные отливки с минимизацией припуска на механическую обработку деталей, повысить их геометрическую точность и снизить шероховатость.

The technological process of receiving figurine castings of a heat resisting alloy HN57KTVYuMBL brand developed and tested by authors a combined method of lost-wax casting (pouring gate system) and of consumable expanded polystyrene pattern in shell forms kompleks modify ceramics promotes decrease in crack formation of forms at the expense of correctly picked up temperature and time mode of annealing of a form with model. Besides this method allows to receive figurine castings with minimization of an allowance for machining of details, to increase their geometrical accuracy and to lower a roughness.

Ключевые слова. Жаропрочный сплав, комплексно-модифицированная керамика, выжигаемая модель, пенополистирол, продукты деструкции, комбинированный способ литья.

Keywords. Heat-resisting alloy, kompleks modify ceramics, consumable pattern, expanded polystyrene, destruction products, a combined method of casting.

Введение

В последние годы традиционной технологией, используемой на предприятиях энергомашиностроения для получения литых сложно-профильных деталей, в частности лопаток газотурбинных двигателей (ГТД), является литье в многослойные оболочковые формы с выплавляемыми воскодержателями моделями (метод ЛВМ).

Однако из-за низкой (около 30 °С) температуры размягчения воскодержательной модельной массы, ее значительной объемной и линейной усадки и высокого коэффициента расширения при нагревании этот метод имеет ограниченные возможности при возрастании массы отливок. Кроме того, этот процесс достаточно трудоемок и экологически неблагоприятен. Как показывает практика последних десятилетий, технологически и экономически целесообразным является применение способа литья с использованием газифицированных моделей из полимеров (ЛГМ), в том числе пенополистирола (ППС). Такой способ литья дает возможность получить повышение точности геометрических размеров отливок, снижение трудозатрат, в том числе на оборудование и материалы, сокращение отходов производства. Но для жаропрочных сплавов, применяемых в качестве материалов для газотурбинных двигателей, применение га-

зифицируемых моделей может быть причиной чрезмерного науглероживания контактного слоя «металл-форма», что связано с взаимодействием расплава, заполняющего форму, с продуктами неполной деструкции ППС-модели [1–3]. Кроме того, при изготовлении ответственных деталей типа рабочих и сопловых лопаток ГТД, требующих высокой размерно-массовой точности, восковые модели вследствие низкой температуры плавления и повышенной усадки для габаритных отливок, не обеспечивают заданную регламентом точность [4]. Таким образом, для устранения перечисленных выше недостатков методов ЛГМ и ЛВМ предлагается полное либо предварительное (частичное) растворение моделей, или их выжигание.

В ФТИМС НАН Украины была разработана методика и проведена большая серия экспериментов по качественному и количественному анализу как процесса растворения ППС-моделей разного типа, так и термической деструкции в условиях, близких к реальной форме, в зависимости от температуры металла, скорости заливки формы и материала модели [5, 6]. Таким образом, технологические проблемы получения качественных отливок при применении удаляемых ППС-моделей требуют решения этих задач для каждой конкретной детали и вида используемых материалов.

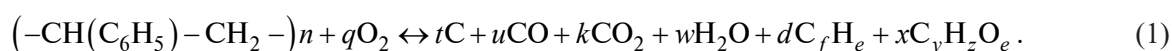
Целью представленных авторами исследований является разработка процесса литья и изготовления форм из комплексно-модифицированной керамики на основе корунда по выжигаемым моделям из ППС при получении сопловых лопаток компрессора низкого давления (КНД) силовой турбины UGT6000 для привода нагнетателей, электронагревателей и силовых двигателей из нового жаропрочного сплава ЧС-104 ВИ (ХН57КТВЮМБЛ) с повышенным содержанием активных тугоплавких элементов. Огнеупорным материалом, в частности для многослойных оболочковых форм, служила комплексно-модифицированная термо- и химически более стойкая огнеупорная смесь на основе корунда. Как было приведено в [5, 7], технология повышения термической и химической стойкости огнеупоров является предметом многолетних совместных исследовательских разработок НПКГ «Зоря»-«Машпроект» и ФТИМС НАН Украины.

Состояние вопроса. Процесс термического разрушения пенополистирола по законам термодинамики зависит как от мощности источника тепловой энергии, так и от теплофизических констант самого вещества модели (теплоемкости, теплопроводности), определяющих скорость нагрева поверхности и распространения тепла в объеме модели.

Анализ научной литературы показывает, что механизм структурно-фазовых изменений для разных температурно-временных режимов, происходящих в полистироле под воздействием высоких температур, можно представить следующим образом [1, 3, 8]. Подвод тепла к ППС в процессе тепловой обработки приводит к критическому или близкому к нему состоянию, и дальнейший обогрев его вызывает усадку материала и перевод в вязкотекучий гель [1, 8, 9] (рис. 1). Так, согласно законам термодинамики [1], любая система, состоящая из множества подвижных частиц или их комплексов, стремится к состоянию, которому в данных термодинамических условиях соответствует минимальный запас свободной энергии.

Для такого состояния характерна максимальная подвижность цепей макромолекул (звеньев) вплоть до их взаимного перемешивания и сцепления друг с другом. Считая, что вероятность существования полимера в таком состоянии стремится к нулю при $T \rightarrow T_{кр}$ можно оценить состояние его структуры как суперметастабильное – любое повышение температуры приводит к быстрому разрыву цепей доменов и распаду полимера в целом, т. е. полимер приводится к такой энергетической точке, когда любое изменение температуры сопровождается изменением в ту или другую сторону агрегатного состояния полимера: при $T \rightarrow T_{кр}$ – к его распаду, при $T < T_{кр}$ – к стеклообразному состоянию.

Учитывая сказанное выше, процесс термического разрушения пенополистирола при выжигании моделей в обычной печной атмосфере можно представить в виде [9]:



Как видно из реакции (1), процесс термоокислительного распада пенополистирола сопровождается образованием сложной смеси химических соединений как газообразных, так и в виде зольного остатка.

При совершенствовании технологии получения фасонных отливок повышенной геометрической точности из разработанных жаропрочных сплавов авторы данной работы поставили задачу – определение оптимальных температурно-временных параметров процесса удаления ППС-моделей и продуктов деструкции из оболочковых форм способом одно- или двухэтапного выжигания, решая при этом задачу сохранения основных этапов технологического процесса изготовления форм, принятых для конкретной номенклатуры отливок на предприятиях машиностроения.

Материалы, практическая реализация и результаты исследований. В практике современного литейного производства, кроме нагрева в сушильной печи, встречаются также такие способы выжигания модели из формы, как использование ацетиленокислородного пламени, а также струей кислорода. Но выжигание ацетиленокислородным пламенем до настоящего времени не дало положительных результатов и более технологичным, по мнению автора [8], оказался способ выжигания моделей направленной струей кислорода. Стояк (выпор) из пенополистирола поджигали и в очаг горения при помощи резака или трубки направляли струю кислорода. Модель быстро выгорала, причем продолжительность удаления модели зависела от ее объема и составляла обычно от 1 до 5 мин. Так как выжигание сопровождалось обильным выделением дыма, этот процесс необходимо проводить под вытяжным зонтом.

В ФТИМС НАН Украины был запатентован более рациональный способ использования повышенных температур для удаления ППС-моделей: термоизвлечение ППС-модели с помощью нагретой проволоки [10]. При этом применяется не полностью процесс выжигания ППС-модели, а используется низкотемпературный этап, приводящий к термокомпактированию, т. е. усадке модели, что дает возможность ее дальнейшего механического извлечения на стадии частичного оплавления. Таким образом, удается избежать накопления зольного остатка от сжигания ППС-модели в облицовочных слоях формы и возможного насыщения углеродом приповерхностной зоны отливки. Авторами работы [5] ранее была опробована возможность, в случае необходимости, применения дополнительной операции, включающей предварительное растворение зольных остатков ППС в полости формы органическими растворителями с последующим сливом через специальное устройство, но это отрицательно сказывается на трудоемкости и экономичности техпроцесса.

В качестве критериев оптимизации процесса выжигания при выборе того или иного типа ППС нами использовались следующие характеристики моделей: кажущаяся плотность, шероховатость поверхности, количество летучих веществ, количество негазифицируемого остатка при различных условиях обжига форм (зольность). Для проведения исследований использовали образцы нескольких типов ППС, применяемых в литейном производстве для изготовления моделей (табл. 1). Модели первого типа изготавливали двух размеров: объемом 34 и 103 см³ из готового блочного пенополистирола марки ПСБ-25 (EPS-EN13163) по ДСТУ Б EN 13163–2013 плотностью 25 кг/м³. Второй тип образцов аналогичных размеров изготавливали из значительно более прочного (табл. 1) экструдированного ППС марки 4000 CS (XPS СТО 72746455-3.3.1-2012) плотностью 35 кг/м³, имеющего однородную структуру из закрытых герметических ячеек, содержащих воздух. Этот тип ППС благодаря плотной структуре, как показал предыдущий опыт, обеспечивает большую жесткость и пониженную шероховатость элементов модели, при этом является экологически чистым.

Т а б л и ц а 1. Характеристики разных типов пенополистирола

Параметр	Вид пенополистирола, марка					
	блочный, марка		экструдированный, марка			
	ПСБ-15	ПСБ-25	Carbon eco	Carbon solid 500	4000 CS	Carbon solid 700
Плотность, кг/м ³	До 15	15–25	26–32	Не менее 36	35	Не менее 50
Средний размер гранул, мм	3,0–3,5	2,0–2,5	–	–	–	–
Количество гранул на 1 площадь поверхности (3,6 см ²), шт.	40–45	80–85	–	–	–	–
Прочность на сжатие при 10 % линейной деформации, МПа	0,05	0,10	0,25	0,16	0,50	0,70

При небольшой кажущейся плотности моделей (в пределах 8–25 кг/см³) и остаточном содержании порообразователя не выше 1,5%, возможно совместить операции удаления моделей с обжигом форм без их разрушения из-за подвспенивания моделей. Задача минимизации газовых и сажистых выделений была решена подбором технологических режимов обжига форм с дополнительным дожиганием продуктов деструкции при высокотемпературном обжиге.

Выбор температуры полного выжигания авторы данной статьи проводили с учетом результатов, приведенных в [1] как «способ *Replicast-CS (Shell moulding refractory)*».

Перед испытанием образцы измеряли в трех точках с погрешностью не более 0,1 мм. Для взвешивания образцов с целью определения истинной плотности ρ (кг/м³) использовали весы лабораторные электронные 4-го класса модели ВЛ Э134 завода «Госметр» (г. Санкт-Петербург).

В качестве опытного сплава при проведении лабораторных испытаний по выбору температурно-временных режимов выжигания для форм на жидкостекольном связующем использовали более дешевую в сравнении с жаропрочными сплавами на никелевой основе сталь марки 18Х2Н4МА. Для отработки технологии при получении деталей ГТД (сопловых лопаток) были выбраны разрабатываемые в ФТИМС НАН Украины совместно с ГП НПКГ «Зоря-Машпроект» (г. Николаев) высокохромистые модельные сплавы на основе никеля марки ЧС-104 (ХН57КТВЮМБЛ): Ni основа – 0,10% С – 20,0% Cr – 2,5% Al – 3,5% Ti – 10,2% Co – 0,05% Zr – 0,5% Fe, в которую с целью повышения эксплуатационных характеристик вводили элементы дополнительного легирующего комплекса 0,20–0,60% Mo – 2,0–5,0% W – 0,10–0,40% Nb – 1,0–3,0% Ta – 1,0–3,0% Re для лопаток судовых и энергетических ГТД. Выбор сплава был обусловлен широкой востребованностью этой марки на предприятиях газотурбостроения. Как показали исследования, проведенные методом высокотемпературного дифференциального термического анализа (ВДТА) на установке ВДТА-8М с точностью $\pm 5^\circ\text{C}$, такие сплавы имеют температуру плавления в области 1370°C .

С целью повышения эксплуатационных характеристик керамических материалов для используемых оболочковых литейных форм была предложена концепция применения комплексного модифицирования огнеупорных смесей на основе корунда металлическими порошками алюминия и кремния, что приводит к возрастанию прочности комплексно-модифицированной керамики в 1,5–2,5 раза (предел прочности на изгиб 6–8 МПа при 20°C ; 3,5–4,5 МПа при 1500°C) [4, 5]. При изготовлении формы в качестве базовой технологии использовали регламент ТИ 260-424-91, принятый к серийному производству форм на предприятиях машиностроения, изготавливающих фасонные отливки по выплавляемым моделям для деталей ГТД, а в качестве формовочной композиции использовали разработанную комплексно-модифицированную смесь на основе корунда.

Согласно известной температурной зависимости фазовых превращений в пенополистироле [1], термоусадочные изменения ППС становятся заметны при температуре выше 100°C и усиливаются к 160°C (рис. 1). Первичный этап выжигания из готовых форм (образцы с предварительно растворенными моделями и образцы без растворения) выполняли в камере лабораторного сушильного электрошкафа СНОЛ 67/350 с диапазоном автоматического регулирования температуры в интервале $50\text{--}350^\circ\text{C}$. Формы в течение 1 ч подвергали тепловому воздействию при постепенном повышении температуры от 20 до 150°C с целью инициации первичного газовыделения и начального этапа деструктивных изменений. При нагревании фиксировали резкое уменьшение объема ППС-моделей с первых же минут и соответственно увеличивалась их объемная плотность. Для постоянного контроля температуры дополнительно через отверстие в крышке камеры печи нагрева вводили горячий спай термопары типа хромель-алюмель. Спай термопары снабдили специальным приспособлением, позволяющим фиксировать его в любой точке пространства, как в объеме формы, так и в рабочей камере печи. Наблюдали, что при нагреве ППС обеих марок до температуры $80\text{--}85^\circ\text{C}$ он переходит в высокоэластичное состояние и увеличивается в объеме за счет внутреннего давления паров порообразователя, при дальнейшем нагреве до 150°C постепенно переходит в вязкотекучее состояние.

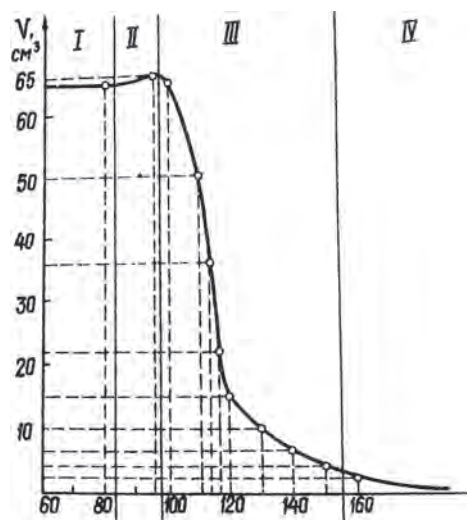


Рис. 1. Температурная зависимость изменения объема пенополистироловой модели в керамической форме

Однако при обжиге формы на ее внутренней поверхности могут выявляться специфические дефекты, расположенные в местах скопления расплавленного ППС. Причиной появления данных дефектов может быть отрыв микрочастиц керамики от поверхности формы при расплавлении моделей в процессе обжига форм. Такой вид брака возможно сократить при применении более прочных видов ППС-моделей с шероховатостью поверхности не ниже 6-го класса по ДСТУ ГОСТ 25142:2009 (ГОСТ 2789-73). Исходя из этого, для предотвращения возникновения описанных выше дефектов авторами предложено комбинированное использование способа ЛВМ и выжигания. При этом способе литниковая система, не требующая повышенной размерной точности, с целью минимизации используемой массы ППС для уменьшения сажистого осадка выполнялась из воскодержащей модельной массы КС-5А, разработанной фирмой «Карион» (г. Днепропетровск), в то время как формы для деталей изготавливаются с помощью ППС-моделей. Для обеспечения нужной чистоты поверхности керамической

оболочки формы, а соответственно и литой детали модели лопаток перед сборкой окунали в расплавленный парафин марки Т-1 (СТО 00148636-004-2007). Также нами успешно опробовано покрытие из воскоподобной модельной массы Велен 1 и 3%-го раствора канифоли в спирте. При этом на поверхности ППС-модели оседает слой восковой массы от 0,2 мм, что способствует гарантированному припуску на обработку и снижению шероховатости, а также обеспечивает технологический зазор, компенсирующий термическое расширение ППС-модели в процессе выжигания.

При выплавлении модельной восковой массы из литниковой системы, а также с поверхности ППС-моделей принимали меры, чтобы зона оболочки с лопатками из ППС не подвергалась интенсивному нагреву. Для этого на зону блока лопаток нанесли обмотку из теплоизолятора на основе мулитокремнезистого волокна МКРР-130 (использовали маты толщиной ~ 10 мм в два слоя), а затем поместили на разогретый в печи поддон.

На втором этапе, после выплавки модельной массы, блок охладили обдувом воздуха (вентилятором), удалили теплоизолятор и загрузили в термическую печь камерного типа чашей вниз для выжигания ППС-модели согласно режиму: температура загрузки в печь – 20–25 °С, подъем температуры 100 °С/ч с приоткрытой дверью для подсоса воздуха с целью создания окислительной атмосферы. Через 1 ч выдержки при 750 °С охладили блоки с печью до комнатной температуры. Незначительный зольный остаток от выжигания модельной массы удалили с помощью эжектора, а затем промыли (наливом) несколько раз теплой водой. Затем форму высушили в шкафу при температуре 200 °С, загрузили на предварительную прокалку при 850–900 °С в камерную печь на 8–10 ч с последующей заливкой сплавом ЧС-104 ВИ в литейной установке УППФ-2 согласно принятому на предприятии регламенту.

Так, при выполнении нами высокотемпературной фазы выжигания в интервале температур 500–550 °С наблюдалось более интенсивное газовыделение. Предположительно, состав выделившихся газов может соответствовать результатам, полученным авторами работ [1, 3, 8]. Представленный количественный и качественный хроматографический анализ на хроматографе ХЛ-2 выделившихся газов и конденсата (коксовый остаток, сажа) при выжигании пенополистирола марок ПСВ-Л и ПСБ-А плотностью 25 кг/м³ при температуре металла 700, 1300 и 1550 °С. Наличие кислорода в пенополистироле как адсорбированного, так и свободного в порах пенопласта, приводит к окислительной термодеструкции полистирола с образованием СО. По данным хроматографического исследования газа в процессе деструкции полистирола при температуре 800 °С, газ состоит из 25,8% Н₄, 14,6% С₂Н₄, 2,6% С₃Н₆.

Результаты входного визуального контроля отлитых авторами данной работы деталей подтвердили минимизацию взаимодействия внутренней оболочки формы с кристаллизующимся расплавом: керамика формы легко удалялась ударами молотка по прибыльной чаше и стояку, практически не требуя пескоструйной обработки.

Элементы разработанной опытной технологии могут быть использованы в серийном производстве более крупногабаритных лопаток ГТД с высотой профиля пера свыше 300 мм, для которых восковые модели не обеспечивают достаточной прочности при изготовлении формы.

По результатам исследований возможностей применения комбинирования в одном процессе способов ЛВМ и литья по удаляемым ППС-моделям при динамическом нагреве (выжигании) можно выделить следующие преимущества:

- благодаря постепенной усадке материала во время термокомпактирования при выбранных скоростях нагрева формы с моделью удалось избежать интенсивного газовыделения, что могло стать причиной образования трещин керамических слоев, кроме того, изготовление литейной чаши с помощью выплавляемой восковой модели снижает массу ППС, уменьшая, тем самым, возможное количество сажистого остатка;

- исследование качества полученных отливок позволило констатировать как существенное сужение контактной зоны (рис. 2), так и отсутствие поверхностных плен и микропористости; проведенный в режиме сканирования анализ приповерхностной зоны методом МРСА не обнаружил отклонений распределения в ма-

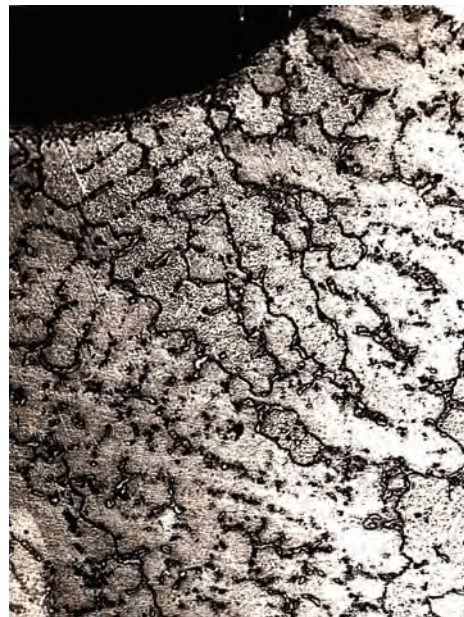


Рис. 2. Микроструктура отливки (перо лопатки ГТД с контактным слоем «металл-форма»), полученной способом комбинированного литья в форму из комплексно-модифицированной керамики, сплав ЧС-104 ВИ. ×500

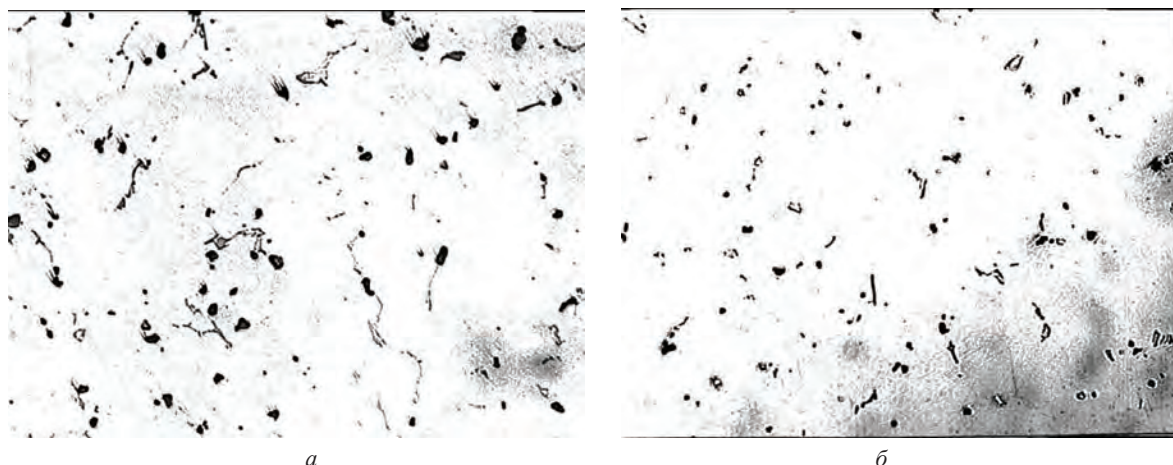


Рис. 3. Неметаллические включения в микроструктуре отливки (лопатка ГТД): *а* – залитого в корундовую форму, применяемую в серийном производстве; *б* – залитого в форму из комплексно-модифицированной керамики. $\times 250$

трице сплава (γ -твердый раствор) и структурных составляющих (γ' -фаза и карбиды) активных легирующих элементов Ti, Al, Cr;

- исследование микроструктуры контактной зоны «металл-форма» показало, что уровень содержания неметаллических включений (нитридов, оксидов) (табл. 2, рис. 3) меньше допустимого регламентными документами, что свидетельствует как об отсутствии взаимодействия расплава с остаточными продуктами деструкции ППС-моделей (сажистый остаток), так и с формой из комплексно-модифицированной керамики.

Таблица 2. Содержание газов и неметаллических включений в контактной зоне «металл-форма» отливок

Сплав	Суммарное количество неметаллических включений, мас. доля, %	Содержание газов, мас. доля %		
		O ₂	H ₂	N ₂
ЧС104 (Ta+Re)	0,0059	0,0047	0,00018	0,0032
	0,0052	0,0035	0,00019	0,0029
Сталь (18Х2Н4МА)	0,0056	0,0031	0,00022	0,0031
	0,0062	0,0026	0,00021	0,0028

Примечание. В числителе – полученные ЛВМ, в знаменателе – полученные комбинированным способом.

Предложенная авторами комбинированная технология изготовления оболочковых форм из комплексно-модифицированной керамики может способствовать как снижению трещинообразования форм, так и уменьшению трудозатрат на механическую обработку деталей за счет повышения их геометрической точности и снижения шероховатости.

Литература

- Шуляк В. С. Литье по газифицируемым моделям. СПб.: НПО «Профессионал», 2007. 408 с.
- Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
- Шинский О. И. Газогидродинамика и технологии литья железоуглеродистых и цветных сплавов по газифицируемым моделям: Дис. ... д-ра техн. наук. Киев, 1997. 481 с.
- Шинский О. И., Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Михнян Е. В., Нейма А. В. Применение растворимых пенополистироловых моделей при получении литых деталей газотурбинных установок // Литье и металлургия. 2016. № 1. С. 46–52.
- Шинский О. И., Максютя И. И., Нейма А. В., Квасницкая Ю. Г., Михнян Е. В. Получение деталей ГТД в оболочковых формах с растворимыми моделями // Литейное производство. 2015. № 5. С. 19–25.
- Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Нейма А. В., Михнян Е. В., Тихонова О. А. Выжигаемые ППС-модели как перспективный метод улучшения качества литых деталей ГТД // Процессы литья. 2015. № 3. С. 47–56.
- Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Верховлюк А. М., Мяльница Г. Ф. Повышение ресурсных возможностей газотурбинных установок путем оптимизации легирующего комплекса // Процессы литья. 2016. № 4. С. 46–51.
- Литье по выжигаемым моделям. Хабаровск: Изд-во Хабаровского гос. техн. ун-та, 2002. 58 с.
- Литье по газифицируемым моделям. Киев: Изд-во ИПЛ АН УССР, 1975. С. 125–133.
- Пат. № 91224, Украина, МПК (2014) В22С 9/02. Способ формовки по разовым моделям / О. И. Шинский, В. С. Дорошенко, А. В. Нейма. Опубл. 25.06.2014. Бюл. № 12.

References

1. Shuljak V. S. *Lit'e po gazificiruemym modeljam* [Lost foam casting]. Sankt-Petersburg, NPO Professional Publ., 2007. 408 p.
2. Kablov E. N. *Litye lopatki gazoturbinnih dvigatelej: splavy, tehnologii, pokrytija* [Cast vanes of gas turbine engines: Alloys, Technologies, Coatings]. 2nd ed. Moscow, Nauka Publ., 2006. 632 p.
3. Shinskij O. I. *Gazogidrodinamika i tehnologii lit'ja zhelezouglerodistyh i cvetnyh splavov po gazificiruemym modeljam*. Diss. dokt. tehn. nauk [Gas and hydrodynamics and technology casting of iron and non-ferrous alloys by gasified models. Dr. techn. sci. diss.]. Kiev, 1997. 481 p.
4. Shinskij O. I., Maksjuta I. I., Kvasnickaja Ju. G., Mihnjan E. V., Nejma A. V. *Primenenie rastvorjaemyh penopolistirolovyh modelej pri poluchenii lityh detalej gazoturbinnih ustanovok* [The application of models of polystyrene which dissolve for obtaining cast parts gas turbines]. *Lit'e i metallurgija = Foundry Production and metallurgy*, 2016, no. 1, pp. 46–52.
5. Shinskij O. I., Maksjuta I. I., Nejma A. V., Kvasnickaja Ju. G., Mihnjan E. V. *Poluchenie detalej GTD v obolochkovyh formah s rastvorjaemymi modeljami* [The technological problems of getting GTE parts in shell molds with dissolved models]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2015, no. 5, pp. 19–25.
6. Maksjuta I. I., Kvasnickaja Ju. G., Nejma A. V., Mihnjan E. V., Tihonova O. A. *Vyzhigaemye PPS-modeli kak perspektivnyj metod uluchshenija kachestva lityh detalej GTD* [The polystyrene foam models that burned as a promising method for improving the quality of cast parts GTE]. *Processy lit'ja = Casting process*, 2015, no. 3, pp. 47–55.
7. Maksjuta I. I., Kvasnickaja Ju. G., Verhovljuk A. M., Mjal'nica G. F. *Povyshenie resursnyh vozmozhnostej gazoturbinnih ustanovok putem optimizacii legirujushhego kompleksa* [Increased resource capacity gas turbines by optimization of alloying complex]. *Processy lit'ja = Casting process*, 2016, no. 4, pp. 46–51.
8. Grigor'ev V. M. *Lit'e po vyzhigaemym modeljam: Uchebnoe posobie dlja studentov special'nosti litejnoe proizvodstvo chernyh i cvetnyh metallov* [Casting by models that burned: textbook for students of a specialty foundry of ferrous and nonferrous metals]. Khabarovsk, Habar. gos. tehn. un-t Publ., 2002. 58 p.
9. Shuljak V. S. e. a. *Lit'e po gazificiruemym modeljam* [Lost foam casting]. Kiev, IPL AN USSR Publ., 1975, pp. 125–133.
10. Shinskij O. I. e. a. *Sposob formovki po razovym modeljam* [The method forming by one-off model]. Patent UA, no. 91224, 2014.



УДК 621.74.045

Поступила 16.07.2016

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ОСНАСТКИ ДЛЯ ЭФФЕКТИВНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПЕСЧАНОЙ СМЕСИ ПРИ ВАКУУМНОЙ ФОРМОВКЕ IMPROVEMENT OF EQUIPMENT FOR EFFECTIVE HARDENING SAND MIXTURE BY VACUUM MOLDING

В. С. ДОРОШЕНКО, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев, Украина, бульвар Вернадского, 34/1. E-mail: doro@gmail.com

V. S. DOROSHENKO, Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of National Academy of Sciences of Ukraine, Kiev, Ukraine, 34/1, Vernadskogo ave. E-mail: doro@gmail.com

Рассмотрены конструкции опочной и модельной оснасток для эффективного упрочнения песчаной смеси при вакуумной формовке (ВПФ) и литье по газифицируемым моделям (ЛГМ). Уплотнение и вакуумирование песчаной смеси – два главных фактора влияния на прочность литейной формы и качество отливок, методы регулирования которых позволяют совершенствовать эти литейные процессы.

The review deals with the design flask tooling and patterns for effective hardening sand mixture in the vacuum molding (V-Process), and molding on a one-off patterns (Lost Foam Casting). Sealing and evacuating sand mixture – two major factors influence the strength of the casting mold and casting quality, management practices which will enable to improve the casting process.

Ключевые слова. *Песчаная форма, вакуумная формовка, оснастка литейная, опока, разовая модель, вакуум, песчаная смесь, упрочнение смеси, литье по газифицируемым моделям.*

Keywords. *Sand casting, vacuum molding, foundry flask, a single pattern, a vacuum, a mixture of sand, hardening mixture, Lost Foam Casting.*

Существенное уменьшение массы литых металлоконструкций является одной из актуальных задач исследований и конструкторских разработок в литейном производстве. Современные литые конструкции в силу используемых литейных процессов и традиционных условий их конструирования в странах СНГ, по мнению проф. О. И. Шинского, превышают расчетные служебные показатели в 1,5–2,0 раза, а в Западной Европе – в 1,3–1,5 раза [1], что приводит к перерасходу энергоносителей, шихтовых материалов и трудоемкости литейного производства. Для осуществления металлосбережения значительным потенциалом обладают методы формообразования, основанные на физических способах упрочнения песчаной формы, в частности, разновидности литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) и вакуумно-пленочной формовки (ВПФ) с вакуумированием песчаной формы. В этих методах сыпучая песчаная смесь (из многократно используемого песка с добавлением до 5% свежего) свободно обтекает при формовке модели без возможности прилипания в отличие от смесей со связующим. Это позволяет формировать модели практически без уклонов и способствует металлосбережению. По точности отливок такие методы приближаются к литью по выплавляемым моделям.

Если прочность смесей со связующим традиционных песчаных форм определяется физико-химическим механизмом адгезионно-когезионного взаимодействия дисперсной системы, включающей связующее и песок, то в вакуумируемых формах из песка без связующего роль последнего в создании прочности формы выполняет градиент газового давления на границе «литейная полость – песчаная среда формы». Научное представление о механизме сохранения прочности вакуумируемой формы на этапах формообразования и заливки формы расплавом состоит в том, что прочность песчаной формы пропорционально зависит от величины разрежения газа в ее поровом объеме [2].

Это определяют конструктивные особенности опочной оснастки вакуумируемых песчаных форм. Если в формах со связующим опочная оснастка выполняет функцию механического крепления смеси, то

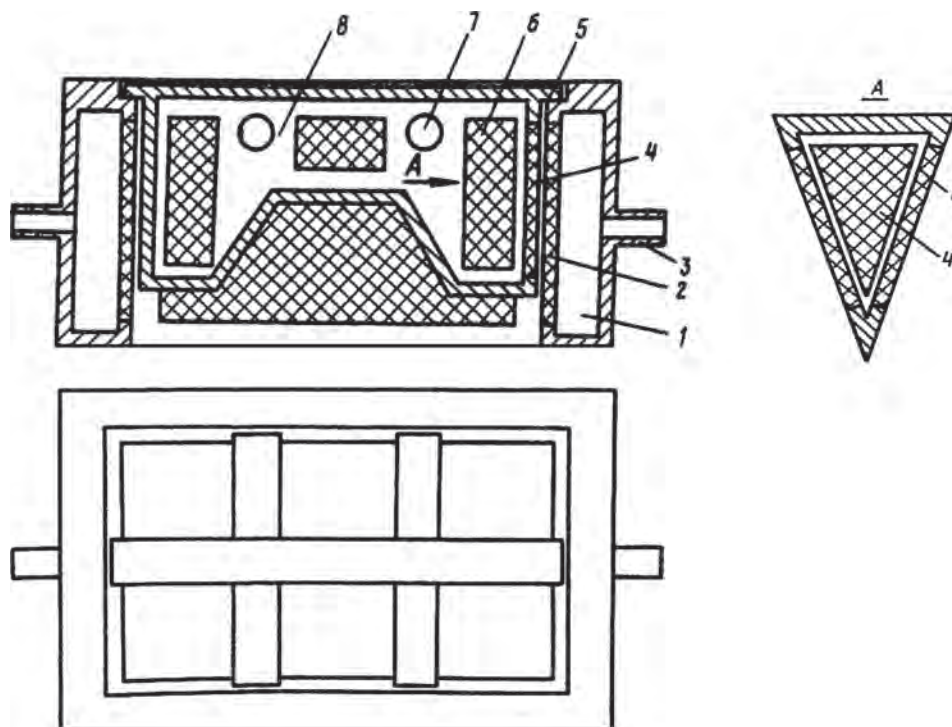


Рис. 1. Опока со вставными ребрами в разрезе, вид А и вид в плане (сверху)

в вакуумируемых формах эта функция дополняется потребностью обеспечить заданный уровень разрежения в песчаных стенках формы с учетом сопротивления движению газа в песчаной среде, наличия источника газовыделения в полости формы и частичной ее разгерметизации при заливке металлом. Рассмотрим ряд конструкций опок, разработанных для эффективного вакуумирования формы при производстве отливок повышенной сложности таким методом литья.

Как правило, корпус вакуумной опоки и ребра изготавливают с сообщающимися полостями и встроенными в стенки фильтрами для отсоса газов [3]. Фильтры часто выполняют из сетки типа П28–П48 (ГОСТ 3187-76) или металлорукава, не пропускающих мелкую фракцию песка [4]. На рис. 1 показана опока [3], в которой система ребер – вакуум-фильтров выполнена съемной. Она устанавливается в корпус 1 сверху по очертанию поверхности формируемой модели обычно на расстоянии 50–150 мм от нее. В полой корпусе 1 опоки на внутренних стенках предусмотрены фильтры 2, а на наружных – клапаны 3 для подключения трубопроводом к цеховой вакуум-сети. Съемная система полых ребер (крестовин) 8 имеет отверстия 7 для сообщения ребер между собой и устанавливается движением сверху вниз выступами верхних стенок 5 на полки полого корпуса 1. Ребра снабжены боковыми фильтрами 6. Общая полость ребер сообщается с вакуумной полостью корпуса посредством фильтра 4, выполненного на торце ребра. В данном примере конструкции опоки на виде А ребра в сечении показаны треугольными, но это не исключает возможности выполнять их округлой или другой формы, включая использование гибкого металлорукава. Существенное их отличие от традиционных опок для вакуумной формовки состоит в том, что для удобства использования при сборке-разборке опочной оснастки и ее опустошения создана возможность свободно вставлять ребра в корпус 1 и извлекать из него. Зазор между фильтрами 2 и 4 обеспечивает свободную установку ребер 8 в корпус 1 и не исключает проникновения между ними формовочного песка. Однако зазор выполнен столь малым (менее 10 мм), что наличие песка практически не затрудняет отсос газов из полости ребер в полость корпуса и далее через клапаны 3.

Конструкция такой опоки позволяет удобно извлекать отливки. При подъеме формы, состоящей из двух спаренных рамочных опок (отключенных от вакуум-сети), ребра нижней опоки с отливкой остаются на решетке приемного устройства, при том, что остальная часть оснастки удаляется. Песок высыпается сквозь эту решетку, опустошая опочную оснастку. Отливка может транспортироваться на ребрах, как на поддоне. В форме с песком подключение вакуума фиксирует ребра, удерживая их вместе с комом песка в форме, отключение позволяет опустошать форму, оставляя лишь ребра верхней опоки (рис. 1). При изготовлении крупных отливок с циклом охлаждения 10–20 ч ребра верхней опоки можно извлекать сразу после отключения формы от вакуум-сети и устанавливать их в другой корпус и использовать для по-

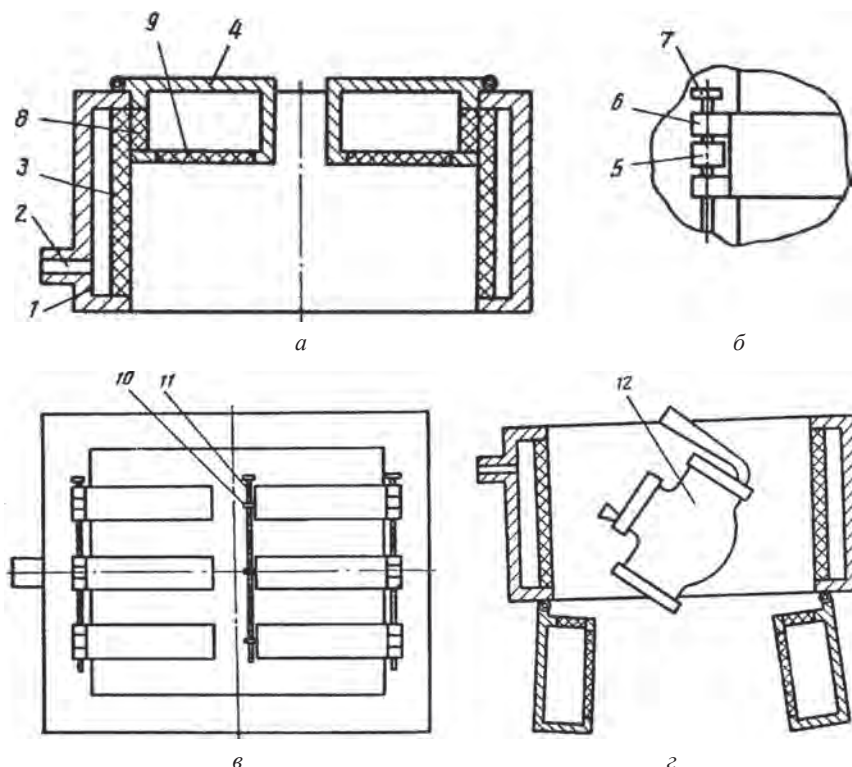


Рис. 2. Опока с шарнирно закрепленными ребрами в разрезе (а), шарнирное соединение (б), вид на опоку в плане (в), операция удаления отливки (г)

лучения следующей формы. Такие ребра можно применять в рамочных опоках для ВПФ, а также в контейнерных опоках для ЛГМ. При описанном механизме извлечения ребер ускоряется процесс охлаждения отливки в силу снижения толщины слоя формы над отливкой. Для отливок различных конфигураций можно использовать соответствующую геометрию ребер, устанавливаемых в корпуса подходящих типов-размеров, что способствует равномерному распределению пониженного давления газа около поверхности металла как важного критерия функционирования опок – эффективное упрочнение песка при вакуумной формовке. Также для простых отливок рассмотренную конструкцию опоки можно использовать без применения ребер.

Для обеспечения эффективного вакуумирования с помощью ребер – вакуумных фильтров одновременно с удобным опустошением формы предложен вариант опоки с ребрами в виде створок коробчатой конструкции, закрепленных шарнирно (рис. 2) [5] к корпусу 1. Корпус 1 с коллекторным каналом, сообщаемым с вакуум-системой через клапан 2, имеет внутреннюю газопроницаемую (с сетчатым фильтром) стенку 3. Ребра 4 из отдельных труб имеют шарнирное соединение, состоящее из петель 5 на стенке опоки и петель 6 на ребре, а также ось 7, которая может извлекаться из петель для съема ребер. Торцевое ребро имеет фильтр 8, упирающийся в стенку 3 при передаче пониженного давления газа из коллекторного канала корпуса 1 в полость ребра 4 аналогично конструкции опоки, приведенной на рис. 1. Полое ребро 4 имеет стенку в виде фильтра 9 для отсоса газов из центральной зоны песчаного массива формы. Возможно крепление ребер при помощи колец 10 и штыря 11 как в одном вертикальном ряду (рис. 2, в), так и в двух рядах для верхней опоки. Для удаления отливки 12 и формовочного песка из опок достаточно отключить их от вакуум-системы. При этом каркасы ребер 4 нижней опоки под собственной массой поворачиваются вниз и отливка 12 вместе со смесью перемещается в технологическое приемное устройство.

Для единичного и мелкосерийного производства средних и крупных отливок, когда имеется потребность переналадки опоки для эффективного вакуумирования практически любой области на границе металл-форма, предложена опока с реечным креплением съемных трубчатых вакуум-фильтров для быстрой их переналадки в соответствии с конфигурацией отливки (рис. 3) [6]. Опока имеет корпус, образованный боковыми наружными газонепроницаемыми стенками 1 и внутренними газопроницаемыми стенками 2, между которыми по периметру опоки образован замкнутый канал 3 с вакуумным клапаном 4. Труба 5, например, прямоугольного сечения имеет фильтры 6 по длине для отсоса воздуха из формовочной смеси и фильтры 7 для сообщения полости трубы с каналом 3. Наклонная труба 8 имеет также филь-

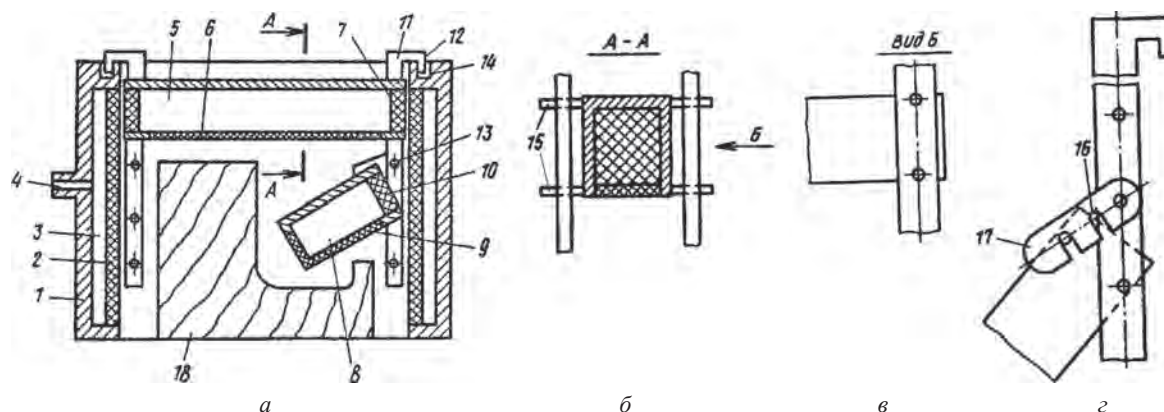


Рис. 3. Опока с креплением ребер с помощью реек в разрезе (а), разрез А-А (б), вид В (в), крепление ребра под наклоном к плоскости лада (г)

тры 9 для отсоса и торцевые фильтры 10 (в варианте выполняются параллельно к плоскости боковой стенки) для передачи разрежения. Система крепления труб состоит из реек 11 с крючками 12 и ряда отверстий 13. Крючки входят в зацепление с замком 14, который выполнен в виде паза по периметру корпуса опоки.

Штыри 15 в трубах устанавливаются в отверстия 13 реек 11 или в пазы 16 реек 17. На каждом торце трубы 5 имеются по две пары штырей 15 и по две рейки 11. В каждую рейку 11 устанавливается пара штырей 15 в отверстия 13, труба 5 фиксируется по высоте в вертикальной плоскости. В горизонтальной плоскости передвижение трубы 5 происходит с помощью крючков 12 вдоль паза 14, наклон труб 8 – с помощью реек 17.

При формовке в парных опоках опока устанавливается на облицованной пленкой плиту с моделью 18 (метод ВПФ). При формовке по методу ЛГМ в контейнерной опоке на дне создают песчаную постель, на которую помещают разовую модель, а затем устанавливают систему трубчатых вакуум-фильтров (рис. 3). После этого опоку заполняют формовочной смесью, как правило, состоящей из оборотного и свежего кварцевого песка, уплотняют ее вибрацией, герметизируют, покрывая синтетической пленкой, и подключают к вакуум-системе. В полученной форме создается разрежение воздуха, упрочняющее и удерживающее смесь вместе с системой вакуум-фильтров.

При ВПФ известным способом собирают форму, как правило, из двух полуформ, при ЛГМ форму выполняют в одном контейнере, часто модельный блок (кластер) состоит из нескольких разовых моделей отдельных отливок, а в контейнере формируют обычно от одного до нескольких таких блоков. Описанная конструкция опоки позволяет передвижными вакуум-фильтрами оптимально создать разрежение в толще песчаной смеси, обеспечивая эффективное вакуумирование на границе металл-форма, для получения отливок сложной конфигурации или целого ряда отливок в многоместной форме с одной или несколькими литниковыми воронками, заливаемыми поочередно.

Рассмотренные выше конструкции оснастки [5, 6] можно использовать без ограничений на любом предприятии, поскольку срок действия патентов истек. Однако совершенствование оснастки проводится не только в направлении оптимизации режима вакуумирования песка, но и методов его уплотнения. Качество поверхности и точность отливок в том числе зависят от равномерного заполнения опочного пространства вокруг модели песком и его уплотнения до максимальной плотности (невозрастающей при дальнейшей вибрации) в кратковременных операциях заполнения опоки и виброуплотнения в контакте с опочной и модельной оснасткой. Особенно это актуально для литья по разовым моделям, в частности, по пенополистирольным и ледяным моделям, которые часто имеют глухие или весьма сложной конфигурации каналы, выполняемые без стержней. Описанный ниже способ формовки по разовым моделям позволяет подавать и уплотнять песок в формы со стороны двух контрладов без опасения деформации модели за счет того, что часть модельной оснастки выполняют «мягкой» [7].

Такому решению предшествовало ряд исследований и аргументов. Известны трудности заполнения песком формообразующей полости разовой модели с нижними отверстиями, которые обычно называют поднутрениями модели, когда отверстие, через которое подается песок, ниже самой полости или ее потолка [8]. По мере распространения способа литья по разовым моделям при изготовлении отливок с поднутрениями и сложнопрофильными каналами (например, отливки деталей автотракторных двигателей, распределителей гидравлических систем, коробок передач и т. п.), особенно при мелкосерийном и разо-

вом производстве, трудно получить потолочные части поднутрений заполненными уплотненным песком. Это приводит к нарушению точности отливки и появлению дефектов, обычно в виде металлических наплывов, наростов и механического пригара. В таких местах песок может не попасть до потолочной стенки модели, где нужно еще и его уплотнение.

Способы формовки по разовым моделям в сыпучем песке развиваются еще с 70-х годов прошлого века. Однако один из создателей научной школы по этой технологии В. С. Шуляк отмечал, что уплотнение сухого песка при формовании модельного блока является важнейшей операцией этого процесса. В настоящее время отсутствует единое мнение по выбору режимов вибрации форм для моделей сложной конфигурации [9]. Неоднозначность технологических решений в вопросах обеспечения качества уплотнения формы ограничивает применение рассматриваемых способов литья по разовым моделям для производства отливок сложной конфигурации.

Известен эффективный быстродействующий способ вибропрессования формовочных наполнителей путем сочетания вибрационных нагрузок и давления на верхнюю поверхность формы [10]. Его применяют на вибрационном формовочном столе с наложением груза сверху на песчаную поверхность формы, реже пневмодавления через гибкую диафрагму. Однако при мелкосерийной формовке по разовым моделям, особенно если их размещают по несколько штук в опоке и каждая с моделью стояка (нередко с выпором или прибылью), который выходит на поверхность (контрлад) формы, крайне неудобно размещать грузы на этой поверхности песка из-за опасности повреждения моделей. Это затрудняет применение последнего способа для формовки по разовым моделям, поэтому нагрузку на формовочную смесь для таких способов практически не применяют, а при формовке по постоянным моделям это усложняет модельную оснастку (например, необходимо применение моделей воронок подвижных по оси стояка). Некачественное уплотнение верхних слоев формы затрудняет выполнение воронок в теле формы, которые могут быть размыты металлом, поэтому для таких форм применяют приставные, отдельно изготовленные заливочные воронки или чаши, что увеличивает трудо- и материалоемкость процесса литья.

Для достижения высокой степени уплотнения песка, в частности для сложных фасонных отливок с каналами, верхнюю часть модели стояка (выпора, прибыли) предложено выполнять из сыпучего материала, деформируемого в процессе уплотнения [7]. Сыпучим материалом заполняли на 70–80% мешок конусной формы, равный по размеру воронке, и завязывали. Верхнюю часть модели стояка выполняли в виде трубки – шаблона и помещали туда мешок. При подаче формовочного песка в опоку этот шаблон может быть выполнен в виде цилиндра, конуса или цилиндра с расширением на конус для получения литейной воронки различной конфигурации. После заполнения песком опоки трубчатый или конический шаблон удаляли, при этом форму мешка поддерживал окружающий песок, на который затем устанавливали груз.

При вибрационном уплотнении песка формы с установленным на нем грузом сыпучий материал деформировался вместе с осаждением песка. Кроме применения шаблона, в период заполнения песком опоки исходную форму мешка из синтетической или резиновой пленки предложено закреплять другим способом – вакуумированием сыпучего материала в герметичном мешке аналогично песчаному стержню по методу ВПФ. Мешки из синтетической пленки или резиновые с сыпучим материалом легко вакуумировать путем подачи разрежения по тонкой трубке от вакуум-насоса в полость газонепроницаемого мешка с герметичным зажиманием или запайкой пленки мешка. После засыпки формы песком вакуумирование прекращают, а сыпучий материал в мешке деформируют в массе песка без опасности поломки модельного блока. В качестве сыпучего материала могут применять формовочный песок или сыпучий, жидкоподвижный материал разовой модели. При применении сыпучего материала в мешке (из ткани), который вкладывают в другой мешок (из синтетической пленки), первый из этих мешков с сыпучим материалом применяется многократно (как многоцветная модель), а другой своей пленкой герметизирует отформованную при этом воронку.

Объем сыпучего материала для мешка в уплотненном состоянии для верхней части моделей стояка принимали равным объему полости воронки или чаши для заливки металлом полости формы. Так как при вибрации происходит значительное уплотнение песка на величину, составляющую до 20% объема его свободной засыпки [8, с. 77], то песок при уплотнении в опоке оседает сверху вниз. Установленный груз прессует песок, повышает равномерность его уплотнения по высоте формы, особенно в верхних ее слоях. В процессе формирования груз не повреждает разовые модели, деформируя «мягкую» часть модели литниковой системы. Сыпучий материал тела стояка сжимается вниз и расширяется в стороны по форме конуса мешка. Для разовых вариантов применялись недорогие упаковочные мешки.

При засыпании в мешок в качестве сыпучего материала формовочного песка он по обе стороны пленки (полотна) мешка при виброуплотнении и деформации «ведет себя» одинаково, имея со средой формы одинаковую плотность. При необходимости его можно отсыпать из мешка прямо в окружающую опоку или досыпать в процессе формовки для поддержания одинакового уровня. Сыпучий материал из гранул или измельченного пенополистирола всегда легко получить на участках ЛГМ. Он легче кварцевого песка и легко деформируется в мешке благодаря невысокой прочности надежно защищает стояк от разрушения давлением, создаваемым грузом, а также может не извлекаться с мешком из формы и газифицироваться в процессе заливки вместе с моделью из такого же материала. Формовку по пенополистирольным моделям выполняли с элементами ВПФ в варианте применения двух мешков. Внутренний мешок служил носителем сыпучего материала, а внешний оставался на поверхности образуемой воронки при смыкании с пленкой, укладываемой на верхнюю поверхность формы.

В зависимости от размера формы испытаны шаблоны и вакуумируемые «мягкие» надставки высотой 50–100 мм для стояков, расположенные на 0–30 мм выше потолка разовой модели. После виброуплотнения формовочной смеси и снятия груза цилиндрические и конические надставки были уменьшены по высоте, а также расширили проходное отверстие стояка в месте их расположения.

В случае применения разового мешка из пленки с песком сыпучий материал после виброуплотнения песка формы удаляли пылесосом. Деформация мешка позволила расширить отверстия до уровня воронки, в которую затем заливался металл. Возможно нанесение на пленку такой воронки быстросохнущей противопожарной краски перед заливкой формы металлом. При вакуумировании формы после удаления сыпучего материала возможна проверка размера отверстия и расширения отверстия образованной воронки ручной конусной оправкой. В период накопления форм перед заливкой можно установить в воронку готовой формы оправку или мешок с песком для фиксации воронки и выключить вакуум. Непосредственно перед заливкой включали вакуумирование форм и открывали их воронки.

Шаблоны изготавливали из тонкого листа плотной бумаги, картона, пластика, фольги или жести. Фиксирование шаблона на пенопластовом стояке выполняли за счет сил трения, также применяли плоско непрочной бумаги, которые рвутся при удалении шаблона из формы. Около 20–30% полости мешка оставляли незаполненной для легкого перемещения в нем сыпучего материала при деформации, и размещали мешки в полости шаблона сложенными подобно сифону или «гармошке». Сверху мешок завязывали, выполняя петлю для удобства транспортировки. Мешки можно изготавливать из материала контрастного цвета к цвету песка для контроля стыка пленок мешка и контрлада. В случае выполнения большой чаши для крупных отливок дополнительно к мешку, оформляющем стояк, можно укладывать другой мешок или накладную модель чаши, которую вдавливают грузом, формируя при вибрации полость этой чаши.

Для формовки моделей деталей двигателей, гидрораспределителей, насосов, коробок передач и т. п., требующих особо тщательного уплотнения песка способом, описанным в [7], предложен метод двустороннего уплотнения песка по разовой модели с применением рамочной опоки (со средствами вакуумирования) и герметизацией песка с обеих сторон опоки (формы) синтетической пленкой. Метод такого уплотнения включает следующие основные операции. На вибростол помещают синтетическую пленку и ставят рамочную опоку, засыпают песчаную постель и помещают разовую модель, засыпают опоку песком одновременно с вибрацией, на песок ставят груз и с ним виброуплотняют, груз снимают, досыпают до верхнего торца опоки песок и покрывают его синтетической пленкой. Затем к форме подключают вакуум, краном поворачивают форму на 180° (кантуют) и устанавливают на вибростол. Далее вакуум отключают, верхнюю пленку снимают, ставят груз и виброуплотняют снова, груз снимают, досыпают песок, герметизируют пленкой сверху песок, вакуумируют с двух сторон загерметизированную пленкой форму и перевозят ее на место заливки, поворачивая форму воронкой вверх. Под вакуумом выполняют работы по оформлению воронки. Для предотвращения высыпания песка под нижнюю пленку ставят рамку для прижимания пленки к торцу опоки по периметру.

При заливке формы снизу под давлением (например, по патенту [11]) модель стояка выводят вниз, а для гравитационной заливки сверху с кантованием на 180° один раз изначально следует формовать с установкой модели при выводе стояка вниз, тогда при кантовании он окажется на верхней поверхности формы. Либо при традиционной установке модели в форму последнюю указанным образом кантуют дважды. Кантовка формы при двустороннем уплотнении позволила два раза оказать воздействие на зерна песка, суммируя гравитационные и вибрационные силы с силами от давления груза. На примере формовки модели гидравлического распределителя описанным способом обеспечивали движение песка

в двух противоположных направлениях, что улучшало заполнение каналов модели и повышало равномерность уплотнения песка. Материальное обеспечение способа не требует привлечения оборудования, не характерного для цехов такого вида литья, только в этом случае добавляются простая оснастка и незначительные трудозатраты.

Литература

1. Шинский О. И. Снижение металлоемкости литейной продукции – основа развития отрасли // Оборудование и инструмент для профессионалов. 2011. № 1. С. 78–79.
2. Иванов В. В. Теоретические и технологические основы изготовления качественных отливок в вакуумно-пленочных формах: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Комсомольск-на-Амуре, 2006. 40 с.
3. Дорошенко В. С. Новые конструкции опочной оснастки для вакуумно-пленочной формовки / В. С. Дорошенко, Н. И. Шейко // Сб. ЦНИИТЭстроймаш. М., 1990. Вып. 5. С. 1–11.
4. Дорошенко В. С. Современные тенденции конструирования опочной оснастки для ЛГМ / В. С. Дорошенко, К. Х. Бердыев // Металл и литье Украины. 2011. № 4. С. 24–29.
5. А. с. 1423263 СССР: МКИ В22С 21/00. Опока для вакуумно-пленочной формовки / В. С. Дорошенко, В. Т. Барский, И. А. Мартынов. Оpubл. 1988. Бюл. № 34.
6. А. с. 1423264 СССР: МКИ В22С 21/00. Опока для вакуумно-пленочной формовки / В. С. Дорошенко, В. Т. Барский, И. А. Мартынов. Оpubл. 1988. Бюл. № 34.
7. Пат. 82837 Украина: МПК В22С 9/02. Способ формования / О. И. Шинский, В. С. Дорошенко. Оpubл. 2013. Бюл. 15.
8. Литье по газифицируемым моделям / Под ред. Ю. А. Степанова. М.: Машиностроение, 1976. С. 140–141.
9. Шуляк В. С. О состоянии и развитии производства отливок литьем по газифицируемым моделям в России // Сб. тр. 1-й Междунар. науч.-практ. конф. «Литье по газифицируемым моделям». СПб., 2007. 58 с.
10. Аксенов П. Н. Оборудование литейных цехов. М.: Машиностроение, 1977. С. 42.
11. Пат. 93723 Украина: МПК В22D 18/06, 18/04, 18/08, 27/13, 27/15, В22С 9/04. Способ литья металла по одноразовым моделям в песчаную форму под действием перепада давления / О. И. Шинский, В. С. Дорошенко. Оpubл. 2013. Бюл. 15.

References

1. Shinskij O. I. Snizhenie metalloemkosti litejnoj produkcii – osnova razvitiya otrasli [Reduction of metal casting products – the basis of development of the industry]. *Oborudovanie i instrument dlja professionalov = Equipment and tools for professionals*. 2011, no. 1, pp. 78–79.
2. Ivanov V. V. Teoreticheskie i tehnologicheskie osnovy izgotovlenija kachestvennyh otlivok v vakuumno-plenochnyh formah. Diss. dokt. techn. nauk. [Theoretical and technological bases of manufacture of high-quality castings in a vacuum-film forms. Dr. techn. sci diss]. Komsomol'sk-na-Amure, 2006, 40 p.
3. Doroshenko V. S., Shejko N. I. *Novye konstrukcii opochnoj osnastki dlja vakuumno-plenochnoj formovki* [New designs flask equipment for vacuum-film forming]. Moscow, 1990, Vyp. 5, pp. 1–11.
4. Doroshenko V. S., Berdyev K. H. *Sovremennye tendencii konstruirovaniya opochnoj osnastki dlja LGM* [Modern trends in the construction of tooling for LGM flask]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2011, no. 4, pp. 24–29.
5. Doroshenko V. S., Barskij V. T., Martynov I. A. *Opoka dlja vakuumno-plenochnoj formovki* [Flask for vacuum-film forming]. A. s. 1423263 SSSR, no. 34, 1988.
6. Doroshenko V. S., Barskij V. T., Martynov I. A. *Opoka dlja vakuumno-plenochnoj formovki* [Flask for vacuum-film forming]. A. s. 1423264 SSSR, no. 34, 1988.
7. Shinskij O. I., Doroshenko V. S. *Sposob formovaniya* [The molding process]. Patent Ukrainy, no. 82837, 2013.
8. *Lit'e po gazificiruemyh modeljam* [Lost foam casting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976, pp. 140–141.
9. Shuljak V. S. O sostojanii i razvitii proizvodstva otlivok lit'jom po gazificiruemyh modeljam v Rossii [On the status and development of the production of castings casting on gasified models in Russia]. *Trudy I Mezhdunarodnoj nauchno-prakticheskoy konferencii «Lit'jo po gazificiruemyh modeljam» = I Proceedings of the International scientific and practical conference «lost-foam casting»*. 2007, 58 p.
10. Aksekov P. N. *Oborudovanie litejnyh cehov* [Foundry]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977, 42 p.
11. Shinskij O. I., Doroshenko V. S. *Sposob lit'ja metalla po odnorazovym modeljam v peschanuju formu pod dejstviem perepada davlenija* [Metal casting process according disposable models sand mold under pressure drop]. Patent Ukrainy, no. 93723, 2013.



УДК 669.154

Поступила 20.06.2016

ТЕРМОДИНАМИКА И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ПРОЦЕССОВ ПЛАВЛЕНИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ

THERMODYNAMICS AND NANOSTRUCTURAL MECHANISMS OF PROCESSES OF MELTING AND CRYSTALLIZATION OF METALS

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

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

Плавнение и кристаллизация металлов являются равновесными термодинамическими процессами. Основными структурными единицами дендритов служат строительные нанокристаллы, которые образуются из элементарных нанокристаллов. Основные механизмы процессов плавнения и кристаллизации металлов – распад дендритов на нанокристаллы и образование дендритов из нанокристаллов. На процесс кристаллизации и морфологию дендритов большое влияние оказывают скорость затвердевания, поверхностно-активные элементы и растворенные газы.

Melting and crystallization of metals are equilibrium thermodynamic processes. As the main structural units of dendrites serve construction nanocrystals which are formed of elementary nanocrystals. The main mechanisms of processes of melting and crystallization of metals are disintegration of dendrites on nanocrystals and formation of dendrites from nanocrystals. On process of crystallization and morphology of dendrites the great influence is exerted by the hardening speed, surface-active elements and the dissolved gases.

Ключевые слова. Плавнение, кристаллизация, дендриты, нанокристаллы, морфология, поверхностно-активные элементы, центры кристаллизации, энергия Гиббса, термодинамика.

Keywords. Melting, crystallization, dendrites, nanocrystals, morphology, surface-active elements, centers of crystallization, Gibbs's energy, thermodynamics.

Плавнение металла является равновесным термодинамическим процессом, при котором изменение энергии Гиббса равно нулю ($dG = 0$). Рассмотрим термодинамику плавнения металла. Для жидкой и твердой фаз изменения молярных энергий Гиббса dG_L и dG_S будут определяться следующими уравнениями [1]:

$$dG_L = V_L dP_L - S_L dT, \quad dG_S = V_S dP_S - S_S dT, \quad (1)$$

где V_L и V_S – молярные объемы жидкой и твердой фаз; S_L и S_S – молярные энтропии жидкой и твердой фаз; P_L и P_S – давление в жидкой и твердой фазах; T – температура.

При термодинамическом равновесии должно выполняться уравнение:

$$dG = dG_S - dG_L = 0. \quad (2)$$

Из уравнений (1) и (2) вытекает следующее условие термодинамического равновесия между жидкой и твердой фазами:

$$(S_S - S_L)dT = V_S dP_S - V_L dP_L. \quad (3)$$

При плавнении металла $dT = 0$ и $dP_L = 0$. Тогда из уравнения (3) $dP_S = 0$. Это означает, что $P_S = \text{const}$. Металлический кристалл (дендрит) всегда имеет радиус кривизны r . Тогда P_S – лапласовское давление:

$$P_S = \frac{2\sigma}{r}, \quad (4)$$

где σ – удельная межфазная поверхностная энергия. При $P_S = \text{const}$ справедливо следующее уравнение:

$$\sigma = kr, \quad (5)$$

где k – константа, зависящая от температуры.

При кристаллизации расплава дендриты формируются из нанокристаллов [2]. Для них также справедливо уравнение (5) [1]. Поэтому должно выполняться условие (4). Если учесть, что при кристаллизации металлов справедливы уравнения (1) и $dT = 0$, $dP_L = 0$, $dP_S = 0$, то должно выполняться и условие (2). Это означает, что кристаллизация металлов термодинамически обратна плавлению металлов. Это равновесные процессы, происходящие при $dG = 0$.

При присоединении строительного нанокристалла радиуса r_c к другим таким же нанокристаллам дендрита изменение энергии Гиббса G этого процесса будет определяться известным уравнением:

$$G = -gV + S\sigma, \quad (6)$$

где g – удельная объемная энергия Гиббса; V – объем строительного нанокристалла; S – изменение площади межфазной поверхности. Величину g рассчитаем по уравнению [1]:

$$g = \frac{L\Delta T\rho}{T_0M}, \quad (7)$$

где L – молярная теплота кристаллизации (плавления) металла; ρ , M – соответственно плотность и молярная масса металла; T_0 – температура плавления металла; ΔT – изменение равновесной температуры (переохлаждение) при кристаллизации. Величину ΔT находим по уравнению:

$$\Delta T = T_0 - T_K, \quad (8)$$

где T_0 – температура плавления металла; T_K – температура кристаллизации металла. Поскольку

$$V = \frac{4}{3}\pi r_c^3, \quad S = k_M 4\pi r_c^2,$$

где k_M – коэффициент межфазной поверхности, а $\sigma = kr_c$, то из условия $dG = 0$ с учетом (7):

$$r_c = \frac{k_M 3\sigma T_0 M}{L\Delta T\rho}. \quad (9)$$

Определим r_c для некоторых металлов по формуле (9). Принимаем $k_M = 0,3$ и $\Delta T = 1$ К [3]. Значение σ считаем равным удельной межфазной поверхностной энергии дендритов σ_0 . Эти величины, как и другие (T_0 , M , L , ρ), известны из литературных источников [4, 5]. Полученные результаты расчета r_c приведены в таблице.

Параметры строительных нанокристаллов при кристаллизации металлов

Металл	M , кг·моль ⁻¹	ρ , кг·м ⁻³	T_0 , К	L , Дж·моль ⁻¹	σ_0 , мДж·м ⁻²	r_c , нм
Al	0,027	2710	934	10810	93	70
Fe	0,056	7860	1811	13785	201	170
Cu	0,064	8920	1357	13070	142	95
Ni	0,059	8960	1728	17510	255	150
Zn	0,065	7140	693	7249	101	80

Из таблицы следует, что радиусы строительных нанокристаллов при кристаллизации дендритов металлов составляют 80–170 нм. При относительно высоком перегреве расплавов и их длительной выдержке минимальное значение радиусов нанокристаллов равно 2–5 нм [6]. Будем считать их элементарными нанокристаллами. Механизм кристаллизации дендритов металлов схематически показан на рисунке.

Вначале из элементарных нанокристаллов (Me_3^H) образуются строительные нанокристаллы (Me_c^H). Затем из них формируется центр кристаллизации (Me^H). Далее из него и строительных нанокристаллов образуется дендрит (Me^H). Механизм процесса плавления металлов происходит в порядке, обратном кристаллизации. На него большое влияние оказывают поверхностно-активные элементы (ПАЭ), которые адсорбируются на поверхностях нанокристаллов и препятствуют образованию дендритов: уменьшают концентрацию Me^H , снижают степень разветвленности дендритов. Одним из наиболее влиятельных ПАЭ является кислород. Он попадает в расплав по реакции:

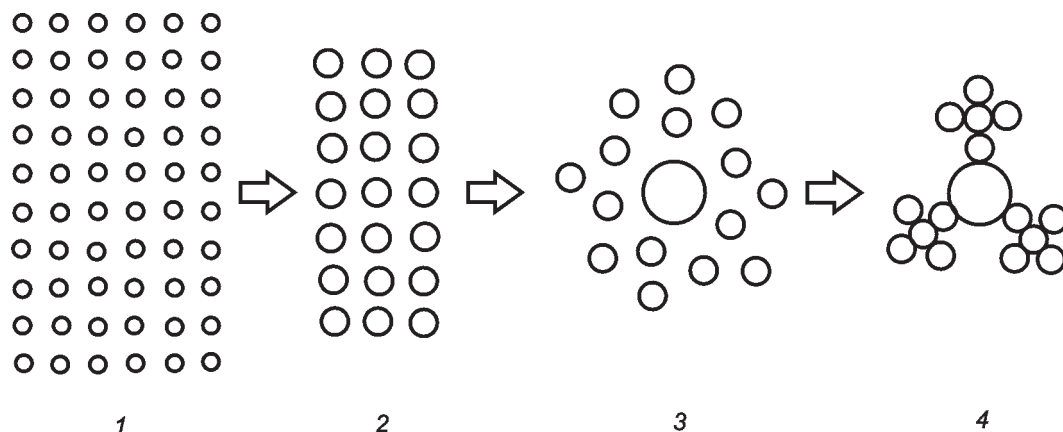


Схема дендритной кристаллизации: 1 – Me_3^{H} ; 2 – Me_c^{H} ; 3 – $\text{Me}^{\text{H}} + \text{Me}_c^{\text{H}}$; 4 – Me^{H}



Вместе с кислородом в жидкий металл попадает водород. Основная его масса диффундирует в бесструктурные зоны расплава. При его кристаллизации происходит следующая реакция:



Пузырьки водорода преимущественно выделяются на дендритах, препятствуя их разветвлению [7]. Аналогичным образом действуют и другие газы, растворенные в жидком металле.

На процесс кристаллизации металлов большое влияние оказывает скорость затвердевания (v_3). Известно, что она пропорциональна ΔT или квадрату этой величины. Тогда в соответствии с уравнением (9) с увеличением v_3 будет уменьшаться величина r_c . Это объясняется тем, что при высокой скорости затвердевания строительные нанокристаллы не успевают вырасти до больших размеров. При этом их количество значительно возрастает. По этой причине увеличивается концентрация Me^{H} , что способствует образованию большого числа дендритов с более высокой скоростью роста. Из формул (6), (7) и (9) также следует, что если $dG = 0$, то и $G = 0$. Следовательно, для любого дендрита выполняется условие:

$$\frac{S_k}{V_k} = \frac{g}{\sigma_0}, \quad (12)$$

где S_k – площадь поверхности кристалла; V_k – объем кристалла. Величина S_k / V_k является коэффициентом формы кристалла k_f . Чем больше k_f , тем более разветвленным становится дендрит. Поскольку величина g пропорциональна ΔT , то из уравнения (12) вытекает, что с увеличением скорости затвердевания будет возрастать степень разветвленности дендрита. Это подтверждается практикой литейного металлостроения.

Таким образом, основными механизмами процессов плавления и кристаллизации металлов являются распад (разборка) дендритов на нанокристаллы и образование (сборка) дендритов из нанокристаллов. На процесс кристаллизации и морфологию дендритов большое влияние оказывают скорость затвердевания, поверхностно-активные элементы и растворенные газы.

Литература

1. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.
2. Стеценко В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 33–35.
3. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М.: Металлургия, 1968.
4. Свойства элементов: Справ. / Под редакцией Г. В. Самсонова. М.: Металлургия, 1979.
5. Салли И. В. Кристаллизация сплавов. Киев: Наукова думка, 1974.
6. Ершов Г. С., Черняков В. А. Строение и свойства жидких и твердых металлов. М.: Металлургия, 1978.
7. Стеценко В. Ю. Термодинамика процесса выделения водорода при затвердевании металлов и сплавов // Литье и металлургия. 2013. № 1. С. 55–60.

References

1. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Modifitsirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.
2. Stetsenko V. Yu. *Klastery v zhidkih metallakh – stabilnye nanokristally* [Clusters in liquid metals – stable nanocrystals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 33–35.

3. **Chalmers B.** *Teoriya zatverdevaniya* [Theory of hardening]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968.
4. **Svoystva ehlementov. Spravochnik** [Properties of elements. Reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979.
5. **Salli I. V.** *Kristallizaciya splavov* [Crystallization of alloys]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1974.
6. **Ershov G. S., Chernyakov V. A.** *Stroenie i svoystva zhidkih i tverdyh metallov* [Structure and properties of liquid and solid metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978.
7. **Stetsenko V. Yu.** Termodinamika processa vydeleniya vodoroda pri zatverdevanii metallov i splavov [Thermodynamics of process of release of hydrogen when hardening metals and alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 1. pp. 55–60.



УДК 669.154

Поступила 20.06.2016

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ СТАЛИ NANOSTRUCTURAL PROCESSES OF MELTING AND MOULDING OF STEEL

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

*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*

Показано, что плавление и литье стали являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами. В них главную роль играют центры кристаллизации дендритов аустенита, нанокристаллы аустенита, растворенный и адсорбированный кислород. Роль модификаторов магния и кальция сводится к снижению концентрации адсорбированного кислорода и интенсификации процессов коагуляции нанокристаллов аустенита в центры кристаллизации дендритов аустенита.

It is shown that melting and molding of steel are difficult physical and chemical nanostructural processes. In them the major role is played by the centers of crystallization of dendrites of austenite, austenite nanocrystals, the dissolved and adsorbed oxygen. The role of modifiers of magnesium and calcium is reduced to decrease in concentration of the adsorbed oxygen and an intensification of processes of coagulation of nanocrystals of austenite in the centers of crystallization of dendrites of austenite.

Ключевые слова. *Сталь, плавка, литье, модифицирование, нанокристаллы, центры кристаллизации, дендриты аустенита, адсорбированный кислород.*

Keywords. *Steel, melting, molding, modifying, nanocrystals, the centers of crystallization, austenite dendrites, the adsorbed oxygen.*

Измельчение зерна стальной отливки на один балл повышает ее предел прочности на 20–30 МПа [1]. Поэтому жидкую сталь подвергают обработке модификаторами. Наиболее сильными из них являются магний и кальций [1]. Они в небольших количествах существенно измельчают дендриты аустенита в стальной отливке. Магний и кальций практически не растворимы в расплаве стали и снижают его переохлаждение при затвердевании. Кроме того, они не образуют никаких соединений с железом. Поэтому магний и кальций не могут быть поверхностно-активными модификаторами для стали. В расплаве они находятся в газообразном состоянии, имеют очень высокую термодинамическую активность, поэтому являются сильнейшими раскислителями стали. Магний и кальций в первую очередь взаимодействуют с растворенным кислородом, существенно снижая его концентрацию в расплаве. При этом основными продуктами модифицирования являются MgO и CaO. Они не служат центрами кристаллизации аустенита, поскольку их кристаллические решетки не соответствуют принципу структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского [3]. В связи с этим с точки зрения общепринятой (классической) теории модифицирования не ясен механизм воздействия магния и кальция на структуру стальных отливок.

Теория модифицирования сплавов должна исходить из теории жидкого состояния. В настоящее время она слабо разработана и достаточно противоречива. Современные представления о металлической жидкости основаны на том, что расплав – однофазная жидкость, состоящая из атомов. Кроме того, они по непонятному (случайному) механизму периодически и с очень высокой частотой образуют достаточно сложные упорядоченные области – кластеры. Их строение очень близко к структурам кристаллических фаз сплава. Считают, что время жизни кластеров составляет 10^{-10} – 10^{-11} с [4]. Такие крайне нестабильные структурные образования не могут быть центрами кристаллизации (ЦК) фаз. Поэтому классическая теория модифицирования опирается на теорию гетерогенного зародышеобразования. В ней в качестве ЦК выступают стабильные в расплаве интерметаллидные или неметаллические частицы. Но такие представления не могут объяснить механизм модифицирования стали магнием и кальцием.

Чтобы понять процессы, происходящие при затвердевании сплавов, необходимо знать, что происходило до их кристаллизации. Для этого автор предлагает считать расплав, состоящим в основном из термодинамически стабильных (равновесных) нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон. В пользу таких представлений (теории) о структуре расплавов предоставляются следующие аргументы.

1. Между жидким и твердым кристаллическими состояниями должна быть наследственная структурная связь. Это означает, что в расплаве должны стабильно существовать, как минимум, элементарные кристаллические ячейки фаз.

2. Из результатов по центрифугированию жидких бинарных сплавов следует, что в расплаве существуют упорядоченные зоны (нанокристаллы) фаз с радиусом 2–5 нм [5].

3. Процессы адсорбции, связанные с газонасыщением расплава, его дегазацией и действием поверхностно-активных элементов, требуют стабильных межфазных границ раздела.

4. Для обеспечения принципа структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского необходимо, чтобы при кристаллизации существовали ЦК, состоящие из нанокристаллов фаз.

5. Правило фаз с учетом лапласовского давления доказывает, что расплав металла должен состоять из двух равновесных фаз: нанокристаллов и разупорядоченных зон [6].

6. Термодинамика и кинетика формирования дендритов фаз при высоких скоростях затвердевания сплавов требуют, чтобы основными строительными структурными элементами процесса кристаллизации были не атомы, а нанокристаллы фаз.

7. Прямые дифракционные исследования и эксперименты по малоугловому рассеянию рентгеновских лучей и нейтронов доказывают, что в расплавах довольно долго (стабильно) существуют кристаллические наноструктурные образования фаз (нанокристаллы) [4].

8. Высокая устойчивость нанокристаллов фаз в расплаве кинетически обеспечивается за счет относительно низких значений удельной межфазной поверхностной энергии. Ее значение для нанокристаллов Fe дисперсностью 3,6 нм составляет $0,64 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$ [6].

9. Установлено, что при плавлении металлов может атомизироваться в среднем только 3% ионов [6]. В результате уменьшается количество свободных электронов, что ослабляет металлическую связь. Это приводит к тому, что микрокристаллы распадаются на нанокристаллы и образуются бесструктурные атомизированные зоны. Они обеспечивают расплаву высокие реологические свойства.

10. При плавлении металлов их коэффициенты диффузии (самодиффузии) скачкообразно увеличиваются в 1000–10 000 раз [5]. Соответственно, во столько же раз возрастают потоки веществ. Это свидетельствует о том, что в расплавах происходит кооперативный, нанокристаллический перенос веществ, а основными структурными единицами являются не атомы, а нанокристаллы.

Исходя из того, что расплавы в основном состоят из нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон, можно исследовать и понять процессы плавки и литья стали. Ее плавка включает расплавление сплава и перегрев расплава, а литье – процессы модифицирования и кристаллизации фаз. Методом закалки из жидкого состояния (охлаждение со скоростью $10^5\text{--}10^7 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{с}^{-1}$) установлено, что в структуре закаленных сталей преобладает аустенит [7].

При плавлении стали происходит распад дендритов аустенита (A^D) на их центры кристаллизации (A^H), нанокристаллы (A^H), атомы железа (Fe^a) и углерода (C^a) по следующей реакции:



При перегреве расплава и его взаимодействии с парами воды ($H_2O(g)$) воздушной атмосферы происходит следующая реакция:



Растворенный кислород диффундирует в бесструктурные зоны расплава, а затем адсорбируется в первую очередь на ЦК дендритов аустенита. При достижении определенной концентрации адсорбированного кислорода A^H распадаются по эффекту Ребиндера на m более мелких нанокристаллов по реакции:



В результате концентрация A^H в расплаве уменьшается и структура отливок становится крупнокристаллической. Между растворенным и адсорбированным кислородом всегда существует термодинамическое равновесие. При снижении концентрации растворенного кислорода уменьшается концентрация

адсорбированного кислорода. Этому в наибольшей степени способствует обработка расплава стали магнием или кальцием. В результате происходят реакции:



Магний и кальций практически не растворимы в стали, поэтому в расплаве имеют максимальную активность, что значительно ускоряет реакции (4).

Оксиды магния и кальция имеют относительно низкий удельный вес, не растворимы в жидкой стали, поэтому легко удаляются из расплава, что, по принципу Ле Шателье, существенно сдвигает течение реакции (4) вправо и увеличивает их выход. Магний и кальций уменьшают концентрацию растворенного и соответственно адсорбированного кислорода. Это активизирует процесс коагуляции нанокристаллов аустенита в A^{II} по следующей реакции:



В результате концентрация A^{II} возрастает и структура стальных отливок становится мелкокристаллической. После модифицирующей обработки расплава стали кристаллизация аустенита происходит по реакции:



При добавлении в жидкую сталь относительно большого количества магния или кальция процесс снижения концентрации адсорбированного кислорода значительно ускоряется. В результате существенно возрастает интенсивность коагуляции нанокристаллов аустенита. Это приводит к укрупнению A^{II} и снижению их количества в расплаве. При его затвердевании структура отливок становится крупнокристаллической. Происходит так называемый процесс перемодифицирования, который отмечается в практике литейного производства стальных заготовок.

Таким образом, плавка и литье стали являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами, в которых определяющую роль играют центры кристаллизации аустенита, нанокристаллы аустенита, растворенный и адсорбированный кислород.

Литература

1. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Металлургия, 1976.
2. Неймарк В. Е. Модифицированный стальной слиток. М.: Металлургия, 1977.
3. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.
4. Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005.
5. Ершов Г. С., Черняков В. А. Строение и свойства жидких и твердых металлов. М.: Металлургия, 1978.
6. Стеценко В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 33–35.
7. Залкин В. М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления. М.: Металлургия, 1987.

References

1. Efimov V. A. *Razlivka i kristallizatsiya stali* [Pouring and crystallization of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976.
2. Nejmark V. E. *Modifitsirovannyj stalnoj slitok* [The modified steel ingot]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977.
3. Marukovich E. I., Stecenko V. Yu. *Modifitsirovanie spлавov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.
4. Brodova I. G., Popel P. S., Barbin N. M., Vatolin N. A. *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv alyuminievyh spлавov* [Initial fusions as basis of formation of structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005.
5. Ershov G. S., Chernyakov V. A. *Stroenie i svoystva zhidkih i tverdyh metallov* [Structure and properties of liquid and solid metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978.
6. Stecenko V. Yu. *Klastery v zhidkih metallakh – stabilnye nanokristally* [Clusters in liquid metals – stable nanocrystals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 33–35.
7. Zalkin V. M. *Priroda ehvtekticheskikh spлавov i ehffekt kontaktnogo plavleniya* [Nature of the eutectic alloys and effect of contact melting]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987.



УДК 669.71

Поступила 20.06.2016

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НОВЫХ ВИДОВ ШИБЕРНЫХ ЗАТВОРОВ В УСЛОВИЯХ ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

USE OF NEW TYPES OF SLIDE SHUTTERS IN THE JSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BMC»

И. А. БОНДАРЕНКО, А. К. ТУРЫГИН, А. Л. АРТАМОШИН, А. В. ВЕНГУРА,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь,
ул. Промышленная, 37. E-mail: icm@bmz.gomel.by

I. A. BONDARENKO, A. K. TURYGIN, A. L. ARTAMOSHIN, A. V. VENGURA, JSC «BSW – Management
Company of Holding «BMC», Zlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.
E-mail: icm@bmz.gomel.by

Проведены испытания шиберных затворов новой конструкции типа «книжка» и огнеупорных материалов к ним от ряда поставщиков.

Testing the slide shutters of a new design of «book» type and refractory materials for shutters from a number of suppliers are carried out.

Ключевые слова. Шиберный затвор сталеразливочных ковшей, шиберная плита, стакан-коллектор, ковшевой стакан, гнездовой блок, стойкость огнеупорных изделий.

Keywords. Slide shutters for steel pouring ladles, slide gate plate, pouring nozzle, ladle glass, nested block, life of refractory products.

В настоящее время в современной металлургии разливка стали производится с использованием многоплавочных шиберных затворов. С 1984 г. по настоящее время на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» для разливки стали используется конструкция шиберного затвора, которая на данный момент «морально» устарела и имеет ряд недостатков: запрессовка шиберов и кассет (подготовка при запрессовке); использование сушильных шкафов; необходимость в замене шибера и кассеты после каждой плавки.

Для повышения оборачиваемости сталеразливочных ковшей в виду увеличения производительности сталеплавильных печей было принято решение о проведении испытаний в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» шиберных затворов нового поколения типа «книжка» от ряда поставщиков.

Результаты, полученные в период проведения испытаний

В период с 03.12.2013 г. по 08.02.2015 г. на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» в футеровке сталеразливочных ковшей № 21 и № 29 ЭСПЦ-1 были испытаны шиберные затворы новой конструкции типа «книжка» и огнеупорные материалы от трех поставщиков (табл. 1).

Таблица 1. Периоды эксплуатации шиберных затворов типа «книжка» от трех поставщиков

Период эксплуатации	Количество разлитых плавов за период испытаний	Поставщик
03.12.2013–02.04.2014	538	1
20.05.2014–17.09.2014	514	2
21.11.2014–08.02.2015	383	3

Испытания шиберных затворов типа «книжка» проводили в присутствии представителей производителей металлоконструкций. При монтаже шиберного затвора одного из поставщиков персоналом ме-

ханослужбы ЭСПЦ-2 была произведена доработка шиберов, а именно, подгонка защитной крышки для обеспечения ее полного открытия (крышка защиты упиралась в кантователь стальной ковша), а также была приварена защита, изготовленная в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» по предоставленной схеме поставщика для защиты элементов шиберного затвора.

Рабочая футеровка сталеразливочных ковшей выполнялась периклазоуглеродистыми изделиями. В табл. 2 приведены данные по достижению гарантированной стойкости огнеупорных изделий в футеровке шиберных затворов типа «книжка», полученные в период проведения испытаний.

Таблица 2. Данные по достижению гарантированной стойкости огнеупорных изделий за период испытаний

Позиция огнеупора	Поставщик 1	Поставщик 2	Поставщик 3
	Гарантированная стойкость	Гарантированная стойкость	Гарантированная стойкость
Шибберная плита	Достигнута	Достигнута	Не достигнута
Стакан-коллектор	Достигнута	Достигнута	Не достигнута
Ковшевой стакан	Достигнута	Достигнута	Достигнута
Гнездовой блок	Не достигнута	Заливка по промышленной схеме	

В начале испытаний шиберных плит специалисты поставщиков производили полную визуальную оценку огнеупорных изделий при их стойкости от 1 до 3 плавок, по результатам которой была отмечена возможность дальнейшей эксплуатации используемых плит. Конструкция шиберного затвора поставщика 1 не позволяла производить замену стакана-коллектора и шиберных плит по отдельности (замена производилась комплектно), в связи с чем стойкость шиберных плит напрямую зависела от стойкости стаканов-коллекторов.

Футеровка сталевого выпускного отверстия в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей при эксплуатации огнеупорных изделий поставщиков 2 и 3 выполнялась промышленно применяемой бетонной массой марки SUPRAFEST CT-2 с использованием заливочных шаблонов. Ремонт сталевого выпускного отверстия производился при выводе ковшей на ремонт по замене изделий шлакового пояса.

За период испытаний шиберных затворов типа «книжка» в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» выявлены следующие достоинства шиберных затворов новой конструкции: отсутствие запрессовок; нет необходимости использования сушильных шкафов; улучшение условий труда; простота сборки по сравнению с промышленно применяемыми шиберами; сокращение времени на межплавочное обслуживание за счет увеличения стойкости огнеупорных изделий по сравнению с промышленно применяемыми шиберами (повышение оборачиваемости ковшей).

Металлоконструкции шиберных затворов типа «книжка» от трех испытанных поставщиков совместно с комплектом огнеупорных изделий могут промышленно эксплуатироваться в условиях ЭСПЦ-1,2 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

Основные замечания, выявленные при эксплуатации шиберных затворов типа «книжка» от трех поставщиков, следующие:

- оборудовав весь парк сталеразливочных ковшей шиберными затворами, остается открытым вопрос постановки сталеразливочных ковшей в пролет по технологическим причинам, что будет приводить к разрушению стакана-коллектора и повреждению шиберного затвора в связи с малым расстоянием от отметки «ноль» до торца стакана-коллектора;
- масса шиберных затворов не позволяет оперативно ввести их в работу по сравнению с промышленно применяемыми шиберами;
- отмечались случаи подклинивания шиберных затворов из-за недостаточного давления в применяемых в настоящее время маслостанциях на шиберной мастерской.

По итогам проведенных испытаний каждому производителю металлоконструкции шиберного затвора были выданы рекомендации по доработке конструкции шиберных затворов для условий ЭСПЦ-1,2 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

Выводы

Использование шиберных затворов новой конструкции типа «книжка» в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» позволило исключить как запрессовку шиберов и кассет, так и использование сушильных шкафов, улучшить условия труда, повысить оборачиваемость сталеразливочных ковшей.



УДК 669.71.15

Поступила 23.06.2016

СИНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В ВОПРОСАХ КАЧЕСТВА SYNERGISTIC EFFECTS IN QUALITY QUESTIONS

М. А. ТЕРЛЕЕВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь,
ул. Промышленная, 37; E-mail: terleeva.m@mail.ru

M. A. TERLEEVA, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zlobin city, Belarus,
37, Promyshlennaya str. E-mail: terleeva.m@mail.ru

В данной статье основное внимание уделяется координации усилий в области управления качеством организации. Рассматриваются возможные пути достижения синергетического эффекта от координации усилий.

In given article main attention is spared co-ordinations force in area of quality management to organizations, are considered possible ways of the achievement sinergic effect from co-ordination effort.

Ключевые слова. Синергия, синергетические эффекты.

Keywords. Sinergic, synergistic effects.

В качестве парадигмы успеха в бизнесе система управления качеством обеспечивает основные допущения для выживания, развития и успеха организации независимо от каких-либо ограничений. Конечная цель состоит в том, чтобы сделать звенья процесса управления качеством совместимыми и взаимодополняющими, гармонизированными, эффективными и функциональными, для того чтобы получить их синергетический эффект в организации полным ходом.

Синергия (греч. Συnergyia – сотрудничество, содействие, помощь, соучастие, сообщничество; от греч. σύν – вместе, греч. ἔργον – дело, труд, работа, (воз)действие) – суммирующий эффект взаимодействия двух или более факторов, характеризующийся тем, что их действие существенно превосходит эффект каждого отдельного компонента в виде их простой суммы.

Синергетический эффект (от греч. synergys – вместе действующий) – возрастание эффективности деятельности в результате интеграции, слияния отдельных частей в единую систему за счет так называемого системного эффекта (эмерджентности).

Таким образом, синергия означает превышение совокупным результатом суммы слагающих его факторов. Эффекты синергии позволяют компании ускорить внедрение инвестиций, добиться увеличения объемов реализации выпускаемых продуктов, сокращения издержек и расходов на управление, экономии важнейших ресурсов.

В стратегическом менеджменте выделяют следующие **источники достижения синергии** (синергетического эффекта):

- 1) функциональная возможность – достижение эффекта за счет использования профессиональной компетенции функциональными службами организации;
- 2) стратегическая возможность – достижение положительного эффекта за счет комплиментарности конкурентных стратегий организации на всех уровнях;
- 3) управленческая возможность – достижение эффекта через компетенции менеджмента организации.

Таким образом, ключевая цель стратегического менеджмента – достижение максимальной синергии по стратегическим факторам. Синергия может вызвать как резко положительные, так и резко отрицательные последствия. Это свойство – следствие закона синергии, который рассматривает предприятие как замкнутую организационную систему и утверждает, что возможно количественное изменение энергии внутри нее. Такое изменение возможно, так как в структуре ресурсов учитывается и социальный

(человеческий) фактор. При неизменности материальных составляющих уровень профессионализма, интеллектуальная и эмоциональная энергетика персонала могут сыграть ключевую роль. Поэтому для получения синергетического эффекта необходимо одинаковая направленность действий в системе каждого элемента потенциала организации. Все методы должны быть направлены на усиление действия закона синергии.

Рассмотрим подробнее, как происходят синергетические эффекты в организации.

Основным условием достижения эффекта синергии и управления им является упорядоченность управленческой организационной структуры – организационная синергия. Она предполагает слаженное взаимодействие всех подразделений предприятия, точнее, между руководством этих подразделений. Здесь можно выделить три формы достижимой синергии: структурную, административную и функциональную. Структурная синергия возникает благодаря самому устройству предприятия (организации), информационным потокам, находящимся в ней, взаимосвязями между группами коллектива и их позиционированию. Для возникновения эффекта синергии должна быть сформирована корпоративная культура, учитывающая потребности членов коллектива, а также предупреждение конфликтов, четкое понимание значения работы в команде и доступность руководителя для своих подчиненных. Для этих целей в организации разрабатываются корпоративная политика, этический кодекс.

Функциональная синергия возникает из взаимодействий (процесса) коллектива, основанных на командном духе, совместной профессиональной и трудовой деятельности, достижении единой цели, общности интересов. Является наиболее легкой в достижении и долговечной. Правильному движению в этом направлении способствуют разработка целевых показателей деятельности, миссии и стратегии организации.

Направлением работы для получения синергии на предприятия может являться его социально-психологическая сфера и формирование команды, синергетического коллектива. Как показывает практика, объединенные усилия людей способны не только к увеличению энергетического потенциала, но и к его уменьшению. В этом случае перед руководством стоит задача объединения усилий членов коллектива организации для достижения единой цели. Если такого единения нет, или даже есть конкуренция среди персонала, то их совместные действия могут привести даже к отрицательным результатам. Для формирования эффективной команды необходима система социально-психологических и экономических мер. Материальная заинтересованность в улучшении результатов труда играет не последнюю роль. Дополнительными будут социальные меры: бесплатное медицинское обслуживание, оказание помощи в сложных семейных ситуациях, проведение досуга и отпусков.

Основным направлением работы с персоналом является психологическая работа. Это могут быть встречи с руководством, где работникам будут объясняться цели и задачи, стоящие перед предприятием. Также возможно проведение работы по разъяснению работнику важности непосредственно его деятельности в рамках общеорганизационных интересов. Необходимо разработать систему мотивации. Дополнительным фактором создания благоприятного климата для проявления синергии будет внимание к персоналу предприятия: поощрение творческой инициативы и рационализаторства, налаженная обратная связь, своевременная ротация кадров, дипломатичный подход.

Решающую роль в управлении перечисленными факторами в организации играет кадровая служба. От того, насколько эффективно организована ее работа, существенно зависит и экономическая успешность организации. В ИСО 9001 устанавливаются требования к управлению подразделениями и персоналом: «Надо наделить ответственностью и полномочиями всех работников организации, дав им возможность участвовать в достижении целей в области качества и создав условия для их вовлеченности, мотивации и принятия ими обязательств». На соответствие продукции прямо или косвенно может влиять персонал, выполняющий любую работу в рамках системы менеджмента качества. Поэтому ключевыми в данном вопросе являются методы и принципы морального и материального стимулирования за качество выполняемых работ, система подбора персонала и психологический климат в коллективе. Значение последнего фактора, к сожалению, часто недооценивается. Возникнув как результат непосредственного и опосредованного воздействия на групповое сознание стиля и уровня управления, общественного настроения в коллективе и др., психологический климат приобретает относительную самостоятельность и начинает оказывать обратное влияние на коллективную деятельность.

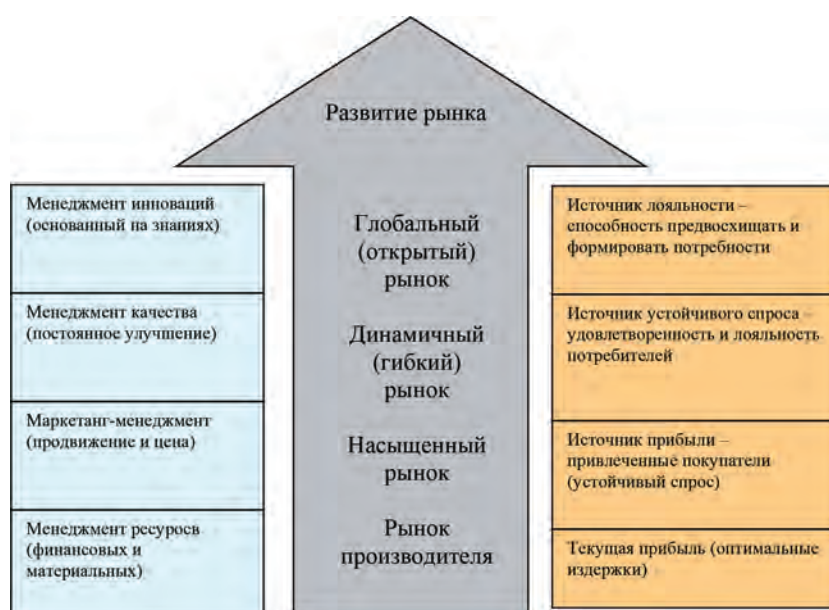
Влияние кадрового потенциала на деятельность организации и качество выполняемых работ является первым и наиболее мощным синергетическим фактором. Положительные результаты может принести систематический контроль деятельности кадровых служб со стороны службы качества.

Рассмотрев первый источник достижения синергии – функциональную возможность, перейдем к рассмотрению следующего источника – стратегической возможности. Стратегическая возможность представляет собой комплиментарность стратегий организации. Данная составляющая может быть представлена как взаимоотношения различных структур и отделов в организации, а также как соотношение различных ресурсов в организации. Великий «архитектор качества» Джозеф Джуран, изучив «анатомию производственного организма» на первом своем рабочем месте в компании «Western Electric» (главное производственное подразделение IT&T), заключил: в обеспечении качества меньшую роль играет подразделение ОТК, чем конструкторско-технологические подразделения, где разрабатываются технические условия и вся технологическая документация, а также все службы материально-технического обеспечения. Таким образом, для достижения поставленных целей в области качества взаимодействие в организации должно быть эффективным между всеми ее подразделениями. Для достижения наиболее эффективного взаимодействия служб и отделов организации в вопросах качества первична организационная структура предприятия, оптимальной считается матрично-функциональная структура.

Взаимодействие и соотношение ресурсных составляющих можно рассмотреть на примере баланса между финансовым менеджментом и менеджментом качества. Проверить, какой парадигмы придерживается компания, довольно легко – стоит только сравнить позиции финансового директора и директора по качеству в отношении того, как обеспечить успех компании. В случае приоритета финансовой парадигмы, в центре внимания находятся баланс доходов и расходов, поступлений и выбытий. И в таких случаях на «борьбу с издержками» направлены все усилия менеджмента. Однако возникает естественный вопрос: на каком уровне доходов компании интересен такой баланс? Ведь снижение издержек имеет свой предел. В новых парадигмах менеджмента качества усилия должны концентрироваться на повышении привлекательности товара. «Формула успеха» заключается в максимальном обеспечении и способности постоянного улучшения способности выполнять требования клиентов. Такое понимание «формулы успеха» принес с собой менеджмент качества. Совокупность предлагаемых ценностей носит название «ценностное предложение» (value proposition). Менеджмент качества должен понимать, каким образом создается ценностное предложение внутри компании также хорошо, как финансисты понимают структуру затрат. А системный подход, который менеджмент качества привносит в организацию, предполагает, что для достижения успеха нужно видеть компанию в целом, а не тянуть «функциональное одеяло» на себя. При таком взгляде гармонизация отношений «качество – финансы» принесет много полезного.

На рисунке показана схема главных задач и целей менеджмента по мере развития рынка.

Третим источником достижения синергии являются управленческие возможности. Составляющая часть управленческих возможностей – компетенция руководства. Первой ключевой компетенцией служит целеполагание. Без создания ценностной основы деятельности компании невозможно сформировать ее корпоративную культуру. Второй ключевой компетентностью является коммуникативная компе-



Рисунок

тентность. Возникают две ключевые проблемы повышения эффективности коммуникативной деятельности руководителя. Первая связана с обеспечением полноты коммуникаций, их системности и управляемости. Вторая зависит непосредственно от коммуникабельности менеджера, его способности к деловому общению как таковому, от знаний коммуникативных технологий и умения их применять в нужном контексте. С коммуникативной компетентностью тесно связана третья, чисто управленческая, компетентность – умение точно подбирать ключевых сотрудников компании и использовать их наиболее сильные стороны. Четвертой ключевой компетенцией руководителя является эффективная организация собственного времени и времени сотрудников компании, т. е. персональный и корпоративный тайм-менеджмент. Отличный инструмент повышения эффективности – управление документацией. Существующие готовые решения в рамках автоматизации и некоторые программные платформы поддерживают встроенные механизмы управления документацией, особенно системы электронного документооборота.

В качестве источника достижения синергетического эффекта в сфере управленческих возможностей может быть также рассмотрено управление процессами с использованием статистических методов – принятие решений, основанных на фактах. Несмотря на целый ряд трудностей при освоении статистических методов, сегодня уже многие компании сообщают об успешности их применения. Статистическое мышление и знание его инструментария стали сегодня необходимым условием устойчивого развития на фоне все убыстряющегося технологического прогресса и связанным с этим усилением конкуренции на глобальном уровне.

Таким образом, множество процессов компании, взаимодействуя правильно, способны взаимоусиливать свое действие и достигать синергетического эффекта в вопросах качества. Основной синергетический эффект формируют процессы, охватывающие подходы к управлению, подходы и способности к вовлеченности сотрудников, подходы к постоянному совершенствованию.

В таких гармонизированных состояниях существует повышенное требование к качеству во всех отраслях промышленности, управление качеством оказывает влияние на все департаменты, отделы, структуры и направления одинаково. Его процессы и ресурсы находятся в состоянии постоянной эволюции и радикально интегрированы в различные модули управления проектами для эффективного развития новых и инновационных идей. Четкие инструменты, процессы и шаблоны качества формируют основу различных проектов и пути, ведущие их вперед к успеху. Идеи, лежащие в области управления качеством, расширяются далеко за пределы производственных площадок, они коренятся на всей цепочке создания стоимости. Так, от финансов до сервисного обслуживания, и среди всех процессов, расположенных между ними, задачи и цели строятся на принципах управления качеством и становятся правилом, а не исключением. А далее как развитие с помощью управления качеством, деловой мир добивается улучшений и в отношении социальной справедливости и экологической устойчивости.

Однако не следует забывать, что производственная организация представляет собой сложную систему, где нужно управлять и контролировать запутанную паутину событий качества, любое из которых потенциально создает многочисленные параллельные или последовательные действия. А провалы и просчеты в отдельных звеньях, недоработки в направлениях могут приводить к синергетическим эффектам обратной направленности с отрицательными и порой практически необратимыми тенденциями.



УДК 669.74

Поступила 20.06.2016

ЭФФЕКТИВНОСТЬ РАБОТЫ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ ОТ КАЧЕСТВА ШИХТЫ

OVERALL PERFORMANCE OF THE ELECTRIC ARC MELTING FURNACE DEPENDING ON QUALITY OF FURNACE CHARGE

А. Б. СТЕБЛОВ, ООО «Инновационные металлургические технологии», Технопарк Сколково,
г. Москва, Россия, ул. Луговая, 4. E-mail: info@inmet-sk.com

A. B. STEBLOV, LLC «Innovative Metallurgical Technology», Technopark Skolkovo, Moscow, Russia,
Lugovaya str. 4. E-mail: info@inmet-sk.com

Качество шихты во многом определяет эффективность плавки в электродуговой печи. При тенденции роста легковесного лома с повышенным содержанием цветных примесей шредирование лома позволяет повысить его металлургическую ценность и улучшить технико-экономические показатели работы ДСП.

The quality of furnace charge in an electric arc melting furnace to a large extent determines the efficiency of melting. With a tendency of increase of light scrap with a high content of non-iron impurities scrap fine crushing can increase the metallurgical value of scrap and improve technical and economic parameters of electric arc furnace operation.

Ключевые слова. Электродуговая плавильная печь, металлический лом, шредерный лом.

Keywords. Electric arc melting furnace, scrap-metal, shredder scrap.

Дуговые сталеплавильные печи (ДСП) большой мощности сегодня практически исчерпали возможности в своем развитии. Введенная в 2008 г. в эксплуатацию на литейно-прокатном комплексе ОАО «ОМК-Сталь» (г. Выкса) 160-тонная плавильная печь (Danieli) выпускала жидкий металл для доводки в печи-ковше через 50 мин после завалки лома. При технологии завалки шихты двумя корзинами расход электроэнергии составлял по проекту 375 кВт·ч/т при вдувании углерода 15 кг/т и кислорода до 35 м³/т. Такая технология, по сути, представляет собой совмещение технологии выплавки стали электродуговой печи и конвертора и позволяет одной печью производить 1200 тыс. т жидкой стали в год. Последняя разработка FAI- FUCHS GmbH – электродуговая печь ULTIMATE [1] позволяет на 160-тонной печи выплавлять в год 1800 тыс. т стали. Конструкция «высокой» печи дает возможность производить завалку лома одной корзиной. Общая длительность плавления – 30 мин и работа под током – 22 мин. Достигнут практический предел производительности по условиям теплопередачи в металле. Металлурги сегодня делают упор уже не на производительность, а на качество и себестоимость жидкой стали. По мнению С. В. Казакова [2], основные усилия нужно сосредоточить на качестве подготовки шихты для переплавки. Если в 2002 г. стоимость лома в общем объеме затрат при выплавке в ДСП составляла 65%, то теперь более 75%. Ухудшается качество лома, он становится более легковесным и засоренным неметаллическими включениями и цветными металлами. Значительно увеличивается доля легковесного лома 12А толщиной менее 6 мм. Это прежде всего бытовой лом, бочкотара, старые автомобили. Основным направлением по улучшению качества шихты является шредирование лома, его измельчение и отделение от металлической части органической составляющей и примесей цветных металлов. Эффективность использования продукта шредированного лома – шрота подтверждается многолетней практикой металлургических предприятий за рубежом. Шредеры различной мощности стали неотъемлемой частью предприятий по переработке лома. В мире их сегодня насчитывается более 700 [3], в том числе в США – более 200, в Германии – 44, в Англии – 46, во Франции – около 40. Прежде всего, они используются для утилизации подержанных автомобилей. В России за последние пять лет введены четыре шредера мощностью от 60 до 100 т/ч. В настоящее время постоянно функционируют всего семь шредерных установок. Два шреде-

ра установлены на Украине: на УкрВторчермете с годовым производством 1,4 млн. т и в 2014 г. на предприятии «Донецксталь». Основным лидером в изготовлении таких установок является фирма Metso Lindemann GmbH (Дюссельдорф). В планах российских вторметов и крупных металлургических предприятий – ввод новых шредеров с доведением общего количества до 24–27 шт. к 2020 г. Это следует из анализа изменения структуры металлофонда России в виду постоянного увеличения подлежащих утилизации старых автомобилей. Сегодня только в Москве подлежат утилизации около 175 тыс. шт. автомобилей, а в Санкт-Петербурге – около 80 тыс. шт. ежегодно. Прогноз по ЦФО – к 2020 г. не менее 180 тыс. шт. автомобилей будут утилизироваться ежегодно.

Выплавка стали с использованием шредерного лома была опробована в 2004 г. на Молдавском металлургическом заводе (г. Рыбница) [4] и позднее, в мае 2005 г. на Белорусском металлургическом заводе [5]. Количество шредерного лома в опытных плавках варьировалось от 30 до 100%. На обоих заводах подтверждена эффективность использования этого лома. Достигнуто сокращение длительности цикла плавки в среднем на 13 мин (европейские показатели 20–25 мин), расход электроэнергии на 1 т снижен на 5,4%, расход шихты – на 4%, сокращено суммарное количество примесей в готовой стали. Общее повышение эффективности плавки можно объяснить прежде всего ростом насыпной удельной плотности шихты с 0,75 до 0,95–1,2 т/м³, что положительно отразилось на сокращении количества подвалок и трамбовки шихты, на ведении режима плавки в первый период и сокращения количества поломок электродов.

В сентябре 2013 г. на литейно-прокатном комплексе ОАО «ОМК» (г. Выкса) была введена в эксплуатацию шредерная установка мощностью 1 млн. т шрота в год. Производство собственного шредированного лома в промышленных масштабах можно считать с января 2014 г. В 2014–2015 гг. ООО «ИНМЕТ» Технопарк Сколково выполнил комплекс работ, направленных на снижение сквозного расходного коэффициента от завалки шихты до получения горячекатаного листа. Исследования по влиянию шихтовки на выход годного проводили на ДСП-160 Danieli. Характеристики печи и технология приведены в [6].

Были проведены исследования на балансовых плавках с различными вариантами шихтовок и статистическая обработка данных по 9253 плавкам за период 2012 г. – март 2015 г. По исходному массиву данных был выполнен расчет удельной плотности по всему объему шихты каждой плавки с учетом доли лома каждой категории. Установлено, что расчетная удельная плотность всей шихты на плавку колеблется от 0,55 (min) до 1,9 т/м³ (max) при среднем значении 1,134 т/м³ в год. При загрузке шихты двумя корзинами суммарная средняя масса шихты в печи составляла 175,4 т.

В табл. 1 приведены данные по насыпной плотности лома, используемого на ОАО «ОМК».

Т а б л и ц а 1. Насыпная плотность шихтовых материалов

Вид лома	Удельная плотность, т/м ³	Вид лома	Удельная плотность, т/м ³
Чугун	2,756	Лом 2АШ	0,902
ГБЖ	2,869	Оборотный лом	1,759
Брикеты 6А	2,721	Лом 3АЖД	1,453
Лом стальной	0,555	Пакеты 9А	1,800
Лом МКС	2,100		

П р и м е ч а н и е. ГБЖ – горячебрикетированное железо; МКС – обрезь листа со стана 5000; 3АЖД – железнодорожный лом в виде рельс, подкладок; оборотный лом – обрезь МНЛЗ; 2АШ – шрот 2А.

Лом для шихтования плавки соответствовал требованиям ГОСТ 2787-75. Лом стальной включает в себя лом 1-3А и легковес 12А.

В табл. 2 приведены статистические данные по основным видам металлического лома, которые наиболее часто используются в качестве шихты, и подтвердивших корреляционную связь между РКМ_{дсп} (расходный коэффициент металла в ДСП), количеством загружаемых корзин и $\Sigma_{\text{шихты,т}}$ в каждой плавке.

Т а б л и ц а 2. Статистические характеристики шихты

Количество корзин	Расчетная плотность, т/м ³	$\Sigma_{\text{шихты}}$	Чугун	Лом стальной	Ж/Д	6А	2АШ	Лом оборотный	МКС	ГБЖ
		масса, т								
Среднее 2,31	1,135	174,94	20,08	98,8	9,1	4,1	21,6	8,78	9,97	2,51
Максимальное 4	1,9	209,9	41,2	200	22,2	30,5	91	71,8	48,6	62,8
Минимальное 2	0,55	148,2	0	28,7	0	0	0	0	0	0

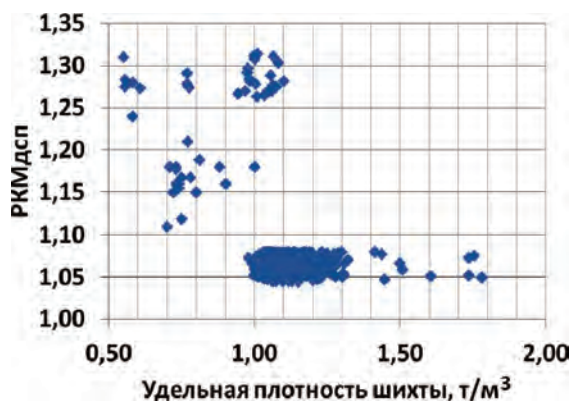


Рис. 1. Изменения $ПКМ_{дсп}$ в зависимости от расчетной плотности шихты в плавке

$ПКМ_{дсп}$ имеют более высокую удельную плотность шихты и соответственно загрузку меньшим количеством корзин.

По сформированной выборке плавов в указанных интервалах была сделана статистическая обработка данных и найдена корреляционная зависимость между $ПКМ_{дсп}$ и удельной плотностью шихты в каждой плавке (рис. 1).

После обработки данных было получено уравнение регрессии, позволяющее количественно оценить влияние плотности шихты на $ПКМ_{дсп}$:

$$ПКМ_{дсп} = 1,212 - 0,127\rho, \quad (1)$$

где ρ , $т/м^3$ – расчетное значение удельной плотности шихты в плавке; $R = 0,32$, стандартная ошибка $\sigma_{ош} = \pm 0,03$, $n = 1039$ плавов.

В табл. 3 приведены данные по расчетной плотности $\Sigma_{шихты, т}$ массы по категориям лома для вариантов $ПКМ_{дсп}$ (min, max). Из таблицы видно, что плавки с меньшим

Таблица 3. Данные по шихтовке плавов с $ПКМ_{дсп}$ (min, max)

$ПКМ_{дсп}$	Количество корзин	Расчетная плотность, $т/м^3$	$\Sigma_{шихты}$	Чугун	Лом стальной	Ж/Д	6А	2АШ	Лом оборотный	МКС	ГБЖ
			масса, т								
1,067 min	2,1	1,106	173,2	19,6	91,5	7,8	2,0	31,8	9,7	10,2	0,6
1,28 max	2,6	0,95	174,3	14,3	121,2	6,6	2,3	16,0	6,6	7,1	0,20
факторы	N	ρ		X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7	X_8

По результатам статистического исследования выборки данных были получены следующие уравнения:

для прогнозирования условной плотности суммарной шихты плавки от видов лома (табл. 3):

$$\rho = 1,1518 + 0,0092X_1 - 0,0033X_2 + 0,0012X_3 + 0,0088X_4 - 0,0014X_5 + 0,0035X_6 + 0,0052X_7 + 0,0096X_8, \quad (2)$$

где X_1 – масса чугуна, т; X_2 – масса стального лома, т (смешанный лом; X_3 – масса лома Ж/Д т; X_4 – масса брикета 6А, т; X_5 – масса лома 2АШ, т; X_6 – масса лома оборотного, т; X_7 – масса лома МКС, т; X_8 – масса ГБЖ, т; $R = 0,91$, стандартная ошибка $\sigma_{ош} = \pm 0,01$, $n = 9523$ плавки;

для прогнозирования количества загружаемых корзин с шихтой (N) в зависимости от удельной плотности шихты на корзину:

$$N = 3,37 - 0,927\rho, \quad (3)$$

где $R = 0,34$, стандартная ошибка $\sigma_{ош} = \pm 0,4$, $n = 9523$ плавки.

Уравнение (3) с достаточной точностью позволяет качественно оценить тенденцию на увеличение времени завалки шихты за счет ухудшения качества лома в целом за рассматриваемый период времени. Используя уравнения (1)–(3), можно сделать рекомендации по загрузке шихты таким образом, чтобы максимально снизить $ПКМ_{дсп}$ за счет обоснованного рационального варианта шихтовки. Одним из признаков такой шихтовки может быть вариант для $ПКМ_{дсп} = 1,067$ (min) (табл. 3).

Анализ химических элементов в жидкой стали перед сливом в основном отражает качество исходного лома. Было установлено, что в анализируемом химическом составе металла на выпуске в сталеразливочный ковш статистически значимыми параметрами, влияющими на $ПКМ_{дсп}$, являются содержания серы (S), меди (Cu), сурьмы (Sb). Исследования по влиянию шредированного лома на $ПКМ_{дсп}$ включали анализ работы цеха ОАО «ОМК» за 2012 г. по октябрь 2013 г., когда использовали привозной шрот в количестве 11,47 т на плавку. $ПКМ_{дсп}$ в этот период составил 1,124 при суммарной шихте на плавку 175,4 т. Сумма всех цветных примесей $\Sigma ЦП = (Cr + Ni + Cu + Mo + Sn + As + Sb)$ составила в среднем на плавку 0,395% (0,1797% – минимальное; 0,7097% – максимальное значение). После пуска собственной шредерной установки ОАО «ОМК» увеличило долю шрота в шихте. При сохранении средней массы загрузки

лома в печь в 2013 г. доля лома 2АШ выросла до 15,4 т, а в 2014 г. в среднем составила 37,82 т, что положительно сказалось на снижении Σ ЦП = 0,377 и РКМ_{дсп} до 1,078 (табл. 4).

Т а б л и ц а 4. Сравнение по сумме цветных примесей (Σ ЦП)

Год	РКМ _{дсп}	Σ ЦП, %	Лом 2АШ, т
2012	1,124	0,42	11,47
2013	1,113	0,395	15,4
2014	1,078	0,377	37,82

Статистическая обработка данных за указанный период позволила получить подтверждение влияния доли лома 2АШ на снижение расходного коэффициента (рис. 2). За 2014 г. около 15% плавков шихтовалось ломом 2АШ в объеме 50–90 т.

В результате выполненной работы был предложен вариант шихтовки плавки двумя корзинами без потерь на трамбовку, включая чугуны – 20 т на плавку (теоретически по контракту 20% – 35 т); лом стальной привозной – ≤ 40 т; лом Ж/Д – ≈ 8 ; брикеты 6А – ≥ 3 ; лом МКС – ≈ 10 ; ГБЖ – 10; лом оборотный – ≥ 12 ; лом 2АШ – ≥ 70 т.

Анализ технико-экономических показателей подтвердил эффективность внедрения шредера на ОАО «ОМК». Повышение насыпной плотности шихты позволяет обеспечить стабильную завалку двумя корзинами против среднего уровня 2,31 корзины, снизить длительность загрузки лома в среднем на 2 мин на плавку, сократить цикл плавки на 2,4 мин. За счет снижения расхода электроэнергии и электродов на 1 т стали расходы по переделу на новом варианте шихтовки уменьшены на 8,7%, себестоимость в целом снизилась на 5,6%, рентабельность продукции в целом увеличена на 12%. Установлена экономически целесообразная загрузка доли шредерного лома в печь, при которой экономический эффект от применения шрота становится стабильно статистически значимым. Он составляет около 35%. При таких показателях окупаемость установки на 250 тыс. т лома в год не превышает 14 месяцев. Опыт работы завода, как и других предприятий, внедривших технологию шредерной переработки лома, показывает высокую эффективность вкладывания финансовых средств в это оборудование и несомненную целесообразность использования подобного оборудования для белорусских металлургов. В настоящий момент на «БЕЛВТОРМЕТ» работают две шредерные установки мощностью по 2000 л.с. производительностью 70 т/ч. Одна машина производства фирмы «Albert Hoffmann» GmbH (Германия) работает с 2006 г. в пос. Гатово, вторая машина фирмы «Danieli» (Италия) работает с 2014 г. К сожалению, загрузка этих машин не полная в виду малой собираемости подержанной автотехники и бытового лома. С одной стороны, количество автомобилей в стране на душу населения уже на уровне России и Европы, причем много вышедшей из строя, с другой – не продуманная система сдачи этой техники на Вторметы. Сдать машину на лом – больше хлопот, чем выгоды, поэтому и ржавеет она и занимает место во дворах. Можно было бы организовать поставку старой автотехники и лома 12А для переработки на шредерах из России и Украины, а потом поставить ее с прибылью для поставщика на Белорусский металлургический завод. Белвтормет получит прибыль, загрузив свою технику, а БМЗ – лом высокого качества. Но наше законодательство такой схемы работы не предусматривает, хотя инвесторы готовы поставить лом в объеме, который сейчас требуется заводу и, тем самым, помочь в ситуации, когда необходимы оборотные средства на закупку лома. Финансовые схемы работы есть, остается только дать им дорогу. При всей очевидности технических преимуществ руководитель завода всегда в основу решения ставит экономическую целесообразность.

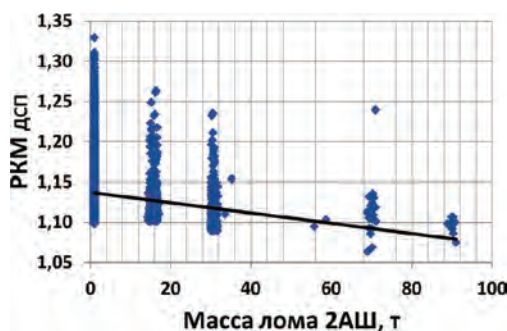


Рис. 2. Влияние лома 2АШ в общей массе шихты на РКМ_{дсп}

Цены на виды лома и тарифы на электроэнергию – величины переменные, но тенденции и пропорции сохраняются. За многие годы сформировалось соотношение цены по лому. Так, лом 12А в среднем на 15–20% дешевле, чем лом 3А. В свою очередь шредерный лом, полученный из легковеса, имеет неоспоримые преимущества как по качеству производимой жидкой стали, так и по улучшению экономических показателей. В работе [7] авторы приводят методологию расчета эффективности и показывают, что при установившихся соотношениях цен на виды лома, расходов на электроэнергию и амортизацию рентабельность переработки легковеса 12А в шрот составляет не менее 12%. Эффективность шредера в мировой металлургии

ческой практике, вероятно, также достаточно высока, учитывая, что таких установок в передовых странах в десятки раз больше, чем в СНГ.

Литература

1. Нархольц Т., Виллемин Б. Электродуговая печь серии ULTIMATE – сталеплавильный агрегат нового поколения // Электрометаллургия. 2005. № 4. С. 8–12.
2. Казаков С. В. Металлолом: Взгляд со стороны металлургов // Рынок вторичных металлов. 2006. № 5(37). С. 18–19.
3. Куковьякин Д. Н. Электросталеплавильное производство и шредерная переработка лома // Рынок вторичных металлов. 2007. № 3(41). С. 39–43.
4. Костин А. С., Деревянченко И. В., Кучеренко О. Л. Шихтовка шредерным ломом // Рынок вторичных металлов. 2005. № 5(21). С. 35–36.
5. Шаруда А. Н. Использование шредерного лома // Рынок вторичных металлов. 2006. № 1(33). С. 41–43.
6. Стеблов А. Б. Работа электродуговой сталеплавильной печи с жидким остатком металла // Литье и металлургия. 2016. № 1(82). С. 66–71.
7. Супрун С. В., Юзов О. В. Эффективность шредерного лома // Рынок вторичных металлов. 2007. №3 (41). С. 44–45.

References

1. Narholz T., Willemin B. Elektrodugovaya pech serii ULTIMATE – stoleplavilniy agregat novogo pokoleniya [Electric arc furnace ULTIMATE – steel-making unit of new generation]. *Elektrometallurgiya = Electrometallurgy*, 2005, no. 4, pp. 8–12.
2. Kazakov S. V. Metallolom. Vzglyd so storoni metallurgov [Scrap: view of metallurgists]. *Rynok vtorichnyh metallov = The market of secondary metals*, 2006, no. 5(37), pp. 18–19.
3. Kukovyakin D. N. Elektrostaleplavilnoe proizvodstvo i shredernaya pererabotka loma [Electric steel production and shredder scrap processing]. *Rynok vtorichnyh metallov = The market of secondary metals*, 2007, no. 3(41), pp. 39–43.
4. Kostin A. S., Derevyanchenko I. V., Kucherenko O. L. Chihtovka chredernym lomom [Burdening with the shredder scrap]. *Rynok vtorichnyh metallov = The market of secondary metals*, 2005, no. 5(21), pp. 35–36.
5. Sharuda A. N. Ispolzovanie chredernogo loma [The use of shredder scrap]. *Rynok vtorichnyh metallov = The market of secondary metals*, 2006, no. 1(33), pp. 41–43.
6. Steblov A. B. Rabota elektrodugovoy staleplavilnoy pechi s zhidkim ostatkom metalla [Operation of the electric arc furnace with liquid residues metal]. *Lit'e i metallurgij = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 1(82), pp. 66–71.
7. Suprun S. V., Yuzov O. V. Effektivnost' shredernogo loma [The effectiveness of shredder scrap]. *Rynok vtorichnyh metallov = The market of secondary metals*, 2007, no. 3(41), pp. 44–45.



УДК 669.184

Поступила 08.07.2016

АЛГОРИТМ УПРАВЛЕНИЯ КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКОЙ С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ НЕКОНТРОЛИРУЕМЫХ ВОЗМУЩАЮЩИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ CONTROL ALGORITHMS OF BOF MELTING WITH CONSIDERING THE INFLUENCE OF UNCONTROLLED DISTURBANCE

В. С. БОГУШЕВСКИЙ, А. Э. СКАЧОК, Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», г. Киев, Украина, ул. Политехническая, 35, корп. 9. E-mail: bogysh@gmail.com

V. S. BOGUSHEVSKY, O. E. SKACHOK, National Technical University of Ukraine «Kiev Polytechnical Institute», Kiev, Ukraine, 35, Politechnicheskaya str. E-mail: bogysh@gmail.com

Рассмотрено влияние неконтролируемых возмущающих воздействий на выходные параметры конвертерной плавки. Приведены численные показатели влияния на плавку ввода известняка вместо извести и попадания воды из охлаждаемых элементов на обезуглероживание, температуру ванны и основность шлака. Проанализированы результаты влияния загрязнения лома, попадания миксерного шлака с чугуном. Создан алгоритм управления с учетом влияния неконтролируемых возмущающих воздействий.

The article describes influence of uncontrollable disturbances for output parameters of converting smelting. You also find numerical values of impact impurity of scrap, falling mixer slag with cast iron, limestone instead of lime and water from cooled elements on decarbonization, bathtub temperature and slag basicity. Created a control algorithm with the influence of uncontrolled disturbance.

Ключевые слова. Алгоритм управления, конвертер, параметры, примеси, лом, шлакообразование, плавка, неконтролируемые возмущения, химический состав.

Keywords. Control algorithm, converter, parameters, contaminants, scrap, scorification, smelting, uncontrollable disturbances, chemical composition.

Введение

Конвертерной плавке присущи нестационарные и взаимно коррелированные шумы и помехи измерения, существенный дрейф рабочих параметров вследствие наличия неконтролируемых возмущений. Так, например, примеси лома и миксерный шлак, попадающие в конвертер при операциях завалки и заливки, не только искажают информацию о массе металлической части шихты, но и приводят к нарушению процесса, что ухудшает качество управления. Увеличение массы миксерного шлака на 1% увеличивает брак стали на 0,1% и продолжительность продувки на 0,7 мин. При уменьшении попадания в конвертер воды, охлаждающей фурму или охладитель конвертерных газов (ОКГ) на 10 л/мин, расход чугуна снижается на 0,2–0,5 кг/т стали.

Металлической лом характеризуется химическим составом, температурой и насыпной массой. Насыпная масса существенно влияет на температурный ход процесса, изменяя момент расплавления лома. Исследования, проведенные нами, показывают, что при заливке чугуна в результате снижения его температуры при соприкосновении с ломом и футеровкой расплав частично затвердевает. В большегрузных конвертерах затвердевший чугун присутствует в ванне значительное время (на протяжении 40–50% продувки). При малой насыпной массе лом плавится в начале продувки, что приводит к снижению температуры реакционной зоны, при большой – расплавление происходит более равномерно. Расчеты показывают, что в этом случае теплоты, аккумулированной ванной к 25% продолжительности продувки, хватило бы для расплавления всего лома. Наличие нерасплавившегося лома на протяжении 80% продувки свидетельствует о малой величине теплового потока от жидкой ванны к твердым кускам. Это можно объяснить низким уровнем теплообменных процессов в ванне вследствие большой ее гетерогенности, а также малой площадью поверхности контакта лома с жидким расплавом.

Следует также отметить, что переохлаждение ванны при использовании лома с малой насыпной плотностью вызывает торможение реакции $\text{Fe} + \text{CO}_2 = \text{FeO} + \text{CO}$. В результате увеличивается доля углерода, окислившегося до CO_2 , что способствует росту теплового потенциала плавки. Использование лома с пониженной насыпной плотностью позволяет уменьшить расход чугуна на 4,35 кг/т стали.

Единственное средство контроля насыпной плотности лома – количество заваливаемых совков на плавку. Но такой контроль является грубым. Поэтому наиболее рациональный метод исключения влияния этого возмущающего воздействия – усреднять лом на скраповом дворе по химическому составу и насыпной плотности. Усреднение требуется также по содержанию CO_2 в обожженной извести. Достигнуть одинакового качества извести можно, унифицируя ее производство.

Постановка задачи исследований

Цель исследований – повышение точности управления конвертерной плавкой путем определения и учета влияния начальных возмущающих воздействий на ее протекание.

Примеси лома. Лом в качестве примесей может содержать песок и ржавчину (окалину), которые влияют на режимы обезуглероживания, температурный и шлакообразования.

Расчеты изменения температуры готового металла в конвертере при замене лома песком и ржавчиной $\Delta t_{1,2}$; физическом охлаждающем эффекте песка Δt_3 ; повышении температуры металла в конвертере за счет ошлакования песка Δt_4 ; физическом охлаждающем эффекте извести Δt_5 представлены в работе [1].

Физический охлаждающий эффект ржавчины можно определить по формуле

$$\Delta t_6 = m_2 c_{\text{рж}} \bar{t}_m / (mc), \quad (1)$$

где $c_{\text{рж}} = 897$ – средняя теплоемкость ржавчины в интервале рабочих температур, Дж/(кг·К); $\bar{t}_m = 1620$ – средняя температура металла на выпуске из конвертера, °С; $m = m_{\text{л}} + m_{\text{ч}}$ – масса металлошхты, т; $m_{\text{л}}$, $m_{\text{ч}}$ – масса лома и чугуна соответственно, т; $c = 880$ – средняя удельная теплоемкость конвертерной ванны в интервале рабочих температур, Дж/(кг·К).

Массовые доли FeO и Fe_2O_3 в ржавчине (окалине) лома соответственно составляют $a_3 = 30,6$ и $a_4 = 69,4\%$. Понижение температуры металла в конвертере за счет разложения ржавчины лома составит

$$\Delta t_7 = a_2 (Q_2 a_3 + Q_3 a_4) m_{\text{л}} / (10mc), \quad (2)$$

где a_2 – доля ржавчины, % от массы лома; $Q_2 = 3710$ – удельный тепловой эффект реакции разложения монооксида железа, кДж/(кг FeO); $Q_3 = 5150$ – удельный тепловой эффект реакции разложения оксида железа, кДж/(кг Fe_2O_3).

При введении твердого окислителя (окалины) в ванну в начале продувки кислород, который высвободился с оксидов железа, практически полностью тратится на дополнительное окисление углерода. Для упрощения примем, что углерод ванны окисляется до CO . Удельный тепловой эффект составляет $Q_4 = 12800$ кДж/(кг·°С). При дополнительном окислении углерода повышается температура металла, которую можно представить в виде:

$$\Delta t_8 = 10^3 m_3 Q_4 / (mc), \quad (3)$$

где $m_3 = 10^{-4} \frac{12}{16} a_2 m_{\text{л}} \left(\frac{16}{72} a_3 + \frac{48}{160} a_4 \right)$ – масса углерода ванны, окисляющаяся высвободившемся кислородом, т, которая в перерасчете на относительное значение ΔC_1 , %, составит

$$\Delta C_1 = 100 m_3 / m. \quad (4)$$

Суммарный температурный эффект воздействия на металлическую ванну ржавчины лома представим в виде

$$\Delta t_{\Sigma 2} = \Delta t_2 - \Delta t_6 - \Delta t_7 + \Delta t_8. \quad (5)$$

Миксерный шлак. Замещаемая чугуном масса миксерного шлака составляет

$$m_{\text{м.шл.}} = 0,01 a_5 m_{\text{ч}}, \quad (6)$$

где a_5 – доля миксерного шлака от массы чугуна, %.

Понижение температуры металла в конвертере из-за дефицита теплоты можно определить по выражению

$$\Delta t_9 = 0,1 Q_{\Sigma} a_5 m_q / (mc), \quad (8)$$

где $Q_{\Sigma} = \sum_{(R)} Q_{RO_2} \Delta R$ – удельное количество теплоты, выделяющейся при окислении примесей чугуна, $R \in \text{Si, Mn, P}$, кДж/100 кг чугуна; $Q_{\text{SiO}_2} = 24480$, $Q_{\text{MnO}} = 6820$, $Q_{\text{P}_2\text{O}_5} = 18620$ – удельные тепловые эффекты образования соответствующих оксидов при средней температуре ванны (1500 °C) с участием холодного газообразного кислорода, кДж/кг окисляемого элемента; ΔR – массовая доля соответствующего окисляющегося элемента чугуна, %.

Понижение температуры металла в конвертере за счет дефицита теплоты шлакообразования вследствие уменьшения массы шлакообразующих оксидов элементов чугуна составляет

$$\Delta t_{10} = 0,1 Q_5 a_5 / c, \quad (9)$$

где $Q_5 = 9370$ – удельная теплота шлакообразования оксидов элементов чугуна, кДж/100 кг металлошихты.

Понижение конечной массовой доли углерода в металле составит

$$\Delta C_2 = 0,01 a_5 m_q C_q / m, \quad (10)$$

где C_q – массовая доля углерода в чугуне, %.

Повышение температуры металла в конвертере вследствие увеличения удельной энтальпии миксерного шлака над удельной энтальпией жидкого чугуна получим из выражения

$$\Delta t_{11} = 10^{-3} \Delta Q / (mc), \quad (11)$$

где $\Delta Q = 10 a_5 m_q (Q_6 - Q_7)$ – избыток удельной энтальпии, Дж/кг; $Q_6 = -587 \cdot 10^3 + 1465 \bar{t}_q$ – удельная энтальпия миксерного шлака, Дж/кг; $Q_7 = 61900 + 880 \bar{t}_q$ – удельная энтальпия жидкого чугуна, Дж/кг.

Часть от общей массы извести на плавку, израсходованной на шлакообразования компонентов миксерного шлака, находим из балансового уравнения

$$\bar{B} = (0,01 \text{CaO} a_5 m_q + 86,2 m_{\text{и}2}) / (0,01 (\text{SiO}_2 + \text{P}_2\text{O}_5) a_5 m_q), \quad (12)$$

откуда

$$m_{\text{и}2} = 0,01 a_5 m_q (\bar{B} (\text{SiO}_2 + \text{P}_2\text{O}_5) - \text{CaO}) / 86,2, \quad (13)$$

где CaO, SiO₂, P₂O₅ – оксидные компоненты миксерного шлака, %.

Повышение температуры металла в конвертере при этом составит

$$\Delta t_{12} = 10 a_5 m_q Q_8 / (mc), \quad (14)$$

где Q_8 – удельная теплота образования основного шлака из оксидных компонентов миксерного шлака, кДж/кг.

Пренебрегая значением P₂O₅, величину Q_8 рассчитываем по уравнению:

$$Q_8 = 628 \frac{86,2 m_{\text{и}2}}{0,01 (\text{CaO} + \text{SiO}_2) a_5 m_q + 86,2 m_{\text{и}2}} + 1460 \frac{0,01 (\text{SiO}_2 - \text{CaO} / \bar{B}) a_5 m_q}{0,01 (\text{CaO} + \text{SiO}_2) a_5 m_q + 86,2 m_{\text{и}2}}. \quad (15)$$

В случае попадания в ванну отдельно от чугуна миксерного шлака и дополнительной подачи сбалансированной массы извести на ошлакование его компонентов изменение выходных параметров продувки обуславливается окислительно-охлаждающим действием добавки, которое можно определить по линейной балансовой модели расчета шихты, преобразованной в частные приращения искомых величин:

$$\partial C_1 = -2 m_{\text{и}2} / m_q \quad (16)$$

и

$$\partial t_1 = -79 \partial C_1 - 1430 m_{\text{и}2} / m_q \quad (17)$$

где ∂C_1 , ∂t_1 – частные приращения соответственно массовой доли углерода в металле, %, и его температуры, °C.

Изменение основности конечного шлака при этом не наблюдается, а суммарный температурный эффект воздействия на металлическую ванну составит

$$\Delta t_{\Sigma 5} = \Delta t_{12} + \partial t_1. \quad (18)$$

Известь. Изменение выходных параметров продувки при замене извести известняком, содержащим недопал, определяем по линейной балансовой модели расчета шихты, преобразованной в частные приращения искомых величин:

$$\partial C_2 = -(3m_{\text{ик}} + 2m_{\text{и}}) / m_{\text{ч}}, \quad (18)$$

$$\partial t_2 = -79\partial C_3 - (2750m_{\text{ик}} + 1430m_{\text{и}}) / m_{\text{ч}}, \quad (19)$$

$$\partial B_4 = (51m_{\text{ик}} + 75m_{\text{и}}) / (12,3 + 2,14\text{Si}_{\text{ч}}m_{\text{ч}}), \quad (20)$$

где ∂C_2 , ∂t_2 , ∂B_4 – частные приращения соответственно массовой доли углерода в металле, %, его температуры, °C, и основности конечного шлака; $m_{\text{ик}}$, $m_{\text{и}}$ – масса соответственно известняка и извести, т.

Полученные данные приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Воздействие неконтролируемых возмущений ванны на конечные параметры продувки

Возмущение	Воздействие на конечные параметры		
	массовая доля углерода в металле, %	температура металла, °C	основность шлака
Замена 1% массы лома:			
песком	–	–0,9	–0,286
ржавчиной (окалиной)	–0,05	–4,18	–
Попадание 1% окалины от массы лома	–0,05	–9,7	–
Замена 1% массы чугуна миксерным шлаком	–0,033	–16,04	–0,065
Попадание 1% миксерного шлака от массы чугуна	–0,032	–14,0	–
Замена 1% массы извести известняком	–0,0011	–1,37	–0,015
Попадание 0,1% от массы чугуна влаги из:			
фурмы	–0,0512	–26,2	–
ОКГ	–0,0358	–18,3	–

На основе полученных данных создана математическая модель для уменьшения воздействий неконтролируемых возмущений в последующих плавках. Для расчета каждого из представленных возмущений составлена система уравнений:

$$\begin{cases} 0,05x_2 + 0,05x_3 + 0,033x_4 + 0,032x_5 + 0,0011x_6 + 0,0512x_7 + 0,0358x_8 = \Delta C, \\ 0,9x_1 + 4,18x_2 + 9,7x_3 + 16,04x_4 + 14x_5 + 1,37x_6 + 26,2x_7 + 18,3x_8 = \Delta t, \\ 0,286x_1 + 0,065x_4 + 0,015x_6 = \Delta B, \end{cases} \quad (21)$$

где $x_1, x_2, x_3, x_4, x_5, x_6, x_7, x_8$ – соответственно содержание возмущающих воздействий при замене 1% массы лома песком, при замене 1% массы лома ржавчиной (окалиной), при попадании 1% окалины от массы лома, при замене 1% массы чугуна миксерным шлаком при попадании 1% миксерного шлака от массы чугуна, при замене 1% массы извести известняком при попадании 0,1% от массы чугуна влаги из фурмы и ОКГ, %; ΔC – отклонение содержания углерода от заданного, %; Δt – отклонение температуры от заданной, °C; ΔB – отклонение основности шлака от заданного.

Стандартные вычислительные методы не подходят для решения такой сложной системы уравнений. Для решения системы была использована надстройка «Поиск решения» стандартной программы Excel, которая входит в пакет Microsoft Office.

Алгоритм решения показан на рис. 1.

В программе Excel созданы три таблицы: табл. 1 – отклонения параметров от заданных (рис. 2), табл. 2 – воздействие на конечные параметры (рис. 3), табл. 3 – расчет процентного содержания возмущающих воздействий (рис. 4). В таблицу 1 «Отклонения параметров от заданных» вносятся отклонения, которые получились после предыдущей плавки (выделенная строка на рис. 2). После этого сформирована таблица с полученными данными о воздействии на конечные параметры.

С помощью надстройки «Поиск решения» формируется система уравнений как сумма произведений выделенного столбца на рис. 4 и столбцов на рис. 3 для каждого параметра строки рис. 2 соответственно. После этого задаются ограничения, что количество возмущающих воздействий не может быть меньше 0. Целевыми ячейками для поиска решения будут ячейки столбца «Количество». Для проверки адекватности программы после нахождения значений столбца «Количество» программа рассчитывает «Суммарное влияние» (выделенная строка на рис. 4).

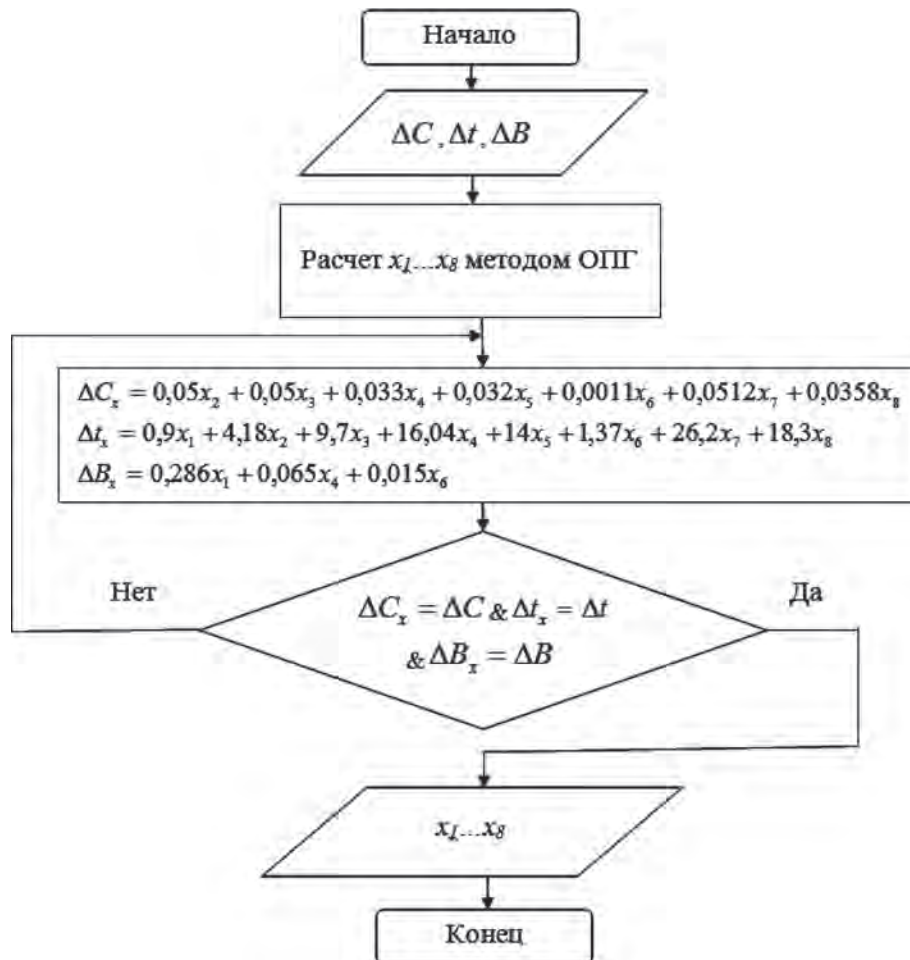


Рис. 1. Алгоритм решения системы уравнений

Отклонения параметров от заданных		
%C	T	B
-0,07	-15	-0,4

Рис. 2. Отклонения параметров от заданных

Воздействие на конечные параметры			
Возмущения	%C	T	B
Замена 1% массы лома песком	0	-2,58	-0,286
Замена 1% массы лома ржавчиной (окалиной)	-0,05	-5,86	0
Попадание 1% окалины от массы лома	-0,05	-9,7	0
Замена 1% массы чугуна миксерным шлаком	-0,033	-16,04	-0,065
Попадание 1% миксерного шлака от массы чугуна	-0,033	-14	0
Замена 1 % массы извести известняком	-0,0011	-1,37	-0,015
Попадание 0,1% от массы чугуна влаги из фурмы	-0,0512	-26,2	0
Попадание 0,1% от массы чугуна влаги из фурмы с ОКГ	-0,0358	-18,3	0

Рис. 3. Воздействие на конечные параметры

Расчет возмущающих воздействий				
	Количество, %	%C	T	B
Замена 1% массы лома песком	1,35	0,00	-3,49	-0,39
Замена 1% массы лома ржавчиной (окалины)	0,89	-0,04	-5,20	0,00
Попадание 1% окалины от массы лома	0,45	-0,02	-4,37	0,00
Замена 1% массы чугуна миксерным шлаком	0,08	0,00	-1,24	-0,01
Попадание 1% миксерного шлака от массы чугуна	0,00	0,00	0,00	0,00
Замена 1 % массы извести известняком	0,51	0,00	-0,70	-0,01
Попадание 0,1% от массы чугуна влаги из фурмы	0,00	0,00	0,00	0,00
Попадание 0,1% от массы чугуна влаги из фурмы с ОКГ	0,00	0,00	0,00	0,00
Суммарное влияние		-0,07	-15	-0,4

Рис. 4. Расчет процентного содержания возмущающих воздействий

Полученные данные можно использовать как поправочные коэффициенты при следующей плавке.

Полученные результаты использованы нами в алгоритмах статического и динамического управления с обратной связью выходных параметров. При этом число плавов, выпускаемых с первой повалки, увеличилось на 7%.

Выводы

Результаты оценки влияния неконтролируемых возмущающих воздействий на ход конвертерной плавки показали их существенную величину как на процесс обезуглероживания ванны, ее температурный режим, так и шлакообразования. Учесть это влияние можно путем введения обратных связей по результатам проведенных плавов или по контролю динамических параметров. Существенное уменьшение влияния неконтролируемых возмущающих воздействий можно достичь тщательной подготовкой шихтовых материалов.

Литература

1. Bogushevsky V., Skachok A. The influence of uncontrolled disturbance actions on control of converter melting // *Metallurgical and Mining Industry*. 2016. No. 5. P. 128–133.
2. **Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник** / Д. Ф. Чернега, В. С. Богусhevський, Ю. Я. Готвянський та ін.; За ред. Д. Ф. Чернеги, Ю. Я. Готвянського. Київ: Вища шк., 2006. 503 с.
3. **Металургія сталі. Конвертерне виробництво: Теорія, технологія, конструкції агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія. Підручник** / О. Г. Величко, Б. М. Бойченко, П. С. Харлашин та інш. Дніпропетровськ: РВА «Дніпро-вал». 2015. 434 с.
4. **Зайцев А. И., Могутнов Б. М., Шахпазов Е. Х.** Физическая химия металлургических шлаков. М.: Интерконтакт Наука, 2008. 352 с.
5. **Кулик А. Д.** Совершенствование выпуска стали из конвертера / А. Д. Кулик, М. А. Кашеев, А. А. Похвалитый // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2013. № 1. С. 18–20.
6. **Уманский А. А.** Исследование влияния состава исходной металлической шихты на качество конвертерной стали / А. А. Уманский, Н. А. Чернышева // *Вестн. горно-металлургической секции Российской академии естественных наук*. Сб. науч. тр. М.-Новокузнецк, 2010. № 25. С. 42–47.
7. **Кудрин В. А.** Теория и технология производства стали. М.: Мир, ООО «Изд-во АСТ», 2003. 528 с.
8. **Добужская А. Б., Галицын Г. А., Белокурова Е. В.** Новые технологии и материалы в металлургии // Сб. науч. тр. Екатеринбург: УрО РАН, 2010. С. 307–318.
9. **Огороков Б. Н., Комолова О. А., Григорович К. В.** Физико-химическое описание взаимодействия компонентов в системе шлак-металл // *Междуна. науч. конф. «Физико-химические основы металлургических процессов»*, посвященная 110-летию со дня рождения академика А. М. Самарина // Сб. материалов, 2012. С. 47.

References

1. Bogushevsky V., Skachok A. The influence of uncontrolled disturbance actions on control of converter melting. *Metallurgical and Mining Industry*, 2016, no. 5, pp. 128–133.

2. **Osnovi metalurgijnogo virobnictva metaliv i splaviv:** Pidruchnik [Fundamentals of metallurgical production of metals and alloys: Textbook]. D. F. Chernega, V. S. Bogushevs'kij, Ju. Ja. Gotvjans'kij ta in.; Za red. D. F. Chernegi, Ju. Ja. Gotvjans'kogo. Kiev: Vishha shkola Publ., 2006, 503 p.
3. **Metalurgija stali.** Konverterne virobnictvo: Teorija, tehnologija, konstrukcii agregativ, recirkulacija materialiv i ekologija. Pidruchnik [Metallurgy of steel. BOF production, theory, technology, construction aggregates, recycling of materials and ecology. Textbook]. O. G. Velichko, B. M. Bojchenko, P. S. Harlashin ta insh. Dnipropetrovs'k: RVA «Dnipro-val» Publ., 2015, 434 p.
4. **Zajcev A. I., Mogutnov B. M., Shahpazov E. H.** Fizicheskaja himija metallurgicheskikh shlakov [Physical chemistry of metallurgical slags]. Moscow, Interkontakt Nauka Publ., 2008, 352 p.
5. **Kulik A. D., Kashheev M. A., Pohvalityj A. A.** Sovershenstvovanie vypuska stali iz konvertera [Improving the production of steel from the converter]. *Metallurgicheskaja i gornorudnaja promyshlennost' = Metallurgical and Mining Industry*, 2013, no. 1, pp. 18–20.
6. **Umanskij A. A., Chernysheva N. A.** Issledovanie vlijanija sostava ishodnoj metallicheskoj shihty na kachestvo konverternoj stali [Research of influence of composition of the initial metal charge on the quality of converter steel]. *Vestnik gorno-metallurgicheskoi sekcii rossijskoj akademii estestvennyh nauk. Sbornik nauchnyh trudov = Journal of Mining and Metallurgy Section of the Russian Academy of Natural Sciences. Proceedings*. Moskva-Novokuzneck, 2010, no. 25, pp. 42–47.
7. **Kudrin V. A.** Teorija i tehnologija proizvodstva stali [The theory and technology of steel production]. Moscow. Mir, OOO «Izdatel'stvo AST» Publ., 2003, 528 p.
8. **Dobuzhskaja A. B., Galicyn G. A., Belokurova E. V.** Novye tehnologii i materialy v metallurgii. *Sb. nauch. Trudov = New technologies and materials in the industry. Coll. scientific. Works*. Ekaterinburg, UrO RAN, 2010, pp. 307–318.
9. **Okorokov B. N., Komolova O. A., Grigorovich K. V.** Fiziko-himicheskoe opisanie vzaimodejstvija komponentov v sisteme shlak-metall [Physical and chemical description of the interaction of the components in the system of the slag-metal]. *Mezhdunarodnaja nauchnaja konferencija «Fiziko-himicheskie osnovy metallurgicheskikh processov», posvjashhennaja 110-letiju so dnja rozhdenija akademika A. M. Samarina. Sbornik materialov. = International Scientific Conference «Physical and chemical bases of metallurgical processes», dedicated to the 110th anniversary of the birth of Academician A. M. Samarin. Collection of materials*, 2012, p. 47.



УДК 669.781.15

Поступила 20.06.2016

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ БОРОМ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛЕЙ

INFLUENCE OF MICROALLOYING BY BORON ON HARDENABILITY OF STEEL

Е. П. БАРАДЫНЦЕВА, Н. А. ГЛАЗУНОВА, О. В. РОГОВЦОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская область, Беларусь, ул. Промышленная, 37.
E-mail: nmv.czl@bmz.gomel.by

E. P. BARADYNTSEVA, N. A. GLAZUNOVA, O. V. ROGOVTSOVA, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zlobin city, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: nmv.czl@bmz.gomel.by

В данной статье описано исследование, проведенное в лаборатории металловедения, в результате которого проанализированы факторы, оказывающие влияние на прокаливаемость сталей, микролегированных бором, так как их внедрение в массовое производство сопряжено с определенными трудностями.

Проведенные исследования позволили сделать вывод о том, что, изменяя содержание химических элементов, таких, как азот, бор, титан и алюминий в сталях с бором производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», можно спрогнозировать значения прокаливаемости на стадии разработки технологических карт на выплавку.

The research conducted in laboratory of metallurgical science by which the factors exerting impact on hardenability of steel microalloyed by boron were analysed. The research was made because the implementation of this process in mass production is connected with the certain difficulties.

The conducted researches have allowed to draw a conclusion that changing content of various chemical elements, such as nitrogen, boron, the titan and aluminum in steel containing boron, produced by JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» at the stage of preparation of chart flowsheet make it possible to predict terms of hardenability of the final product.

Ключевые слова. Исследование, микролегирование, прокаливаемость, общий бор, «эффективный» бор, нитридообразующие элементы.

Keywords. Research, microalloying, hardenability, general boron, «effective» boron, formative nitride elements.

В настоящее время конъюнктура мировых рынков металлопродукции такова, что требует производства проката с нормируемой прокаливаемостью, предназначенного для изготовления деталей в автомобилестроении.

Прокаливаемость – это способность стали приобретать высокую твердость на различную глубину. Глубина полученного при этом закаленного слоя с мартенситной или мартенситно-трооститной структурой зависит от многих факторов, в том числе от состава аустенита. Многие химические элементы в той или иной степени, растворяющиеся в аустените, увеличивают прокаливаемость. Однако ни один из элементов при содержании порядка 0,0005% не может сравниться с бором по эффективности. При таком малом содержании бор оказывает существенное влияние на свойства стали.

Небольшие добавки бора вызывают значительное измельчение зерен, повышение жаропрочности в результате упрочнения границ зерен боридами, возрастают твердость и износостойкость, горячая пластичность слитков, улучшается свариваемость жаростойких аустенитных сталей. Однако одним из основных качеств бора является его способность резко повышать прокаливаемость стали по сравнению с аналогичной сталью без бора. Такое влияние бора на прокаливаемость стали основано на его способности эффективно тормозить превращение аустенита в феррит, способствуя образованию более твердых фаз – бейнита и мартенсита. Растворенный в металлической матрице бор концентрируется в тонких приграничных слоях зерен аустенита, делая структуру границ зерен более совершенной. Как известно, центры рекристаллизации в первую очередь образуются по границам зерен. Таким образом, растворенный

в матрице бор увеличивает инкубационный период зарождения новой фазы, снижает температуру начала образования феррита, в результате, подавляя распад аустенита по диффузионному принципу [1].

Микродобавки бора, обычно не более 0,001–0,003%, позволяют экономить такие остродефицитные легирующие элементы, как никель, хром, молибден и марганец, сохраняя при этом необходимый уровень прокаливаемости и других механических свойств. Увеличение содержания бора свыше 0,004% уже не сказывается на прокаливаемости и может даже несколько уменьшать ее.

В некоторых литературных источниках сообщается, что действие бора в пределах 0,001–0,0025% эквивалентно действию присадки 1,33% Ni + 0,31%Cr + 0,4% Mo. Так, действие 0,002% бора на прокаливаемость равнозначно влиянию 1,5% Ni. Эквивалентное содержание бора для получения равной прокаливаемости различно для разных сталей и зависит от состава и соотношения элементов [2] (табл. 1).

Таблица 1. Количество химических элементов, эквивалентное 0,001% бора, введенного в сталь

Основной состав стали, %		Эквивалентное количество легирующих элементов, %			
C	Mn	Mn	Ni	Cr	Mo
0,2	0,75	0,85	2,4	0,42	0,35
0,4	0,75	0,85	1,9	0,35	0,25
0,6	0,75	0,45	1,2	0,20	0,15
0,8	0,75	0,15	0,4	0,07	0,05
		0,001% B			

Все перечисленное выше делает бор обязательным компонентом многих высокопрочных низколегированных сталей, разработка которых является одним из важнейших направлений в металлургии. Другими словами, разработка и внедрение в производство борсодержащих марок стали имеют важное промышленное значение.

За период август – сентябрь 2015 г. на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» произведен сортовой прокат для автопрома в объеме четырех плавок из борсодержащих марок сталей с нормируемой прокаливаемостью.

Необходимо отметить, что, несмотря на технологические преимущества борсодержащих сталей, их внедрение в массовое производство сопряжено с определенными трудностями. Так, при проведении механических испытаний на определение полосы прокаливаемости на двух плавках стали марки 30MnB4 были получены удовлетворительные результаты испытаний, а на двух последующих плавках стали марки 35MB5 – неудовлетворительные результаты испытаний. Для выяснения причины получения неудовлетворительных испытаний в лаборатории металловедения ЦЗЛ были проанализированы все факторы, оказывающие влияние на прокаливаемость сталей [3].

1. В первую очередь проверили возможное влияние способа подготовки образцов для испытаний (кованый или точеный образец). Значения прокаливаемости на точеном и кованом образцах практически одинаковые и на расстоянии 20 мм от поверхности торца обоих образцов получен неудовлетворительный результат.

2. Важными факторами, определяющими прокаливаемость, являются также **исходная структура стали перед закалкой и величина аустенитного зерна**. В исследуемых плавках структура горячекатаного металла перлитная с ферритной оторочкой, у поверхности наблюдается частичное обезуглероживание. Величина аустенитного зерна в исследуемых плавках составила 7,5–8,0 для стали марки 30MnB4 и 7,0–7,5 для стали марки 35MB5 в соответствии со шкалой ASTM E112. В требованиях контрактов нормируется величина зерна в пределах 6–8 номеров. По исследованиям некоторых специалистов, наиболее благоприятна величина зерна 7-го номера в соответствии со шкалой ASTM E112.

3. Известно, что с повышением температуры нагрева под закалку и увеличением продолжительности выдержки прокаливаемость стали, как правило, увеличивается (табл. 2).

Таблица 2. Параметры термической обработки исследуемых плавок

Номер плавки	Марка стали	Параметры закалки, °C – мин/ охлаждающая среда
1	30MnB4	880–30 / вода
2		880–30 / вода
3	35MB5	870–30 / вода
4		870–50 / вода

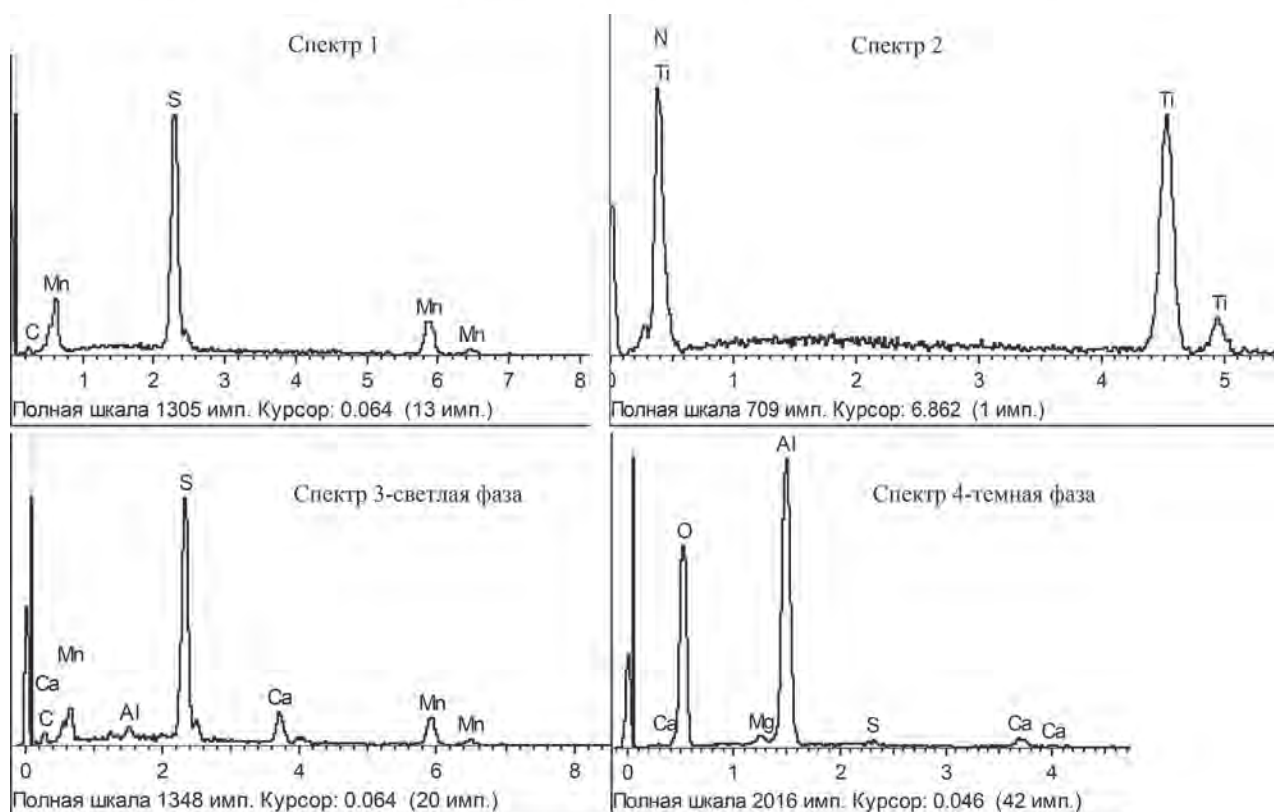
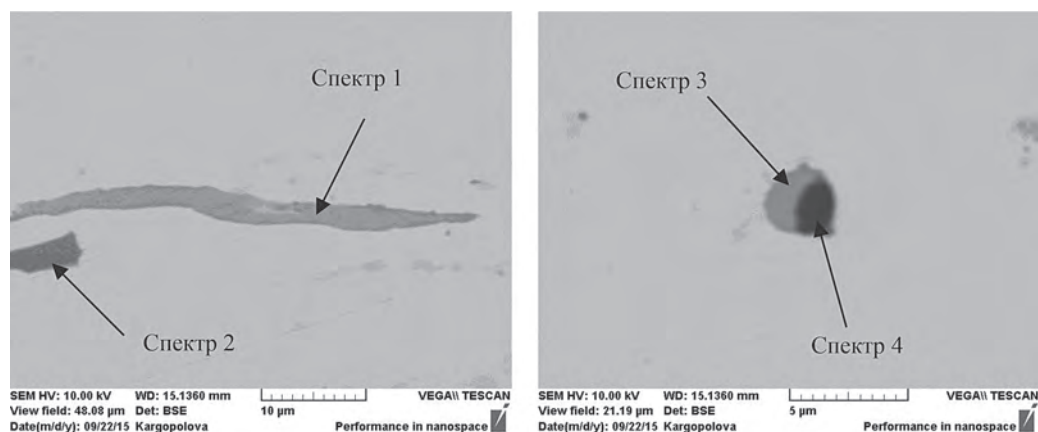


Рис. 1. Состав типичных неметаллических включений в исследуемых плавках с удовлетворительной полосой прокаливаемости

На исследуемых плавках **условия термической обработки** практически одинаковы. Поэтому данным фактором можно пренебречь.

4. Скорость кристаллизации. Это влияние проявляется через микронеоднородность химического происхождения. Чем выше скорость охлаждения, тем грубее дендритная структура, и, следовательно, химическая неоднородность больше.

5. Влияние химического состава и неметаллических включений рассмотрим более подробно.

Особенностью производства борсодержащих сталей является то, что на прокаливаемость оказывает влияние не весь бор, а только та его часть, которая не связана в оксиды, нитриды или в другие соединения и находится в твердом растворе в аустените (так называемый «свободный» или «эффективный» бор). Бор – исключительно активный и реакционноспособный элемент, легко окисляется и связывается в нитриды и, будучи введенный в расплав, он активно взаимодействует даже с очень малыми, остаточными концентрациями растворенных в металле кислородом и азотом [4]. Поэтому основная задача при борном микролегировании – предотвратить окисление и азотирование бора и получить в металле требуемое количество растворенного бора, что требует соблюдения особых мер при выплавке борсодержащей стали.

Соединения бора образуются преимущественно в процессе кристаллизации стали, поэтому необходимы определенные воздействия на расплав, чтобы обеспечить его состав по кислороду, сере и азоту за

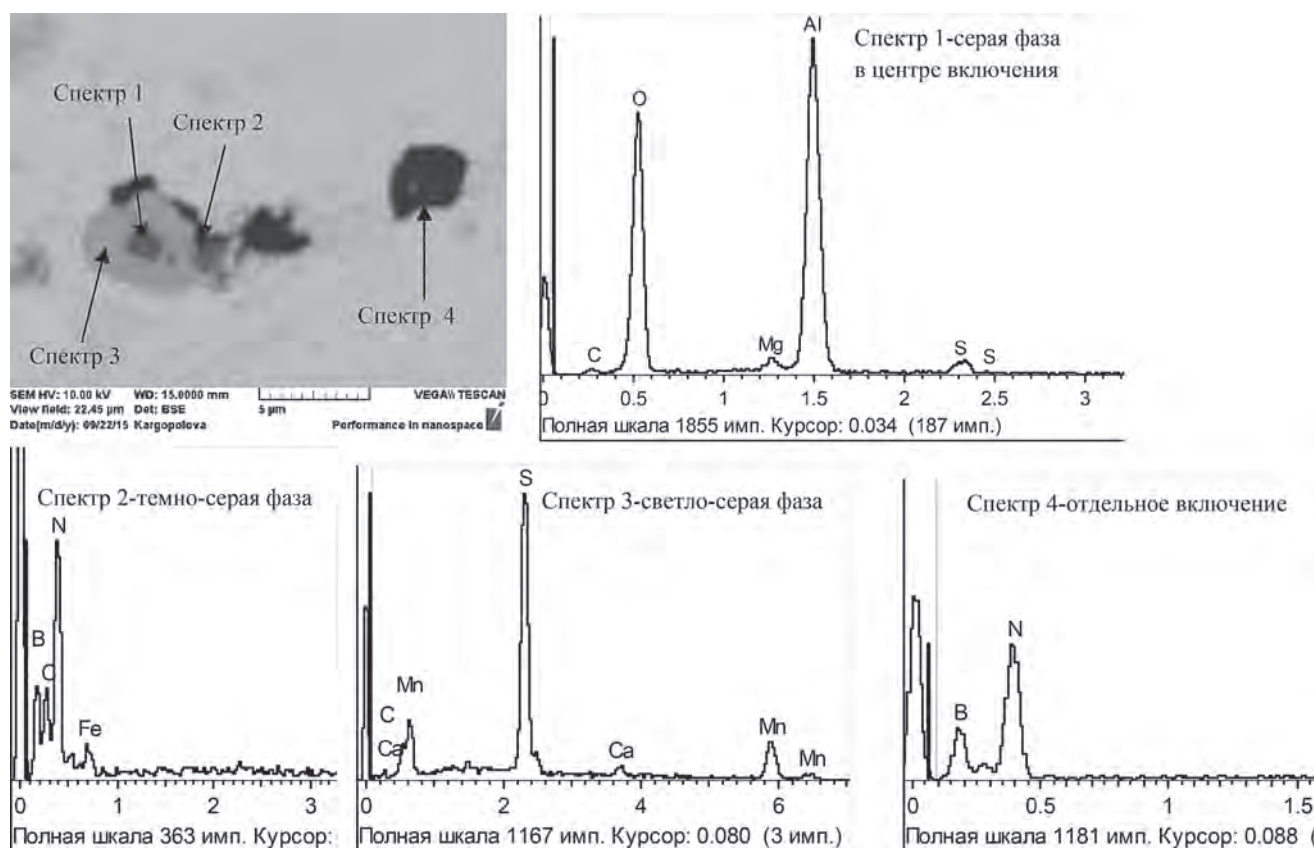


Рис. 2. Состав типичных неметаллических включений в исследуемых плавках с неудовлетворительной полосой прокаливаемости

счет рафинирования либо микролегирования, позволяющие достичь определенного уровня (конкретную долю) «эффективного» бора в металле после кристаллизации.

В случае, когда окончательное раскисление осуществляется алюминием, достигаемые значения по остаточному кислороду и сере весьма низкие, и эти элементы не оказывают определяющего влияния на долю «эффективного» бора. Поэтому считается, что основным элементом, оказывающим ключевое влияние на величину «эффективного» бора, является азот [5]. Образования нитридов бора в этом случае следует избегать, для чего в металл вводится титан, который обладает большим сродством к азоту, чем бор, и также образует нитриды в жидкой фазе. Обычно при выплавке стали с микродобавкой бора вводят титана в 4–5 раз больше (в виде ферротитана), чем содержание азота в стали, учитывая отношение атомных весов титана и азота, а также степень усвоения титана.

Анализ химического состава исследуемых плавков показал, что основным отличием плавков с удовлетворительным результатом механических испытаний от плавков с неудовлетворительным результатом является содержание бора и титана при одинаковом содержании азота. При металлографическом исследовании неметаллических включений на образцах плавков с удовлетворительными результатами механических испытаний по прокаливаемости были выявлены включения нитридов титана, а на плавках с низкими значениями прокаливаемости нитридов титана не наблюдалось. Дополнительно образцы исследовались на РЭМ с РМА. Были получены следующие результаты: на образцах с низкой прокаливаемостью обнаружены нитриды и карбонитриды бора, а на образцах с высокой прокаливаемостью – в составе включений бора не было (рис. 1, 2).

Таким образом, мы убедились, что в случае борсодержащих марок стали общее содержание легирующих элементов не является главным, здесь более важна форма присутствия элементов в стали. Данный факт полностью объясняет возникновение нестабильности получаемых свойств.

На Нижнеднепровском трубопрокатном заводе данная проблема решается с помощью электрохимического метода фазового анализа, при котором отделяется эффективный бор, находящийся в твердом растворе стали, от бора, связанного в оксиды, нитриды и другие соединения. Содержание эффективного бора определяется по ГОСТ в условиях, когда после электролиза в анализ попадает только эффективная часть бора, не связанная в различные соединения [6].

Еще существует метод определения доли «эффективного» бора по разности между данными анализов общего бора (методом разложения концентрированной фосфорной кислотой) и нерастворимого бора (методом растворения в йод-метаноле).

Также на базе ОАО «ОЭМК» разработана и опробована математическая модель, которая позволяет спрогнозировать долю «эффективного» бора, исходя из содержания азота и нитридообразующих элементов в стали (титана и алюминия), определив, тем самым, количество бора, связанного в соединения, т. е. «эффективный» бор можно спрогнозировать на основе анализа термодинамического равновесия системы Fe–Al–Ti–B–N. По результатам расчета в программе производится построение графиков зависимости содержания «эффективного» бора от содержания титана при трех различных содержаниях алюминия [7].

В настоящее время на ОАО «БМЗ» определяется общее содержание бора в стали, а методика определения содержания «эффективного» бора отсутствует. В связи с этим необходимо скорректировать химический состав борсодержащих марок сталей с учетом соблюдения соотношения азота и титана 1:4. Изменяя содержание химических элементов, таких, как азот, бор, титан и алюминий в сталях с бором производства ОАО «БМЗ», можно спрогнозировать значения прокаливаемости на стадии разработки техкарт на выплавку.

Литература

1. Архаров В. И. Теория микролегирования сплавов. М.: Машиностроение, 1975, 61 с.
2. <http://metal-archive.ru/boridnye-pokrytiya/107-bor-v-stali.html>
3. Качанов Н. Н. Прокаливаемость стали. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1978, 192 с.
4. Лякишев Н. П., Плинер Ю. Л., Лаппо С. И. Борсодержащие стали и сплавы. М.: Металлургия, 1986, С. 72–73.
5. Потапов А. И., Семин А. Е. Технологические особенности легирования стали бором // Изв. вузов. Черная металлургия 2012. № 9. С. 68–69.
6. Исаева Л. Е., Лев И. Е., Великонская Н. М., Безшкуненко А. Г. Перспективы выплавки сталей с повышенной прокаливаемостью за счет бора // Сб. тез. IX Междунар. науч.-практ. конф. «Литье 2013», Украина, Запорожье, 2013. С. 261–262.
7. Потапов А. И. Исследование процессов микролегирования стали бором с целью совершенствования технологии производства борсодержащей стали: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2013. 116 с.

References

1. Arharov V. I. *Teorija mikrolegirovanija splavov* [The theory of micro alloying]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975, 61 p.
2. <http://metal-archive.ru/boridnye-pokrytiya/107-bor-v-stali.html>
3. Kachanov N. N. *Prokalivaemost' stali* [Steel hardenability]. Moscow, Metallurgija Publ., 1978, 192 p.
4. Ljakishev N. P., Pliner Ju. L., Lappo S. I. *Borsoderzhashchie stali i splavy* [Boron steels and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, pp. 72–73.
5. Potapov A. I., Semin A. E. *Tehnologicheskie osobennosti legirovanija stali borom* [Technological features of doping with boron steel]. *Izvestija vuzov. Chernaja metallurgija = Ferrous metallurgy*, 2012, no. 9, pp. 68–69.
6. Isaeva L. E., Lev I. E., Velikonskaja N. M., Bezshkurenko A. G. *Perspektivy vyplavki stalej s povyshennoj prokalivaemost'ju za schet bora* [Prospects for smelting steel with high hardenability due to boron]. Zaporozh'e, 2013, pp. 261–262.
7. Potapov A. I. *Issledovanie processov mikrolegirovanija stali borom s cel'ju sovershenstvovanija tehnologii proizvodstva borsoderzhashhej stali*. Avtoref. diss. cand. techn. nauk [Investigation processes microalloying steel with boron to improve boron steel production technology. Avtoreferat cand. Diss.]. Moscow, 2013, 116 p.



УДК 621.771.252:621.778:669.1.017

Поступила 20.06.2016

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПРЕДЕЛЬНОЙ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ БУНТОВОГО ПРОКАТА ПРИ ВОЛОЧЕНИИ С ПАРАМЕТРАМИ ЕГО МИКРОСТРУКТУРЫ

THE CORRELATION BETWEEN ULTIMATE STRAIN ROLLED STEEL IN DRAWING WITH THE PARAMETERS OF MICROSTRUCTURE

Э. В. ПАРУСОВ, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины,
г. Днепропетровск, Украина, пл. Ак. Стародубова, 1. E-mail: tometal@ukr.net
С. И. ГУБЕНКО, Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина,
пр. Гагарина, 4.

В. А. ЛУЦЕНКО, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, Украина,
г. Днепропетровск, Украина, пл. Ак. Стародубова, 1. E-mail: lutsenko@optima.com.ua

А. Б. СЫЧКОВ, Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова,
г. Магнитогорск, Россия, пр. Ленина, 38

А. В. ВЕДЕНЕЕВ, ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга
«БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37

E. V. PARUSOV, Ferrous Metal Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences
of Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine, 1, Starodubov ave. E-mail: tometal@ukr.net

S. I. GUBENKO, The National Metallurgical Academy Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine

V. A. LUTSENKO, Ferrous Metal Institute named after Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences
of Ukraine, Dnepropetrovsk, Ukraine, 1, Starodubov ave. E-mail: lutsenko@optima.com.ua

A. B. SYCHKOV, Magnitogorsk State Technical University named after G. I. Nosov, Magnitogorsk, Russia

A. V. VEDENEEV, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Belarus, 37,
Promyshlennaya str.

Показана взаимосвязь деформационного упрочнения со степенью дисперсности перлита (межпластиночным расстоянием) и прочностными показателями бунтового проката диаметром 6,5 мм из стали марки C72D.

С использованием метода гидростатического взвешивания и рентгеноструктурного анализа установлено, что для повышения степени предельной деформируемости высокоуглеродистого бунтового проката на метизном переделе наиболее предпочтительным является высокотемпературная раскладка проката на витки с последующим контролируемым ускоренным воздушным охлаждением.

Результаты работы могут послужить основой для создания дополнительного способа неразрушающего контроля оценки качества холоднодеформированной проволоки.

The correlation of mechanical hardening to the degree of dispersion of the perlite (interlamellar spacings) and strength indices of rolled steel diameter of 6.5 mm made of steel grade C72D is showed.

Using the method of hydrostatic weighing and X-ray analysis it was established that to increase the degree of the deformability of high-carbon rolled during hardware production is the most preferred way is high-temperature unscramble of rolled coils with following process of controlled accelerated air cooling.

The results of the research could serve as a basis for the creation of an additional process of assessing the quality of cold wire by non-destructive testing.

Ключевые слова. Высокоуглеродистая сталь, деформационное упрочнение, дисперсность перлита, механические свойства, бунтовой прокат.

Keywords. High-carbon steel, mechanical hardening, dispersion of the perlite, mechanical properties, coil rolled steel.

Высокопрочная холоднодеформированная проволока из углеродистых марок стали находит достаточно широкое применение, в том числе она может использоваться как в качестве армирующего матери-

ала при производстве различных изделий (конвейерные ленты, клиновидные ремни, шланги высокого давления, металлокорд), так и в строительных предварительно напряженных конструкциях (арматурные канаты, проволочная арматура гладкого и периодического профилей).

Для разработки энерго- и ресурсосберегающих технологических схем изготовления вышеперечисленной металлопродукции постоянно осваиваются новые и совершенствуются существующие технологические режимы производства высокоуглеродистого бунтового проката (катанки).

Одним из главных критериев получения требуемого класса прочности и комплекса механических свойств готовой продукции является деформационное упрочнение, возникающее в процессе волочения бунтового проката на метизном переделе.

На показатель деформационного упрочнения значительное влияние оказывает морфология цементита (пластинчатый или глобулярный), входящего в состав перлитных колоний, а влияние межпластиночного расстояния (S_0) аналогично влиянию размера зерна феррита в низкоуглеродистых сталях: с уменьшением S_0 показатель деформационного упрочнения снижается [1, 2].

Согласно [1], показатель деформационного упрочнения (n_p) при одноосном растяжении для стали с перлитной структурой, близкой к эвтектоидному составу, описывается следующим эмпирическим выражением:

$$n_p = \frac{25}{(10 + S_0)}. \quad (1)$$

Прирост прочностных свойств, возникающий при волочении бунтового проката в проволоку на метизном переделе, является одним из факторов (механизмов) упрочнения углеродистых сталей вследствие накопления определенной плотности дислокаций в процессе холодной пластической деформации.

Увеличение объемной доли цементита независимо от его морфологии приводит к увеличению показателя деформационного упрочнения при растяжении (n_p) [2, 3]. Способность сталей к холодному пластическому формоизменению довольно часто оценивают по показателю деформационного упрочнения, который определяется при испытании на одноосное растяжение [2].

Известно, что пластины цементита в процессе деформации способны не только хрупко разрушаться, но и пластически деформироваться [2, 3]. Накопление дефектов кристаллического строения в процессе деформации может приводить к изменению формы пластин цементита и их размера, а также ориентации относительно направления оси волочения. При неоптимальном структурном состоянии (межпластиночное расстояние в перлите более 0,20 мкм) и значительных степенях деформации могут зарождаться скрытые необратимые дефекты (микротрещины), которые впоследствии приводят к существенному снижению как механических, так и эксплуатационных свойств готовой металлопродукции.

Следовательно, можно сделать вывод, что предельная степень деформируемости углеродистого бунтового проката, подвергаемого глубокой вытяжке на метизном переделе, определяется, прежде всего, максимально допустимой степенью деформации, при которой не наблюдается необратимое повреждение структуры металла.

Цель настоящей работы заключалась в установлении влияния режимов деформационно-термической обработки высокоуглеродистого бунтового проката на особенности формирования микроструктуры (степень дисперсности перлита) и предельную его деформируемость при волочении на метизном переделе.

В качестве материала для проведения исследований использовали промышленные партии бунтового проката диаметром 6,5 мм из стали марки C72D, химический состав которой соответствовал требованиям стандарта EN ISO 16120-2:2011 (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Химический состав исследуемого бунтового проката

Марка стали	Химический состав стали, мас. %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	N
C72D	0,73	0,54	0,19	0,009	0,001	0,04	0,03	0,11	0,004

Для оценки деформируемости бунтового проката в процессе волочения использовали взаимосвязь с показателем деформационного упрочнения при растяжении. В работах [3, 4] показано, что предельная

деформируемость углеродистых сталей при холодном волочении обратно пропорциональна показателю деформационного упрочнения при растяжении или значению n_b , рассчитанному по соотношению:

$$n_b = \frac{(\sigma_b - \sigma_{0,2})}{\sigma_b}, \quad (2)$$

где n_b – показатель деформационного упрочнения при волочении; σ_b – временное сопротивление разрыву, МПа; $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, МПа.

В качестве параметра микроструктуры для таких сталей используется среднее межпластиночное расстояние в перлите (S_0). В табл. 2 приведены результаты расчета показателей n_b по соотношению (2) и проведен сопоставительный анализ со значениями среднего межпластиночного расстояния в перлите исследуемого бунтового проката, который был подвергнут охлаждению на линии Стелмор с различными скоростями. Режимы деформационно-термической обработки охватывали диапазон температур виткообразования $T_{во} = 850\text{--}990$ °С, а изменение скорости воздушного охлаждения ($V_{охл}$) на роликовом транспортере осуществлялось в интервале скоростей 7–18 °С/с.

Т а б л и ц а 2. Зависимость среднего межпластиночного расстояния в перлите и деформационного упрочнения бунтового проката от температурно-скоростных параметров охлаждения

Номер режима	$T_{во}$, °С	$V_{охл}$, °С/с	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	n_b	S_0 , мкм
1	990±10	18	1180	760	0,356	0,116
2	950±10	15	1160	738	0,363	0,127
3	950±10	12	1130	701	0,380	0,141
4	900±10	10	1070	638	0,404	0,174
5	900±10	8	1062	627	0,410	0,183
6	850±10	7	1040	594	0,429	0,238

Из таблицы видно, что между показателями n_b и S_0 существует значимая статистическая связь. Значения n_b снижаются при уменьшении межпластиночного расстояния в перлите. Учитывая обратную зависимость деформируемости от величины n_b , можно сделать вывод о том, что повышенной степенью предельной деформируемости будет обладать бунтовой прокат с более низкими значениями n_b . У проката, охлажденного по режиму № 1, значение n_b составляет 0,356. Близкие значения механических свойств и показатель деформационного упрочнения наблюдаются и для проката, охлажденного со скоростями 15 и 12 °С/с (режимы № 2, 3). При этом величина среднего межпластиночного расстояния в перлите меняется незначительно и находится в интервале 0,127–0,141 мкм. В прокате, охлажденном на линии Стелмор по режимам № 4–6, механические свойства и показатель деформационного упрочнения значительно отличаются от режимов № 1–3. Средние значения межпластиночного расстояния в перлите составляют 0,174; 0,183 и 0,238 мкм, а показатель n_b повышается до 0,404; 0,410 и 0,429 соответственно.

Такое изменение характера n_b позволяет сделать вывод о возможном уменьшении предельной деформируемости бунтового проката, изготовленного по режимам № 4–6 в сравнении с режимами № 1–3. На основании изложенного для проведения исследований выбран бунтовой прокат, изготовленный по технологическим режимам № 1, 3 и 6.

Предельную деформируемость при волочении бунтового проката в проволоку исследовали по влиянию суммарного относительного обжатия на плотность металла и интегральную плотность дефектов кристаллического строения. В процессе проведения исследований применяли методы гидростатического взвешивания и рентгеноструктурного анализа.

Интегральную плотность дефектов кристаллического строения феррита в холоднодеформированной проволоке оценивали по уширению интерференций β_{220} феррита. Съемку рентгеновских линий осуществляли в характеристическом излучении карбонильного железа на дифрактометре ДРОН-УМ2. Оценку уровня микродеформации решетки феррита (напряжения II рода) $\Delta a/a$ в бунтовом прокате выполняли методом аппроксимации [5].

Волочение бунтового проката осуществляли на 13-кратном прямоточном волочильном стане марки «Koch» по следующим технологическим маршрутам:

6,5→5,75→5,10→4,53→4,02→3,57→3,17→2,81→2,49→2,20, мм;

6,5→5,75→5,10→4,53→4,02→3,57→3,17→2,81→2,49→2,20→1,96→1,76→1,60, мм.

Суммарное относительное обжатие при производстве проволоки диаметрами 2,20 и 1,60 мм составило 88,5 и 93,2% соответственно.

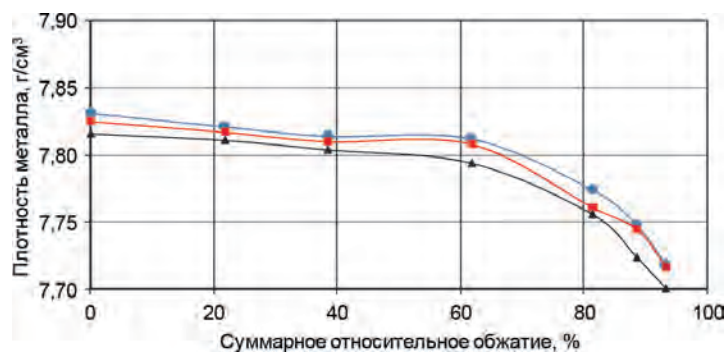


Рис. 1. Влияние суммарного относительного обжатия на плотность металла: ● – режим № 1; ■ – режим № 3; ▲ – режим № 6

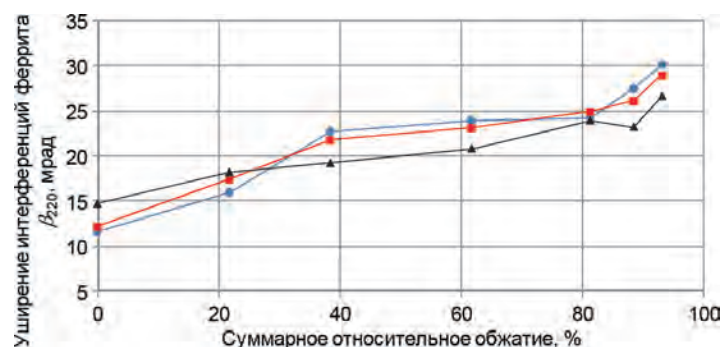


Рис. 2. Изменение уширения рентгеновской интерференции феррита β_{220} в зависимости от суммарного относительного обжатия: ● – режим № 1; ■ – режим № 3; ▲ – режим № 6

Характер накопления дефектов и возможность холодного волочения проката со значительными степенями деформации без развития необратимых дефектов выявляли изменением плотности исходного бунтового проката и холоднодеформированной проволоки методом гидростатического взвешивания [6, 7]. Для определения среднего значения плотности проката и деформированной проволоки для каждой из степеней деформации проводили взвешивание шести образцов.

Расчет плотности бунтового проката и холоднодеформированной проволоки, подвергнутой различным степеням деформации, проводили по выражению [6, 7]:

$$\rho_m = \frac{m}{m_1 - m_2} \rho_{ж}, \quad (3)$$

где ρ_m – рассчитываемая плотность металла, г/см³; $\rho_{ж}$ – плотность жидкости, определенная погружным электронным плотномером при заданной температуре, г/см³; m , m_1 , m_2 – соответственно масса образца на воздухе, подвесе, с подвесом в жидкости, г.

В качестве рабочей жидкости использовали дистиллированную воду, температура которой поддерживалась в диапазоне $21 \pm 0,3$ °С.

На рис. 1 показано изменение плотности металла в зависимости от степени деформации. Общий вид полученных кривых (режимы № 1, 3 и 6) свидетельствует о снижении плотности металла при увеличении степени деформации.

Полученные результаты не противоречат известным данным о снижении плотности металла с увеличением плотности дислокаций, в частности параболической кривой Геренса, которая описывает уменьшение плотности чистого железа при увеличении степени деформации [8]. По изменению хода кривых плотности металла можно судить о накоплении дефектов в процессе холодной пластической деформации.

Для проката, охлажденного по режиму № 6, снижение плотности при высоких степенях деформации происходит наиболее интенсивно, что свидетельствует о накоплении большего числа дефектов. Такое поведение хорошо согласуется с данными рентгеноструктурного анализа (рис. 2).

В число дефектов, снижающих плотность материала, входят не только дислокации и вакансии, но и микротрещины. Если снижение плотности с ростом степени деформации произошло за счет увеличения плотности дефектов кристаллической решетки, то после фазовой перекристаллизации плотность металла должна восстанавливаться или иметь близкие значения с плотностью исходного металла. Если

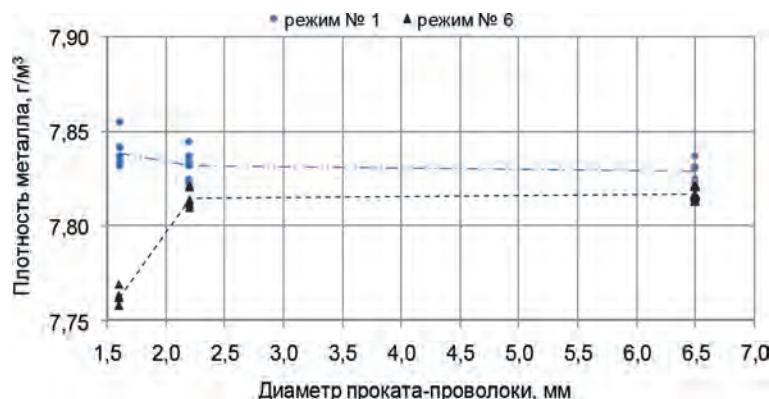


Рис. 3. Сравнительный анализ плотности бунтового проката и патентированной проволоки

после патентирования холоднодеформированной проволоки в структуре металла имеются значительные дефекты (микротрещины), то плотность не возвратится к исходным значениям, и будет меньше, чем у исходного металла.

Для проверки необратимого повреждения металла холоднодеформированную проволоку диаметрами 2,20 и 1,60 мм (изготовленную из проката, охлажденного по режимам № 1 и 6) подвергали патентированию по следующему режиму: температура аустенизации – 950 °С, время выдержки – 30 с, последующее охлаждение в расплаве свинцовой ванны – при температуре 550 °С в течение 28–37 с, далее – на воздухе.

Расчет плотности патентированной проволоки выполняли аналогичным методом согласно выражению (3).

Анализ полученных данных (рис. 3) свидетельствует о том, что плотность образцов диаметром 2,20 мм после проведения патентирования восстановилась и возвратилась почти к исходным значениям, наблюдаемым в горячекатаном металле. Незначительная разница значений плотности для проволоки и исходного проката объясняется различиями структурного состояния (степенью дисперсности перлита), а также разбросом значений условий эксперимента. В проволоке диаметром 1,60 мм, изготовленной из проката, охлажденного по режиму № 6, зафиксировано снижение плотности, что свидетельствует о наличии в ее структуре необратимых дефектов (микротрещин).

Анализ изменения плотности металла при волочении бунтового проката диаметром 6,5 мм (режим № 1) в проволоку диаметрами 2,20 и 1,60 мм свидетельствует о том, что после суммарного относительного обжатия 93,2% необратимое повреждение металла не наблюдается. Это дополнительно подтверждается и данными о характере изменения уширения интерференций β_{220} феррита в зависимости от степени деформации (см. рис. 2).

Охлаждение бунтового проката по режимам № 1, 3 (см. рис. 2) обеспечивает в металле наиболее низкие значения уширения интерференций β_{220} феррита 11,61 и 12,25 мрад соответственно против 14,83 мрад (режим № 6), что свидетельствует о более низкой плотности дефектов кристаллического строения в горячекатаном бунтовом прокате. Несколько ниже и напряжения II рода: $\Delta a/a = 0,97 \cdot 10^{-3}$; $0,99 \cdot 10^{-3}$ (режимы № 1, 3) против $\Delta a/a = 1,08 \cdot 10^{-3}$ (режим № 6). Принимая во внимание значения среднего межпластиночного расстояния в перлите 0,116; 0,141 и 0,238 мкм проката, изготовленного по режимам № 1, 3 и 6 соответственно, можно предположить, что различия в исходной плотности дефектов определяются неодинаковым состоянием твердого раствора. Это обусловлено режимами деформационно-термической обработки и влиянием структурного фактора (степени дисперсности перлита).

В процессе холодной пластической деформации (см. рис. 2) плотность дефектов кристаллического строения увеличивается, уширение интерференций β_{220} феррита возрастает с близкой для всех исследуемых режимов интенсивностью до обжатия ~22%, при более высоких степенях деформации в ходе кризиса появляются некоторые различия. Перегибы на кривых (режим № 1, 3) в интервале степеней деформации 40–70%, очевидно, связаны с преобразованием ячеистой структуры в фрагментированную [9], которое происходит при более высоких степенях деформации, чем по режиму № 6.

При деформации вблизи значения 80% на кривой (режим № 6) наблюдаются некоторое уменьшение уширения интерференций β_{220} феррита и дальнейший рост при увеличении деформации до 93,2%. Уширение интерференций β_{220} феррита для проката, охлажденного по режимам № 1 и 3 при аналогичных степенях деформации, монотонно растет и превышает значения для режима № 6.

Одной из возможных причин нарушения монотонности изменения уширения интерференций β_{220} феррита для проката, охлажденного по режиму № 6, при деформации свыше 80% является образование необратимых дефектов и связанное с этим уменьшение интегральной плотности дефектов кристаллического строения.

Отсутствие существенных перегибов в области деформаций 80–93,2% на кривых (режимы № 1 и 3) свидетельствует о повышенной устойчивости такого металлопроката к образованию микротрещин.

В результате проведенных исследований можно утверждать, что деформируемость бунтового проката, изготовленного по режимам № 1–3, является достаточной для волочения с суммарным относительным обжатием до 93,2% без развития необратимых дефектов в структуре холоднодеформированной проволоки.

Полученные в настоящей работе результаты могут послужить основой для создания дополнительного способа неразрушающего контроля оценки качества холоднодеформированной проволоки в отличие от стандартно применяемых на практике (разрывное усилие, число скручиваний и перегибов).

Выводы

1. Взаимосвязь показателя деформационного упрочнения со степенью дисперсности перлита (межпластиночным расстоянием) и прочностными показателями свидетельствует о том, что для повышения деформируемости высокоуглеродистого бунтового проката на метизном переделе наиболее предпочтительным является повышение температуры виткообразования до $\sim 1000^\circ\text{C}$ с последующим ускоренным воздушным охлаждением со скоростью $\sim 18^\circ\text{C}/\text{с}$.

2. Установлено, что образующиеся микротрещины в процессе холодной деформации металла при суммарном относительном обжатии 88,5 и 93,2% заживались, а необратимое повреждение металла характерно для проволоки диаметром 1,60 мм, изготовленной из бунтового проката, охлажденного от температуры виткообразования 850°C со скоростью $7^\circ\text{C}/\text{с}$ и характеризующегося повышенным средним межпластиночным расстоянием в перлите (0,238 мкм).

3. Выполненные исследования могут послужить основой для создания дополнительного способа неразрушающего контроля с целью дополнительной оценки качественных показателей холоднодеформированной проволоки на метизных предприятиях.

Литература

1. Вакуленко И. А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании / И. А. Вакуленко. Днепропетровск, 2003. 94 с.
2. Вакуленко И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. Днепропетровск: Изд-во ДНУЖТ акад. В. Лазаряна, 2007. 191 с.
3. Влияние химического состава высокоуглеродистой катанки на деформационное упрочнение при волочении / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, В. А. Луценко [и др.] // Сб. науч. тр. «Строительство, материаловедение, машиностроение». 2006. Вып. 36. Ч. 1. С. 114–119.
4. Парусов В. В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки / В. В. Парусов, А. Б. Сычков, Э. В. Парусов. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2012. 376 с.
5. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. М.: Металлургия, 1970. 366 с.
6. Москвская Т. Э. Определение плотности тел гидростатическим взвешиванием. Иркутск: ИГУ, 2003. 16 с.
7. Матренин С. В. Определение плотности материалов: метод. указание по курсу «Механические и физические свойства материалов», Томск: Изд-во. ТПУ, 2006. 8 с.
8. Глинка Н. Л. Общая химия: учеб. пособ. 22-е изд. исправ. Л.: Химия, 1982. 720 с.
9. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

References

1. Vakulenko I. A. *Struktura i svoystva uglerodistoy stali pri znakoperemennom deformirovanii* [The structure and properties of carbon steel at alternating deformation]. Dnepropetrovsk, 2003. 94 p.
2. Vakulenko I. A. *Morfologiya struktury i deformatsyonnoe uprochnenie stali* [The morphology of the structure and strain hardening steel]. Dnepropetrovsk, DNURT acad. V. Lazaryana Publ., 2007. 191 p.
3. Parusov E. V., Parusov V. V., Lutsenko V. A. [and other]. *Vliyanie khimicheskogo sostava vysokouglerodistoy kataniki na deformatsyonnoe uprochnenie pri volochenii* [Influence of the chemical composition of high-carbon wire rod in the hardening during drawing]. *Sbornik nauchnykh trudov «Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie» = Collection of scientific works «Construction, materials science, mechanical engineering»*, 2006, no. 36, pp. 114–119.
4. Parusov V. V., Sychkov A. B., Parusov E. V. *Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy proizvodstva vysokoeffektivnykh vidov kataniki* [Theoretical and technological bases of the production of highly effective types of wire rod]. Dnepropetrovsk, Art-press Publ., 2012. 376 p.

5. **Gorelik S. S.** *Rentgenograficheskiy i elektronno-opticheskiy analiz* [X-ray and electron-optical analysis]. Moscow, Metallurgy Publ., 1970. 366 p.
6. **Moskovskaya T. E.** *Opredelenie plotnosti tel gidrostaticheskim vzveshivaniem* [Determination of density bodies of hydrostatic weighing]. Irkutsk, IGU Publ., TPU, 2003. 16 p.
7. **Matrenin S. V.** *Opredelenie plotnosti materialov* [Determination of the density of materials]. Tomsk, TPU Publ., 2006. 8 p.
8. **Glinka N. L.** *Obschaya khimiya* [General chemistry]. Leningrad, Chemistry Publ., 1982. 720 p.
9. **Rybin V. V.** *Bolshye plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Large plastic deformation and fracture of metals]. Moscow, Metallurgy Publ., 1986. 224 p.



УДК 669.017:669.15*26*28*292-194:669.112,227.3

Поступила 09.08.2016

**ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ РАСПАДА И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ
В ХРОМОМОЛИБДЕНОВАНАДИЕВОЙ СТАЛИ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ
ОХЛАЖДЕНИИ ОТ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУР АУСТЕНИТИЗАЦИИ****FEATURES OF KINETICS OF DECAY AND FORMATION OF STRUCTURE
IN CHROMO-MOLYBDENUM-VANADIUM STEEL AT CONTINUOUS
COOLING FROM DIFFERENT TEMPERATURES OF AUSTENITIZATION**

*В. А. ЛУЦЕНКО, Т. Н. ГОЛУБЕНКО, О. В. ЛУЦЕНКО, Институт черной металлургии
им. З. И. Некрасова НАН Украины, г. Днепр, Украина, пл. Академика Стародубова, 1.*

E-mail: lutsenko@optima.com.ua

*Н. А. ГЛАЗУНОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл.,
Беларусь, ул. Промышленная, 37*

*V. A. LUTSENKO, T. N. GOLUBENKO, O. V. LUTSENKO, Ferrous Metal Institute named after Z. I. Nekrasov
of the National Academy of Science of Ukraine, Dnepr city, Ukraine, 1, Starodubov ave.*

E-mail: lutsenko@optima.com.ua

*N. A. GLAZUNOVA, JSW «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region,
Belarus, 37, Promyshlennaya str.*

Изучено влияние размера аустенитного зерна хромомолибденованадиевой стали на структурообразование при непрерывном охлаждении. Показано, что при укрупнении зерна с повышением температуры аустенитизации с 850 до 1050 °С увеличивается устойчивость переохлажденного аустенита в структуре хромомолибденованадиевой стали, что способствует снижению критической скорости закалки.

Influence of austenite grain size of chrome-molybdenum-vanadium steel on formation of structure at continuous cooling has been studied. It is shown, that at the coarsening of grain with increasing temperature of austenitization from 850 till 1050 °C stability of the supercooled austenite in structure of chrome-molybdenum-vanadium steel is increased, that is promoted decrease in critical quenching rate.

Ключевые слова. *Хромомолибденованадиевая сталь, аустенитизация, температура, размер зерна, охлаждение, структура, термокинетическая диаграмма.*

Keywords. *Chrome-molybdenum-vanadium steel, austenitization, temperature, grain size, cooling, structure, continuous cooling transformation diagram.*

Технология производства сортового проката включает в себя комплекс основных операций: нагрев заготовки, горячую прокатку, охлаждение, отделку проката для придания ему необходимых технологических свойств и формы и термическую обработку.

На производстве режимы горячей прокатки и термической обработки в основном определяются температурой аустенитизации, степенью, скоростью деформации и скоростью охлаждения после окончания деформации. Эти параметры влияют на формирование микро- и тонкой структуры и, как следствие, на комплекс механических свойств материала. Термическая обработка стального проката в машиностроении направлена на создание такого структурного состояния, которое обеспечивает высокую производительность обработки резанием, холодной высадки или штамповки. Окончательная термическая обработка направлена на получение необходимого комплекса свойств металлоизделия. При этом закалка сталей с ограниченной прокаливаемостью может быть затруднена, поскольку вследствие широкого температурно-деформационного интервала и низкой устойчивости аустенита образуется гетерогенная структура с большой степенью разнородности, что является причиной нестабильности механических свойств.

Поэтому для многих деталей машиностроения применяют стали, легированные хромом, молибденом и ванадием. Эти карбидообразующие элементы расширяют область устойчивого переохлажденного аустенита, снижая критическую скорость заковки.

Скорость охлаждения с температуры конца горячей деформации представляет особый интерес для производства крупногабаритных изделий, в конструкции которых присутствуют сечения различной величины.

Цель работы – изучить влияние температуры нагрева (аустенитизации) и соответственно размера формируемого аустенитного зерна хромомолибденованадиевой стали на особенности структурообразования при различном непрерывном охлаждении.

Исходным материалом для исследований служили образцы проката диаметром 140 мм непрерывно-литой вакуумированной хромомолибденованадиевой стали марки 31CrMoV9 производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», химический состав которой приведен в таблице. Нагрев образцов проводили до температур 850 и 1050 °С, выдержка 30 мин и охлаждение до комнатной температуры в печи, муфеле и на воздухе.

Исследование структуры проводили с использованием микроскопов «NEOPHOT 2». Структуру оценивали по ГОСТ 8233-56, микротвердость – по ГОСТ 9450-76 (с использованием микротвердомера ПМТ-3 с нагрузкой 100 г).

Сталь марки 31CrMoV9 (1.8519) относится к легированным азотируемым сталям для проката больших сечений и производится согласно требованиям норм EN 10085, а также стандарта DIN 17211 (Германия). Отечественным аналогом такой стали является марка 30X3МФ по ГОСТ 4543-71.

В настоящий момент существуют построенные термокинетические диаграммы для стали 31CrMoV9 [1] и ближайшего аналога 30X3АМФ [2], химический состав которых приведен в таблице.

Химический состав исследуемой хромомолибденованадиевой стали и ее аналогов

Марка стали	Требования и материал	Содержание химических элементов, %					
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V
31CrMoV9	EN 10085	0,27–0,34	max. 0,40	0,40–0,70	2,30–2,70	0,15–0,25	0,10–0,20
	Состав исследованной стали	0,34	0,25	0,65	2,59	0,23	0,18
	Состав [1]	0,30	0,40	0,55	2,50	0,20	0,15
30X3МФ	ГОСТ 4543-71	0,27–0,34	0,17–0,37	0,30–0,60	2,30–2,70	0,20–0,30	0,06–0,12
	30X3АМФ* [2]	0,29	0,37	–	2,47	0,21	0,14

* Содержание N – 0,0109%.

Дополнительное легирование стали азотом (30X3АМФ) приводит к значительному изменению линий термокинетической диаграммы (рис. 1): замедлению бейнитного превращения, уменьшению критической скорости заковки и повышению критических температур распада (A_1 и A_3). На кинетику распада аустенита и вид термокинетической диаграммы, кроме состава стали, могут оказывать влияние размер зерна и температура аустенитизации [2].

Изучение влияния температуры аустенитизации на кинетику распада и структурные превращения в хромомолибденованадиевой стали проводили на образцах, нагретых до температур 850 и 1050 °С, с последующим охлаждением с различной скоростью.

После аустенитизации и медленного охлаждения с печью структура исследуемой стали марки 31CrMoV9 состояла из феррита и пластинчатого перлита различной дисперсности (рис. 2). После нагрева до температуры аустенитизации 850 °С большое количество карбидов ванадия остается нерастворенным [3]. Они равномерно распределяются по всей поверхности в виде мелких частиц. Небольшие точки на светлых участках (рис. 2, а) представляют собой равномерное распределение в ферритной матрице карбидов ванадия.

При повышении температуры аустенитизации до температур 1050 °С наблюдается укрупнение зерен [4] и снижение количества остаточных карбидов, в результате основная часть зерен феррита не содержит мелких частиц (рис. 2, б). Это подтверждает известный факт [5], что на рост зерен аустенита влияют включения (карбиды [6], нитриды), которые тормозят движение границ зерен при температурах ниже их растворения в аустените.

В структуре при повышенной температуре нагрева формируется также некоторое количество бейнита, имеющего вид одинаково ориентированных стержней в пределах одного первичного зерна аустенита.

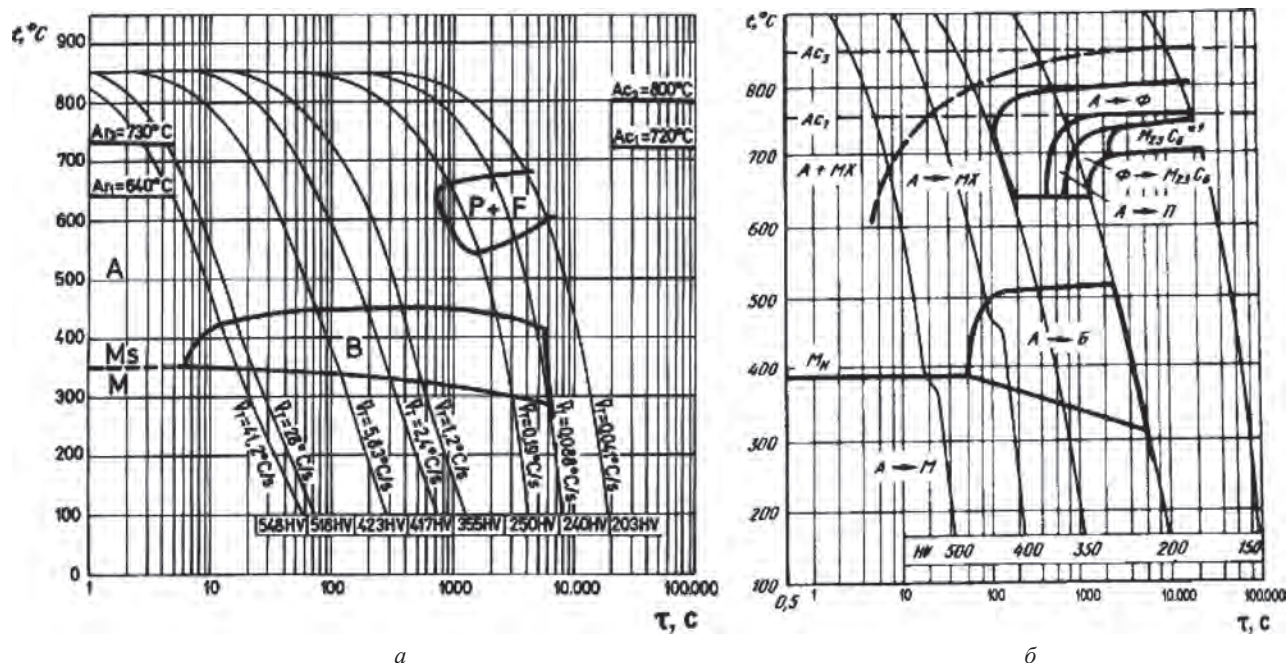


Рис. 1. Термокинетические диаграммы легированных сталей 31CrMoV9 (а) и 30X3AMF (б) [1, 2]

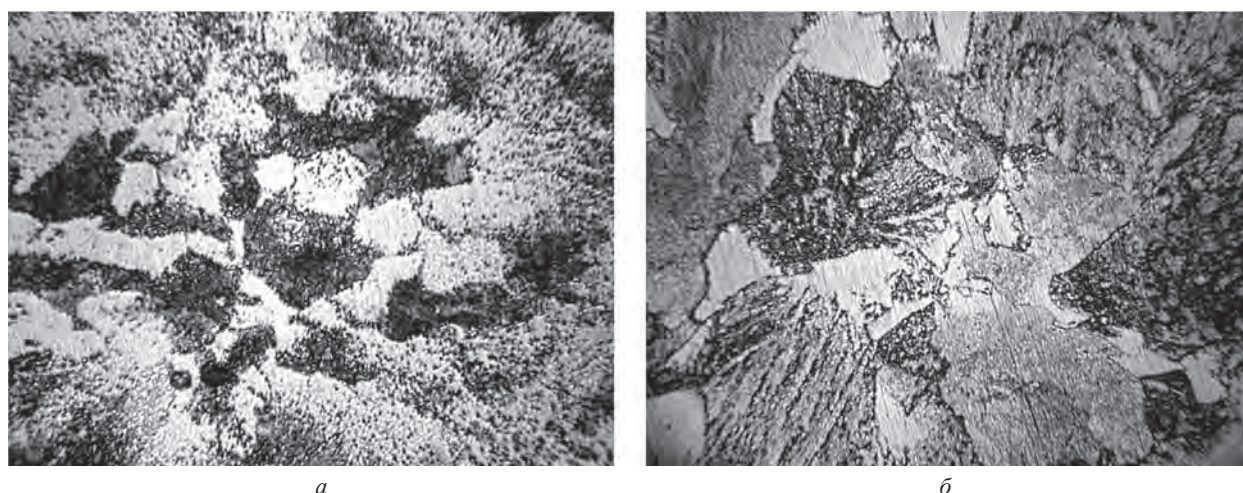


Рис. 2. Микроструктура стали 31CrMoV9 после нагрева до температур 850 °C (а), 1050 °C (б) и последующего охлаждения в печи. $\times 500$

Увеличение размера аустенитного зерна при повышенных температурах привело к образованию крупных зерен перлита и феррита.

С повышением скорости охлаждения (охлаждение в муфеле) после нагрева до различных температур структура исследуемой стали (рис. 3) состояла из бейнита с неравномерно распределенными частицами цементита и феррита, а также некоторых участков мартенсита.

Увеличение значений микротвердости исследованной стали от 2238–2609 Н/мм² при температуре 850 °C до 3897–5090 Н/мм² при 1050 °C показывает, что с повышением температуры аустенитизации последующий распад аустенита проходит при более низких температурах [7]. Таким образом, увеличение температуры аустенитизации хромомолибденованадиевой стали замедляет протекание промежуточного превращения.

После процесса аустенитизации и последующего повышения скорости охлаждения (на воздухе) структура хромомолибденованадиевой стали состояла из бейнита и мартенсита (рис. 4).

С повышением температуры нагрева (аустенитизации) количество мартенсита увеличивается и составляет 5–10% при 850 °C (рис. 4, а) и 15–25% при 1050 °C (рис. 4, б).

Следовательно, повышение температуры аустенитизации при непрерывном охлаждении приводит к изменению кинетики распада аустенита: к увеличению устойчивости переохлажденного аустенита и снижению критической скорости закалки.

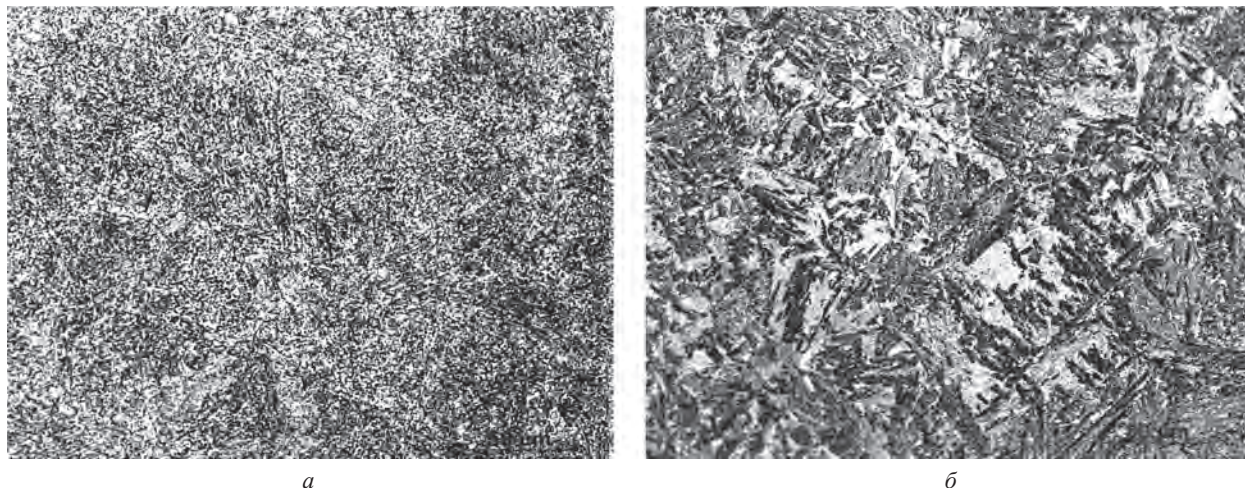


Рис. 3. Микроструктура стали 31CrMoV9 после нагрева до температур 850 °С (а), 1050 °С (б) и последующего охлаждения с муфелем. $\times 500$

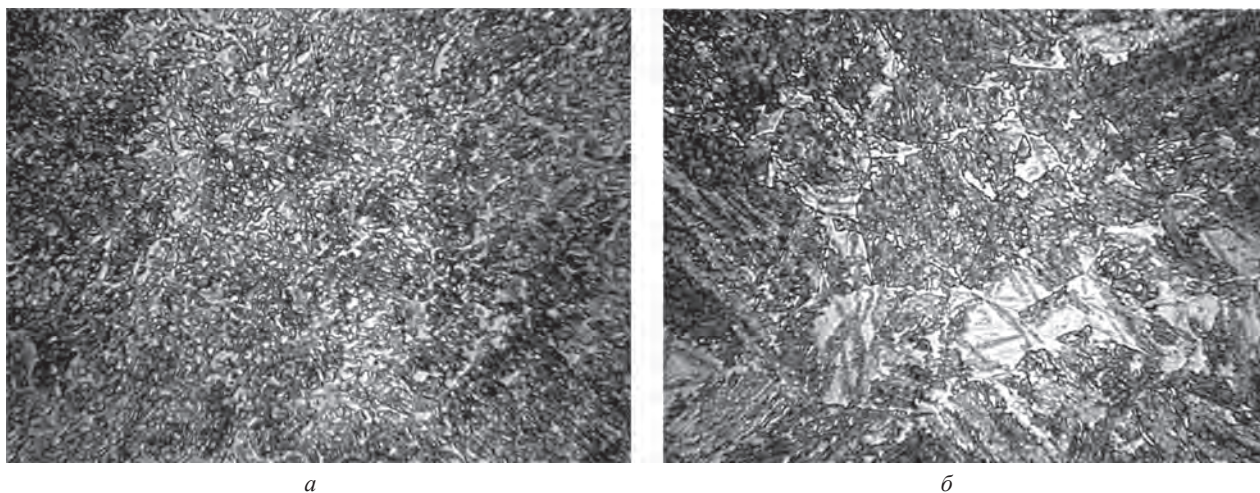


Рис. 4. Микроструктура стали 31CrMoV9 после нагрева до температур 850 °С (а) и 1050 °С (б) и последующего охлаждения на воздухе. $\times 500$

Выводы

Изучены особенности структурообразования в хромомolibденованадиевой стали после нагрева до различных температур аустенитизации (850, 1050 °С) и последующего непрерывного охлаждения с различными скоростями. Выявлено, что повышение температуры аустенитизации приводит к укрупнению зерен хромомolibденованадиевой стали за счет растворения карбидов ванадия, что обеспечивает замедление процесса распада и повышение устойчивости переохлажденного аустенита и снижению критической скорости закалки.

Литература

1. Metal Ravne: Steel PO735 [Электронный ресурс].
2. Попова Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справ. термиста / Л. Е. Попова, А. А. Попов. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
3. Металлография железа. Структура сталей (с атласом микрофотографий) / Пер. с англ. В. П. Калинина, Н. А. Зоидзе, Н. В. Чаргеишвили; под ред. Ф. Н. Тавадзе. М.: Металлургия. 1972. Т. 2. 284 с.
4. Влияние температуры аустенитизации на величину зерна стали 31CrMoV9 / В. А. Луценко, Т. Н. Голубенко, О. В. Луценко, С. Н. Шехурдин // Литье и металлургия. 2016. № 2. С. 52–55.
5. Steel heat treatment: metallurgy and technologies / George E. Totten.: Taylor & Francis Group, LLC, 2006. 820 p.
6. Воробьев Ю. П. Карбиды в сталях // Изв. Челябинского науч. центра. 2004. Вып. 2(23). С. 34–60.
7. Особенности распада переохлажденного аустенита в стали 10X9B2MФБР в условиях непрерывного охлаждения [Электронный ресурс]: электронный научный журнал / В. Н. Скоробогатых, И. А. Щенкова, П. А. Козлов, С. В. Беликов, А. Ю. Жилияков // Современные проблемы науки и образования. 2013. № 1. Режим доступа: <http://www.science-education.ru/ru/article/view?id=8200>.

References

1. Metal Ravne: Steel PO735 [Elektronnyy resurs].
2. Popova L. E., Popov A. A. *Diagrammy prevrascheniya austenita v stalyah i beta-rastvora v splavah titana (spravochnik termista)*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1991. 503 p.
3. Metallografiya zheleza. *Struktura staley (s atlasom mikrofotografy)*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. Vol. 2. 284 p.
4. Lutsenko V. A., Golubenko T. N., Lutsenko O. V., Shehurdin S. N. Vliyanie temperatury austenizatsii na velichinu zerna stali 31CrMoV9 [Effects of temperature on austenitizing grain size steel 31CrMoV9]. *Lit'e i metallurgiya = Foudry production and metallurgy*, 2016, no. 2, pp. 52–55.
5. Steel heat treatment: metallurgy and technologies. George E. Totten. Taylor & Francis Group, LLC. 2006. 820 p.
6. Vorob'ev Yu. P. *Karbidy v stalyah*. Izvestiya Chelyabinskogo nauchnogo tsentra. 2004. Vyip. 2(23), pp. 34–60.
7. Osobennosti raspada pereohlazhdennogo austenita v stali 10H9V2MFBR v usloviyah nepreryivnogo ohlazhdeniya [Elektronnyy resurs]: elektronnyy nauchnyy zhurnal. V. N. Skorobogatyih, I. A. Schenkova, P. A. Kozlov, S. V. Belikov, A. Yu. Zhilyakov. *Sovremennyye problemy nauki i obrazovaniya*. 2013. no. 1. Rezhim dostupa: <http://www.science-education.ru/ru/article/view?id=8200>.



УДК 621.833:621.785.4.52

Поступила 13.06.2016

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ПЕРЕДЕЛА НА ВЕЛИЧИНУ ДЕЙСТВИТЕЛЬНОГО ЗЕРНА КОНСТРУКЦИОННОЙ ЦЕМЕНТУЕМОЙ СТАЛИ 20ХН3А

INFLUENCE OF THE THERMAL PROCESS STAGE ON THE SIZE OF VALID GRAIN OF CONSTRUCTIONAL CARBURIZED STEEL GRADE 20CHN3A

С. П. РУДЕНКО, А. Л. ВАЛЬКО, А. А. ШИПКО, А. Н. ЧИЧИН, Объединенный институт
машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12. E-mail: sprud.47@mail.ru

S. P. RUDENKO, A. L. VALKO, A. A. SHIPKO, A. N. CHICHIN, Joint Institute of Mechanical Engineering
of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Academicheskaya str. E-mail: sprud.47@mail.ru

Приведены результаты исследований кинетики изменения величины действительного зерна в процессе технологического передела на разных стадиях изготовления деталей с применением универсального металлографического реактива для выявления границ действительного зерна в прокате, штамповках, цементованных слоях и сердцевине деталей, изготовленных из легированных конструкционных марок сталей.

Results of studies of the kinetics of changes in actual grains during technological process at different stages of the manufacture of parts with the use of a universal metallographic etchant to identify borders of valid grains in rolling and stamping in carburizing layers and core parts made of alloy structure steel grades are presented.

Ключевые слова. Конструкционные стали, величина зерна, металлографический реактив.

Keywords. Constructional steel, grain, metallographic etchant.

Величина зерна – одна из важнейших структурных характеристик стали, влияющих на качество металла после прокатки, горячей пластической формообразующей деформации и предварительной термической обработки заготовок, а также на долговечность самих деталей. Большинство процессов технологического передела сопровождается изменением величины зерна аустенита [1], поэтому в стали различают три размера зерна [2]: начальное – размер зерна аустенита в момент окончания аустенитного превращения при переходе через критическую точку A_1 ; наследственное (природное) – размер зерна аустенита в момент окончания выдержки при фиксированной температуре, задаваемой в нормативно-технической документации; действительное зерно – размер зерна стали в результате той или иной термической обработки.

Окончательный размер действительного зерна зависит от температуры нагрева стали и ее наследственной зернистости [2]. Размер наследственного зерна является технологическим параметром, характеризующим склонность стали к росту зерна при определенной температуре, что служит одной из определяющих характеристик при выборе стали, по которому различают наследственно мелко- и крупнозернистые стали. Являясь характерной особенностью конкретной плавки стали, размер наследственного зерна оказывает влияние на формирование окончательного размера зерна в процессе термической или термомеханической обработки. Однако до настоящего времени не существует надежных методов установления границы зерна в конструкционной стали, так как при закалке с образованием структуры сорбита настолько затеваются границы бывшего аустенитного зерна, что приходится значительно усложнять методику травления [3].

Для выявления границ бывшего аустенитного зерна при структуре стали, образовавшейся на окончательной стадии термической или химико-термической обработки, существует ряд методов [4]:

- для цементуемых сталей применяется метод науглероживания в свежем твердом карбюризаторе при 925 °С в течение 6–8 ч с последующим медленным охлаждением образца;

- метод контролируемого окисления позволяет обнаруживать границы зерен аустенита, образовавшиеся при температуре термообработки образца из конструкционной стали;
- метод травления насыщенным водным раствором пикриновой кислоты используется для образцов с мартенситной или бейнитной структурой после термообработки.

Рассмотрим достоинства и недостатки перечисленных выше методов. Метод цементации является наиболее распространенным в заводских лабораториях методом выявления величины зерна и применяется для температур нагрева от 900 °С, что позволяет исследовать кинетику роста зерна аустенита до температур вакуумной цементации 1000–1100 °С. Однако этот метод требует длительной выдержки и не применяется для определения величины аустенитного зерна при нагреве под термообработку до 900 °С. Следует также учитывать, что зерно определяется в стали с измененным против первоначального содержанием углерода в твердом растворе. Для успешного обнаружения зерна методом науглероживания немаловажное значение имеет режим медленного охлаждения образцов до 600 °С.

Метод контролируемого окисления имеет широкий температурный диапазон и применяется для выявления исходного зерна аустенита конструкционных и инструментальных сталей. В частности, данный метод широко применяется на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» и обладает следующими особенностями: приготовленные образцы-шлифы помещаются в печь полированной стороной вверх; производится нагрев и выдержка образцов в нейтральной атмосфере при требуемой температуре аустенитизации, затем в печь подается воздух на 10–15 с и выполняется закалка образца в воде. Избирательное окисление границ позволяет определять размер зерна, формирующийся при различных температурных режимах термической или деформационной обработки. К недостатку можно отнести необходимость применения нейтральной атмосферы при температурах нагрева выше 750 °С. Помимо этого, при обогащении поверхности стали кислородом может образовываться искусственно мелкое зерно.

Метод травления насыщенным водным раствором пикриновой кислоты применяют для установления границ действительного зерна термически обработанных сталей, а также исходного аустенитного зерна, размер которого фиксируется после выдержки образца при заданной температуре при закалке в воду. Данный метод незаменим в случаях, когда затруднено получение цементитной или ферритной сетки. Выявление границ действительного или исходного зерна аустенита методом травления в отличие от методов цементации или окисления проводят на образцах без дополнительной термической обработки. При установлении границ зерен температуру нагрева, время выдержки и скорость охлаждения определяют согласно нормативно-технической документации на сталь. Универсальный металлографический реактив для травления сталей – водный раствор пикриновой кислоты с добавлением 0,5–2,0 мас.% алкилсульфоната натрия [5].

В настоящей статье основное внимание уделено выявлению границ бывших аустенитных зерен в легированных конструкционных сталях.

На рис. 1 приведены микроструктуры цементованной стали 20ХНР, полученные при травлении в упомянутом универсальном реактиве. Из рисунка видно нечеткое и неравномерное выявление границ дей-

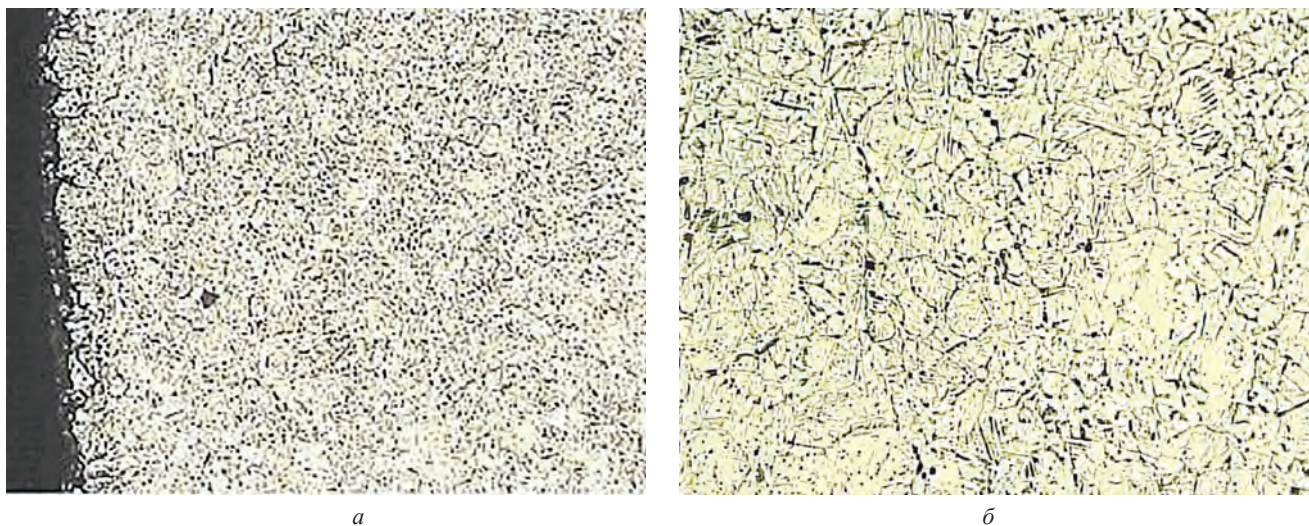


Рис. 1. Микроструктура цементованной стали 20ХНР, выявленная при травлении в общепринятом реактиве [4, 5]: а – цементованный слой; б – сердцевина. х400

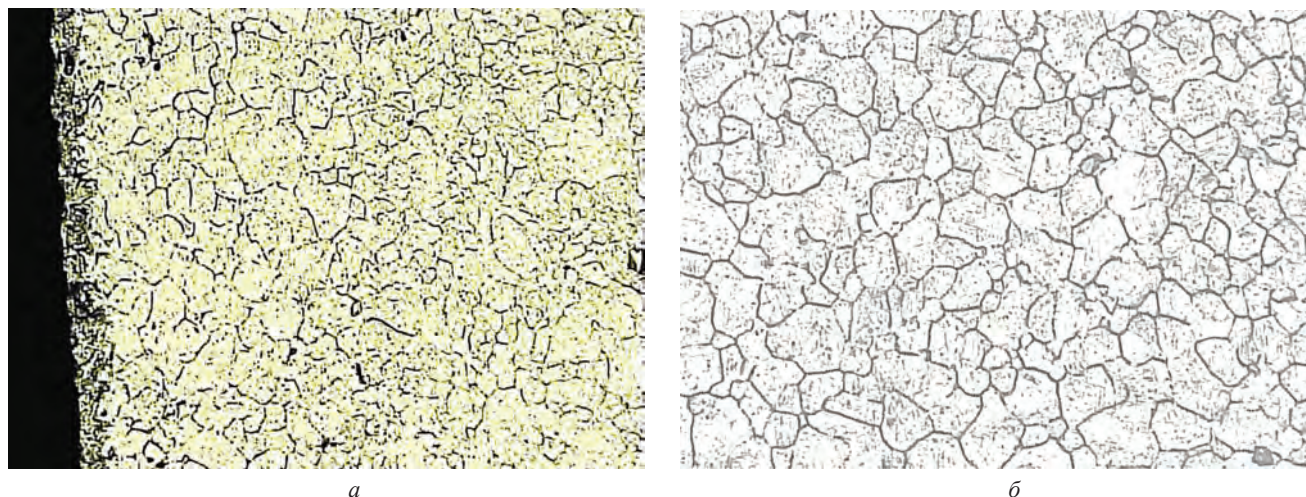


Рис. 2. Микроструктура цементованной стали 20ХНР, выявленная при травлении в разработанном реактиве [6]: *а* – цементованный слой; *б* – сердцевина. х400

ствительного зерна по сечению образца, что делает затруднительным определение его величины. Кроме того, к недостаткам травления данным реактивом следует отнести образование на поверхности исследуемого образца нерастворимых продуктов химических реакций, что вызывает необходимость неоднократного повторения травления с использованием промежуточных переполировок шлифа [4]. Все это указывает на ненадежность распространенного в промышленности метода установления границ зерна цементованных сталей.

С целью качественного выявления границ бывших аустенитных зерен деталей из конструкционных сталей после химико-термической обработки разработан реактив [6], включающий водный раствор пикриновой кислоты с добавлением 0,1–0,6 мас.% оксиэтиллированного лаурилсульфата натрия и 0,5–3,0 мас.% нитрата аммония.

На рис. 2 приведены образцы микроструктуры цементованной стали 20ХНР, выявленные при травлении в разработанном реактиве. Из рисунка видно, что травление в разработанном реактиве в отличие от общепринятого травления позволяет более четко обнаруживать границы действительного зерна в цементованных слоях и сердцевине деталей, изготовленных из конструкционных цементуемых марок сталей, что значительно повышает надежность и достоверность контроля качества структуры поверхностно-упрочненных деталей.

Представленные результаты исследований показывают возможности использования разработанного реактива для выявления границ действительного зерна широкого спектра конструкционных сталей методом травления.

Наследственный (природный) размер зерна аустенита контролируется на металлургических комбинатах при изготовлении стального проката. При дальнейшем термическом или технологическом переделе проката зерно может укрупняться или измельчаться, причем с ростом скорости нагрева и охлаждения степень измельчения зерна увеличивается [8]. С целью изучения кинетики изменения действительного зерна в процессе технологического передела выполнялось определение его величины для образцов из широко применяемой в промышленности стали 20ХН3А на разных стадиях изготовления деталей. Химический состав исследованных образцов приведен в таблице.

Химический состав стали 20ХН3А

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Nb	P	S
20ХН3А	0,199	0,404	0,289	0,749	2,814	0,035	0,063	0,028	0,002	0,006	0,010	0,008

На рис. 3 приведена микроструктура стали 20ХН3А с величиной наследственного аустенитного зерна № 8, выявленного в соответствии с п. 6.3.2 [4] методом травления по патенту № 14748 [6] и методом науглероживания в соответствии с п. 6.3.4 [4].

Получено, что при одинаковой величине выявленного обоими методами наследственного аустенитного зерна метод травления с использованием разработанного реактива [6] позволяет установить грани-

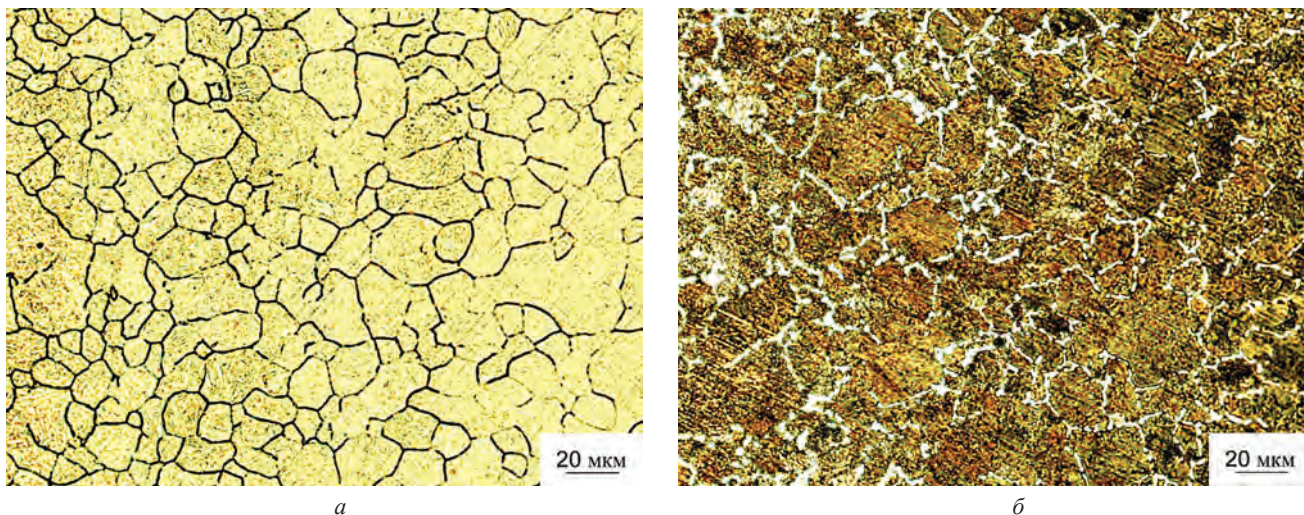


Рис. 3. Величина наследственного зерна аустенита, выявленного методом травления по патенту № 14748 (а) [6] и методом науглероживания в соответствии с п. 6.3.4. ГОСТ Р ИСО 643 (б). Прокат стали 20ХН3А, плавка Э82587 ЧМК, зерно № 8

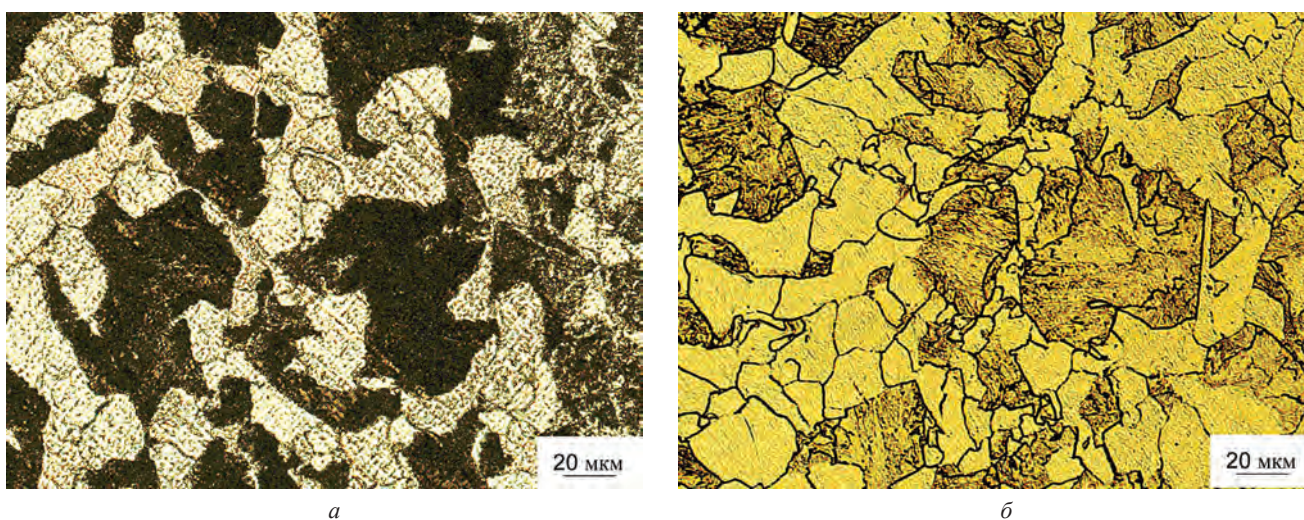


Рис. 4. Микроструктура проката стали 20ХН3А, плавка Э82587 ЧМК: феррит, перлит. а – травление в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте; б – травление по патенту 14748 [3], зерно № 8

цы зерен более контрастно, причем диаметр зерна не уменьшается искусственно за счет толщины цементитной сетки.

В результате металлографических исследований структуры проката стали 20ХН3А (рис. 3, 4) установлено, что размер зерна такой же, как и наследственного, и соответствует по среднему размеру зерна № 8 ГОСТ Р ИСО 643. Следует отметить, что травление в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте не позволяет объективно определять размер зерна. В этом случае величина зерна определяется по зерну феррита (светлые участки травления, рис. 4, а). Однако видимое зерно феррита в свою очередь состоит из нескольких субзерен, границы которых при травлении в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте не обнаруживаются.

Рассмотрим постадийно влияние термического передела на величину действительного зерна конструкционной цементуемой стали 20ХН3А после отжига, нормализации, штамповки и нормализации с высоким отпуском, химико-термической обработки (газовой цементации, высокого отпуска, закалки, низкого отпуска).

На рис. 5 приведена микроструктура проката стали 20ХН3А после отжига при 930 °С, 1 ч выдержки, с последующим охлаждением в печи. Из рисунка видно, что после травления в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте (рис. 5, а) появляется зерно № 7–8 при феррито-перлитной структуре. Травление этого же образца по патенту 14748 (рис. 5, б) выявляет зерно № 7–8. В данном случае результаты исследований величины зерна при равновесной феррито-перлитной структуре совпадают и показывают, что при медленном охлаждении величина зерна стали 20ХН3А несколько укрупняется путем

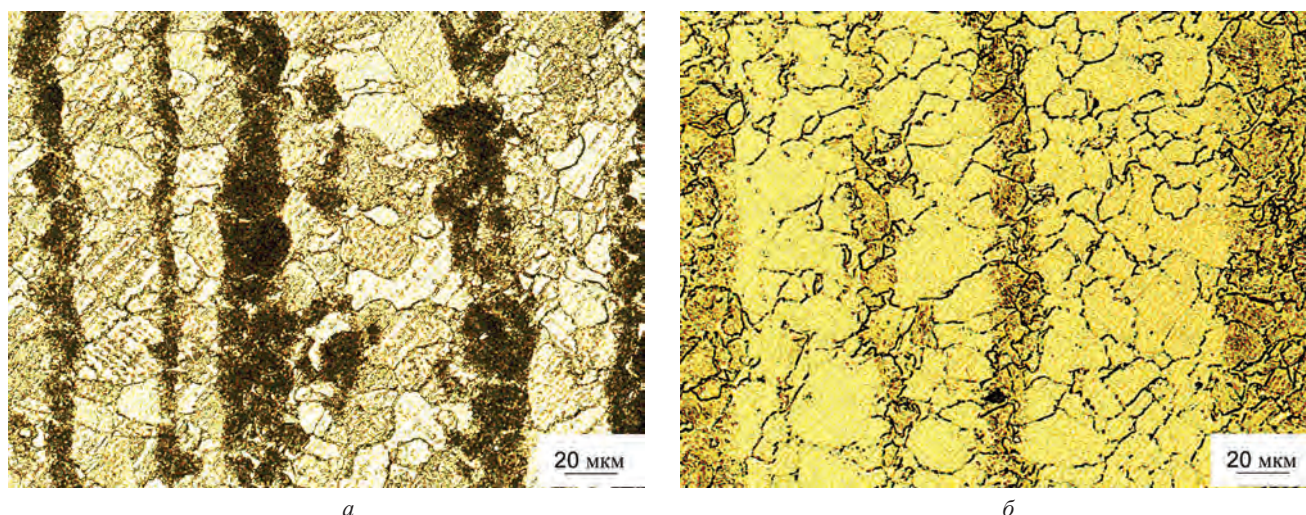


Рис. 5. Микроструктура проката стали 20ХН3А после отжига, плавка Э82587 ЧМК: феррит, перлит. *а* – травление в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте; *б* – травление по патенту 14748 [6]

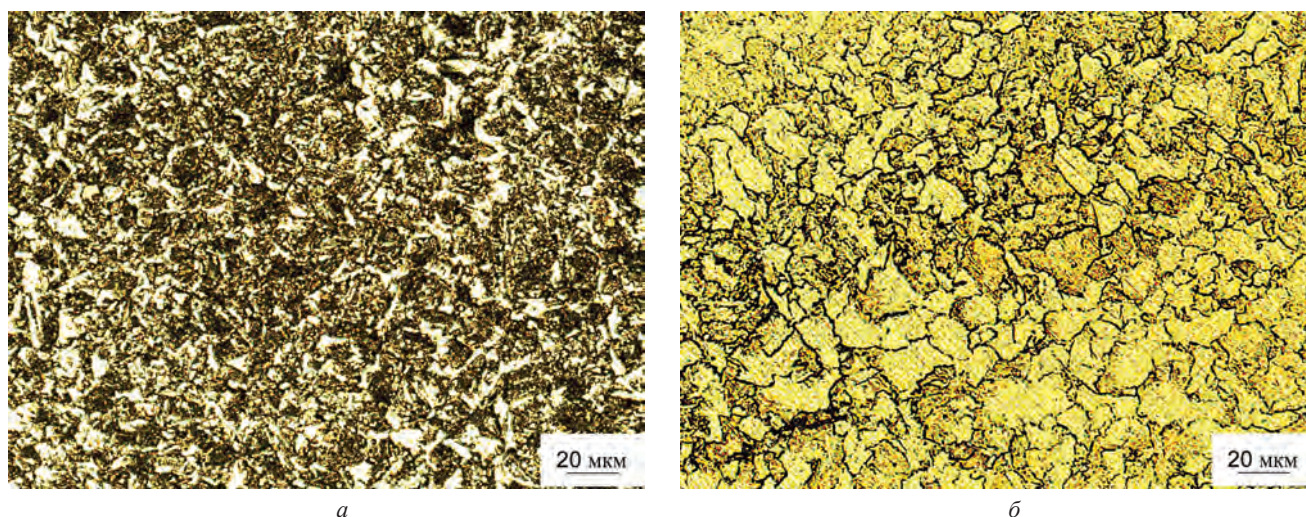


Рис. 6. Микроструктура проката стали 20ХН3А после нормализации, плавка Э82587 ЧМК: феррит и сорбитообразный перлит. *а* – травление в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте; *б* – травление по патенту 14748 [6]

собирательной рекристаллизации по сравнению с наследственным зерном, несмотря на идентичность температур нагрева.

На рис. 6 приведена микроструктура проката стали 20ХН3А после нормализации при 930 °С, 1 ч выдержки, с последующим охлаждением на воздухе. Получено, что после травления в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте (рис. 6, *а*) зерно не обнаружено, а после травления этого же образца по патенту 14748 выявляется зерно № 8–9. Таким образом, при увеличении скорости охлаждения величина зерна стали 20ХН3А незначительно измельчается на один номер по сравнению с наследственным зерном. Структура стали после нормализации представляет собой сорбитообразный перлит и для установления границы зерна необходимо применять метод окисления или травления по разработанному патенту.

При горячем прессовании имеют место большие степени деформации, поэтому при охлаждении поковки, в зависимости от степени и температуры деформации, протекает статический возврат или статическая рекристаллизация [7]. С целью формирования равноосной мелкозернистой структуры и снятия напряжений после горячей штамповки заготовок из конструкционных сталей выполняют отжиг, разновидность которого определяется степенью легированности стали. В нашем случае использована нормализация с последующим высоким отпускком. В результате при охлаждении поковки произошла перекристаллизация деформированной структуры с неравноосным зерном, что привело к формированию действительного зерна № 8–9 (рис. 7). Дифференцированная феррито-перлитная структура способствует повышению скоростей резания и хорошему качеству обработанных поверхностей при механической обработке заготовок.

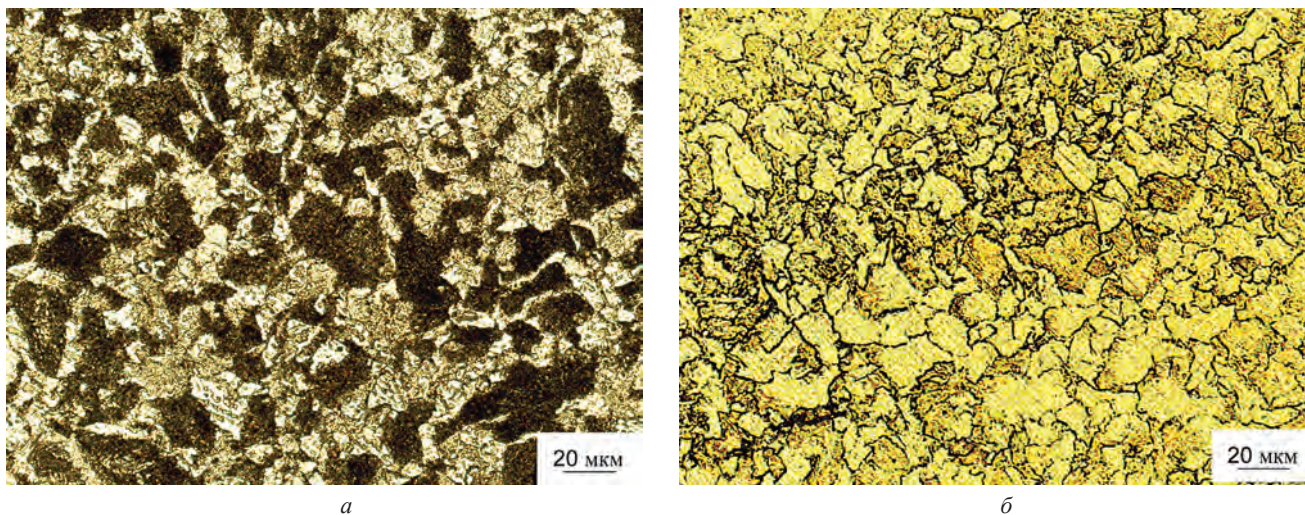


Рис. 7. Микроструктура стали 20XН3А плавки Э82587 ЧМК после штамповки и нормализации с высоким отпуском, зерно № 9: *а* – травление в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте; *б* – травление по патенту 14748 [6]

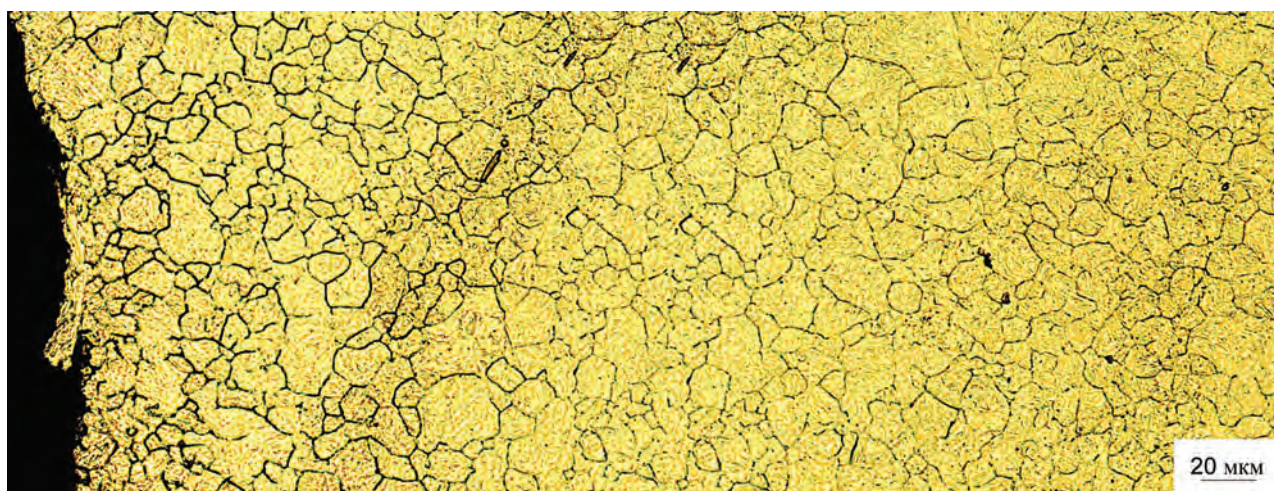


Рис. 8. Микроструктура цементованного слоя стали 20XН3А плавки Э82587 ЧМК после химико-термической обработки: мелкоигольчатый мартенсит, остаточный аустенит, зерно № 8–9. Травление по патенту 14748 [3]

Исследования микроструктуры деталей из стали 20XН3А после химико-термической обработки (газовая цементация при 930 °С, высокий отпуск при 650 °С, закалка с 840 °С, низкий отпуск при 180 °С) показали, что величина зерна цементованного слоя составляет № 8–9, сердцевины – № 8 (рис. 8).

Таким образом, проведенные исследования показали, что величина действительного зерна стали 20XН3А на разных стадиях технологического передела составляет: в прокате – № 8 и идентична величине наследственного зерна аустенита, после полного отжига проката укрупняется на один номер, после нормализации проката, а также штамповки, нормализации и высокого отпуска – № 9; после химико-термической обработки – № 8–9 для цементованного слоя и № 8 для сердцевины.

Выводы

Применение универсального металлографического реактива позволяет без проведения дополнительных термических обработок более четко и качественно выявлять границы бывшего аустенитного зерна в прокате, штамповках, цементованных слоях и сердцевине деталей, изготовленных из конструкционных цементуемых марок сталей, что значительно повышает надежность и достоверность контроля качества структуры поверхностно-упрочненных деталей. Получено, что величина наследственного зерна аустенита стали 20XН3А, выявленного методом травления по патенту № 14748 и общепринятым методом цементации в соответствии с п. 6.3.4. ГОСТ Р ИСО 643, равнозначна и равна № 8.

Величина действительного зерна на разных стадиях технологического передела изменяется незначительно: от № 8 для проката до № 9 после нормализации и штамповки с последующей нормализацией и высоким отпуском и № 8–9 после химико-термической обработки с температурой цементации 930 °С. Полный отжиг укрупняет величину зерна на один номер.

Литература

1. Гольдштейн Я. Е. Низколегированные стали в машиностроении. М., Свердловск: Машгиз, 1963. 240 с.
2. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
3. Чертов В. М. Выявление действительного аустенитного зерна в конструкционной стали // Металлург. 2010. № 3. С. 55–56.
4. ГОСТ Р ИСО 643. Сталь. Металлографическое определение наблюдаемого размера зерна.
5. Коваленко В. С. Металлографические реактивы. М.: Металлургия, 1981. 120 с.
6. Металлографический реактив для выявления границ действительного зерна стали: пат. 14748, Республика Беларусь: МПК С 23 F 1/28 / А. Л. Валько, С. П. Руденко, А. А. Шипко, Е. И. Мосунов; заявитель Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси. – № а20100154; заявл. 04.02.2010; опубл. 30.08.2011 // Афіцыйны бюл. / Вынаходства. Карасныя мадэлі. Прамысловыя узоры. 2011. № 4. С. 109.
7. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. 432 с.
8. Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали. М.: Металлургия, 1973. 208 с.

References

1. Goldshtein Ya. E. *Nizkolegirovannyye stali v mashinostroenii* [Low-alloy steel in engineering]. Moscow–Sverdlovsk, Mashgiz Publ., 1963. 240 p.
2. Gulyaev A. P. *Metallovedenie* [Physical metallurgy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 544 p.
3. Chertov V. M. Vyyavlenie deystvitelnogo austenitnogo zerna v konstruktсионnoy stali [Identification of actual austenite grain in structural steel]. *Metallurg = Metallurgist*. 2010, no. 3, pp. 55–56.
4. GOST R ISO 643-2011. *Stal. Metallograficheskoe opredelenie nablyudaemogo razmera zerna* [GOST R ISO 643-2011. Steels. Micrographic determination of the apparent grain size]. Moscow, Standartinform Publ., 2013. 53 p.
5. Kovalenko V. S. *Metallograficheskie reaktivy* [Metallographic etchants]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 120 p.
6. Valko A. L., et al. *Metallograficheskiy reaktiv dlya vyyavleniya granits deystvitelnogo zerna stali* [Metallographic reagent to identify the boundaries of the actual grain steel]. Patent RB no. 14748, 2011.
7. Bernshteyn M. L. *Struktura deformirovannykh metallov* [Structure of deformed metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 432 p.
8. Sadovskiy V. D. *Strukturnaya nasledstvennost v stali* [Structural heredity in steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 208 p.



УДК 620.192.63

Поступила 28.07.2016

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УГЛОВОГО ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ОТРАЖАТЕЛЯ ДЛЯ НАСТРОЙКИ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ДЕФЕКТОСКОПА

USING THE ANGULAR CYLINDRICAL REFLEKTOR TO ADJUST THE SENSIVITY OF THE ULTRASONIC FLAW DETEKTOR

А. Г. ЛЕЖАВА, А. А. ПИВОВАРЧИК, А. С. ТРАЙГЕЛЬ, Гродненский государственный университет
имени Янки Купалы, г. Гродно, Беларусь, ул. Ожешко, 22. E-mail: lataia@tut.by

A. G. LEZHAVA, A. A. PIVOVARCHYK, A. S. TRAIHEL, Yanka Kupala State University of Grodno,
Belarus, 22, Ozheshko str. E-mail: lataia@tut.by

В статье проведен анализ существующих искусственных отражателей, используемых для настройки чувствительности ультразвуковых дефектоскопов. Отмечены их недостатки, связанные в основном с погрешностью изготовления. В качестве альтернативы предложен угловой цилиндрический отражатель. Исследовано влияние погрешности его изготовления на амплитуду отраженного сигнала. На основе полученного результата предложен способ настройки чувствительности, исключающий главный недостаток.

The article analyzes the existing artificial reflectors are used to adjust the sensitivity of the ultrasonic flaw detectors. Noting their shortcomings, mainly related to the accuracy of manufacture. As an alternative, the angular cylindrical reflector. The influence of manufacturing error on the amplitude of the reflected signal. On the basis of the result proposed by the sensitivity setting method that eliminates the main drawback.

Ключевые слова. Искусственные отражатели. Чувствительность. Ультразвуковой дефектоскоп. Погрешность изготовления. Угловой цилиндрический отражатель. Амплитуда отраженного сигнала. Способ настройки чувствительности.

Keywords. Artificial reflectors. Sensitivity. Ultrasonic Flaw Detector. manufacturing error. Corner cylindrical reflector. The amplitude of the reflected signal. sensitivity adjustment method.

В ультразвуковой дефектоскопии известно большое количество искусственных отражателей для настройки дефектоскопов на требуемую чувствительность. Среди них – плоскодонное отверстие, боковое цилиндрическое отверстие, угловой цилиндрический отражатель (вертикальное сверление), угловой плоский отражатель (зарубка), двугранный угол, бесконечный паз, сегментный отражатель, отверстие со сферическим дном и др. [1].

Как показывает опыт применения отражателей различного типа, основным их недостатком является большая зависимость результатов контроля от точности изготовления [2–4]. Ошибки в изготовлении отражателей особенно опасны при контроле малых толщин.

Не оправдывает себя и «безэталонный» способ настройки чувствительности, который заключается в измерении сигнала, отраженного от двугранного угла торца испытательного образца. При этом стабильность величины отраженного сигнала ниже, чем у всех других типов отражателей [3]. Кроме того, поскольку величина отраженного сигнала является опорной, для определения браковочного уровня чувствительности при безэталонном способе настройки необходим пересчет показаний или использование АРД-диаграмм [5].

Более целесообразно применение искусственных отражателей малых размеров, таких, чтобы величина отраженного сигнала соответствовала браковочному уровню чувствительности. Выбор типа отражателя определяется его отражательными свойствами, технологичностью и воспроизводимостью изготовления [6].

Из перечисленных выше искусственных отражателей в настоящее время наибольшее распространение получили угловые плоские отражатели (зарубки), так как их сравнительно легко изготовить [1]. Кро-

ме того, их можно озвучивать под разными углами в плоскости прозвучивания. Отраженный луч всегда вернется обратно при условии, что отражающие грань и поверхность строго перпендикулярны относительно друг друга. Однако воспроизводимость результатов контроля при настройке по ним низкая [3] из-за трудности выполнения данного условия. Отклонение угла в 1° в ту или иную сторону может привести к разнице амплитуды в 6 дБ, что недопустимо [4].

В наибольшей степени требованиям к искусственным отражателям соответствуют цилиндрические отражатели (боковое и вертикальное сверление), которые обладают наилучшей воспроизводимостью. Они лучше имитируют объемные протяженные дефекты, такие, как канальные поры, лежащие в плоскости стыка, часто ориентированы перпендикулярно оси шва (свищ). Лучшим имитатором такого дефекта является цилиндрическое отверстие, просверленное перпендикулярно поверхности стыка, которое также хорошо имитирует непровары и трещины в корне сварного шва и на поверхности сварного изделия [1, 7]. Несмотря на очевидные преимущества, такой искусственный отражатель широкого распространения не получил. Главная причина – сложность в изготовлении отверстия, ось которого строго перпендикулярна поверхности образца, особенно, если он имеет криволинейную поверхность, например, труба.

Было проведено исследование влияния угла отклонения от вертикали на амплитуду сигнала, отраженного от углового цилиндрического отражателя.

Предварительно проведены исследования по выявлению величины случайных отклонений оси вертикального сверления от нормали к поверхности образца. Замеры проводили на 43 отверстиях, выполненных в образцах из труб, диаметрами 108 и 219 мм, а также на листовом материале. Замеры выполняли в двух взаимно перпендикулярных плоскостях, т. е. в плоскости, совпадающей с направлением прозвучивания и перпендикулярной ей. Во всех случаях отклонение оси от вертикали составило не более 2° .

Измерение амплитуд, отраженных от углового цилиндрического отражателя, проводили в тех же плоскостях, что и замеры отклонения осей. Каждое отверстие озвучивали с двух противоположных сторон, получая два значения амплитуды, соответственно для отклонения оси сверления на угол $+\Delta$ и $-\Delta$. Отверстия для исследования были изготовлены с углами наклона оси к нормали до 3° . Измеряли амплитуду сигнала, отраженного как от верхнего (рис. 1, а, в), так и от нижнего (рис. 1, б, г) отражателей.

Диаметры отверстий равны 0,8 и 2 мм. Применяли как совмещенные, так и раздельно-совмещенные (РС) пьезоэлектрические преобразователи частотой 5 МГц и с углом ввода $\alpha = 65^\circ$. Результаты измерений показали прежде всего, что кривизна образца и диаметр сверлений рассматриваемых размеров не влияют на характер изменения отраженного сигнала. На нее не влияют также отклонения оси сверления в плоскости, перпендикулярной плоскости, совпадающей с направлением прозвучивания (рис. 1, в, г). Отклонение амплитуды в данном случае не превышает ± 1 дБ, что находится в пределах ошибки измерений.

В плоскости же, совпадающей с направлением прозвучивания, изменения амплитуд отраженных сигналов значительные (рис. 1, а, б). При увеличении величины угла углового отражателя $> 90^\circ$ происходит увеличение расхождения луча ультразвуковой волны (рис. 2, а), что приводит к уменьшению амплитуды отраженного сигнала. Наоборот, при уменьшении величины угла углового отражателя $< 90^\circ$ происходит обратное явление, а именно уменьшение расхождения луча (рис. 2, в), что приводит к увеличению амплитуды отраженного сигнала. При отклонении оси сверления от нормали до $\pm 2^\circ$ осцилляции амплитуды отраженного сигнала составили ± 4 дБ.

Было замечено, что полученные кривые (см. рис. 1, а, б) приблизительно симметричны значению амплитуды в точке, для которой отклонение угла $\Delta = 0$. Этот факт позволяет, несмотря на ошибки отклонений оси вертикального сверления от нормали при изготовлении углового цилиндрического отражателя, точно определить амплитуду отраженного сигнала. Для этого необходимо от одного и того же сверления найти амплитуду отраженного сигнала с двух противоположных сторон и принять их среднее арифметическое значение. По результатам измерений (см. рис. 1, а, б) были построены зависимости средних арифметических значений амплитуд, измеренных с двух противоположных от сверления сторон от угла $|\Delta|$ (рис. 3). Из рисунка видно, что отклонение этих значений не превышает ± 1 дБ, т. е. не превышает пределов ошибки измерений.

На основе полученных результатов разработан способ настройки чувствительности ультразвукового дефектоскопа, исключаяющий ошибки отклонений оси вертикального сверления от нормали. Суть способа заключается в том, что амплитуда сигнала, отраженного от углового цилиндрического отражателя (вертикального сверления), замеряется с двух противоположных от его оси сторон и берется ее среднее арифметическое значение, которое соответствует значению амплитуды при нулевом отклонении.

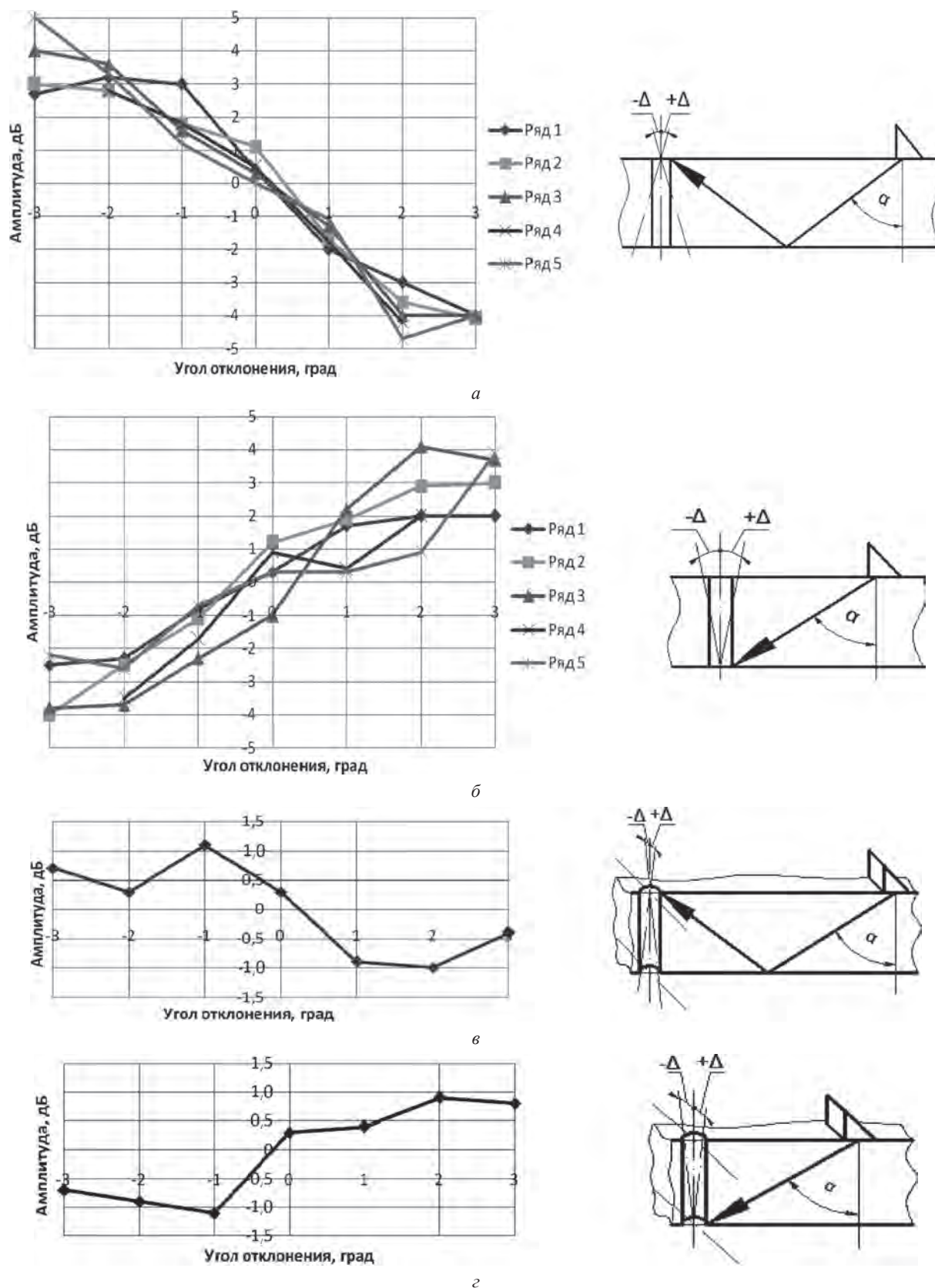


Рис. 1. Зависимость амплитуды сигнала, отраженного от углового цилиндрического отражателя, от отклонения оси вертикального сверления от нормали: отклонения в плоскости, совпадающей с направлением прозвучивания: *а* – верхний отражатель; *б* – нижний отражатель; отклонения в плоскости, перпендикулярной направлению прозвучивания: *в* – верхний отражатель; *г* – нижний отражатель. Ряд 1 – совмещенный ПЭП – для листа толщиной 10 мм, диаметр отверстия – 2 мм; ряд 2 – РС ПЭП – для листа толщиной 10 мм, диаметр отверстия – 2 мм; ряд 3 – РС ПЭП – для трубы диаметром 219×6, диаметр отверстия – 2 мм; ряд 4 – РС ПЭП – для трубы диаметром 108×4, диаметр отверстия – 2 мм; ряд 5 – РС ПЭП – для трубы диаметром 219×6, диаметр отверстия – 0,8 мм

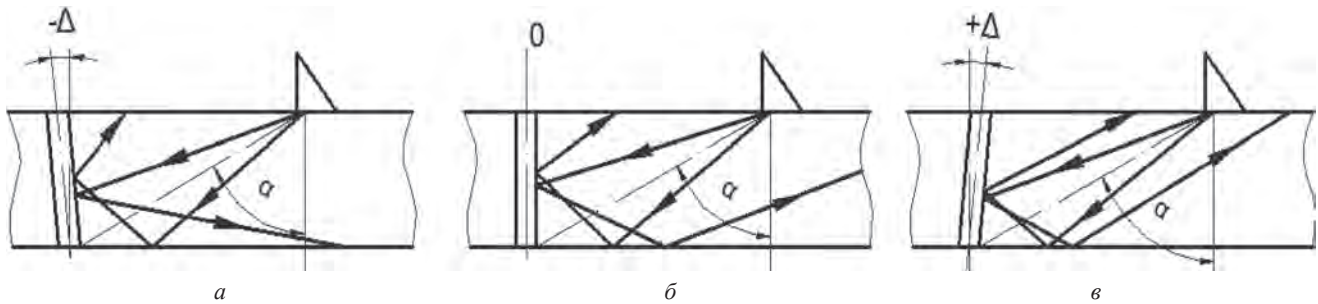


Рис. 2. Схема изменения расхождения луча при отражении от углового цилиндрического отражателя в зависимости от отклонения оси сверления от вертикали: а – большим 90° ; б – равным 90° ; в – меньшим 90°

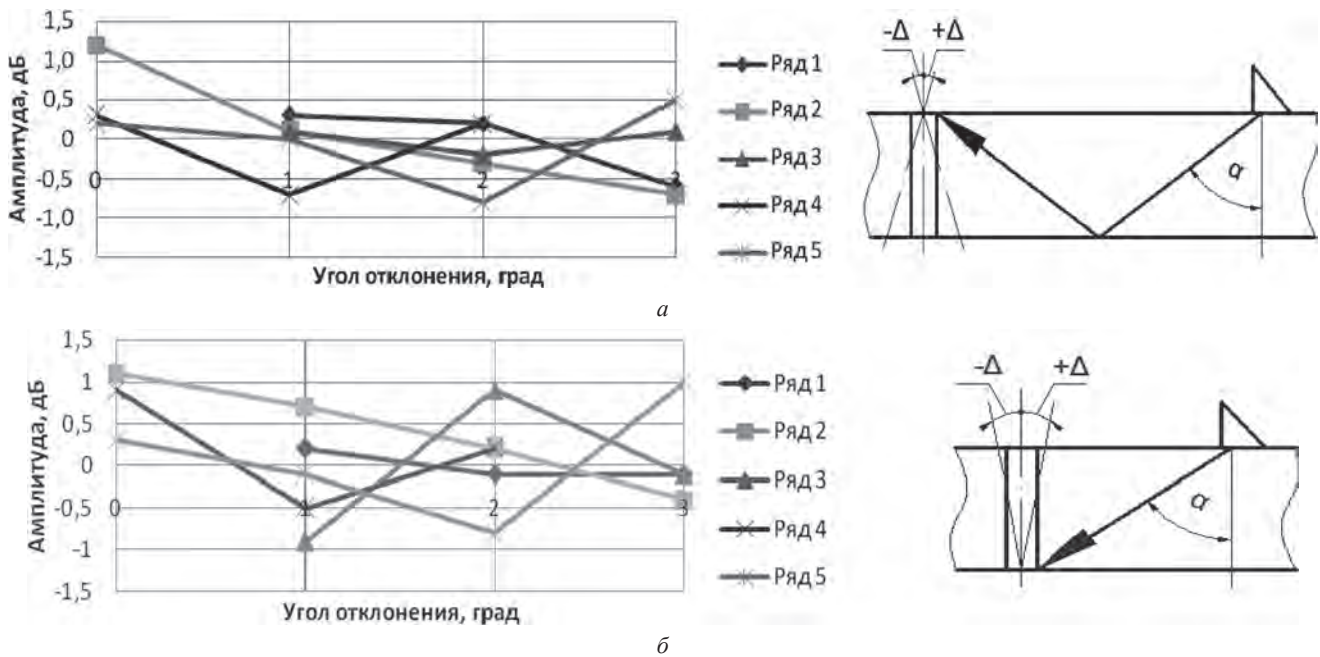


Рис. 3. Зависимость средних значений амплитуд, измеренных с двух противоположных от оси сверления сторон от угла отклонения $|\Delta|$: а – верхний отражатель; б – нижний отражатель. Обозначения рядов те же, что и на рис. 1

Следует отметить еще одно важное преимущество вертикального цилиндрического отверстия. Так как его легко изготовить в условиях любой мастерской и получить с помощью предложенного способа настройки чувствительности ультразвукового дефектоскопа стабильные результаты, то отпадает необходимость приобретения дорогостоящих и недостаточно стабильных стандартных образцов предприятия для настройки чувствительности. Образцы с вертикальным цилиндрическим отверстием возможно и необходимо изготавливать из того же материала, из которого изготовлена подлежащая контролю конструкция. В этом случае автоматически будет учтено качество поверхности, а также возможная анизотропия акустических свойств, которая встречается в металлах.

Литература

1. Ермолов И. Н. Теория и практика ультразвукового контроля. М.: Машиностроение, 1981. 240 с.
2. Гурвич А. К., Кузьмина Л. И. О воспроизводимости чувствительности ультразвукового контроля по эталонным отражателям различного вида // Ультразвуковой контроль сварных соединений. Л.: ЛДНТП, 1972. С. 9–14.
3. Дианов В. Ф. Воспроизводимость настройки чувствительности ультразвуковых дефектоскопов по тест-образцам // Дефектоскопия. 1974. № 2. С. 25–30.
4. Загорюлько В. С., Стипура А. П., Вьюниченко В. Н. Влияние размеров углового отражателя на амплитуду эхо-сигнала при настройке ультразвуковых дефектоскопов // Дефектоскопия. 1986. С. 51–55.
5. Волченко В. Н. Контроль качества сварных конструкций. М.: Машиностроение, 1986. 152 с.
6. Щербинский В. Г. Технология ультразвукового контроля сварных соединений. Изд. 2-е испр. М.: Изд-во «Тиссо», 2005. 326 с.
7. Алешин Н. П., Белый В. Е., Вopilкин А. Х. и др. Методы акустического контроля металлов. М.: Машиностроение, 1989. 456 с.

References

1. **Ermolov I. N.** *Teorija i praktika ul'trazvukovogo kontrolja* [Theory and practice of ultrasonic testing]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981, 240 p.
2. **Gurvich A. K., Kuz'mina L. I.** O vosproizvodimosti chuvstvitel'nosti ul'trazvukovogo kontrolja po jetalonnym otrazhateljam razlichnogo vida [About reproducibility sensitivity ultrasonic testing on the reference reflectors of various kinds.]. *Ul'trazvukovoj kontrol' svarnyh soedinenij = Ultrasonic testing of welded joints*. Leningrad: LDNTP Publ., 1972, pp. 9–14.
3. **Dianov V. F.** Vosproizvodimost' nastrojki chuvstvitel'nosti ul'trazvukovyh defektoskopov po test-obrazcam [The reproducibility of the sensitivity settings of ultrasonic test on test samples]. *Defektoskopija = Flaw detection*, 1974, no. 2, pp. 25–30.
4. **Zagorul'ko V. S., Stipura A. P., V'junichenko V. N.** Vlijanie razmerov uglovogo otrazhatelja na amplitudu jeho-signalu pri nastrojke ul'trazvukovyh defektoskopov [Influence of the angular size of the reflector on the amplitude of the echo signal with the setting of ultrasonic flaw detectors]. *Defektoskopija = Flaw detection*, 1986, pp. 51–55.
5. **Volchenko V. N.** *Kontrol' kachestva svarnyh konstrukcij* [Welded structures Quality control]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1986, 152 p.
6. **Shherbinskij V. G.** *Tehnologija ul'trazvukovogo kontrolja svarnyh soedinenij* [The technology of ultrasonic testing of welded joints]. Moscow, Tisso Publ., 2005, 326 p.
7. **Aleshin N. P., Belyj V. E., Vopilkin A. H., Voshhanov A. K., Ermolov I. N., Gurvich A. K.** *Metody akusticheskogo kontrolja metallov* [Methods for monitoring acoustic metal]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989, 456 p.



УДК 621.771.014.2

Поступила 13.06.2016

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСЛОВИЙ ПРОКАТКИ ПОЛОСЫ В ВАЛКАХ НЕРАВНОГО ДИАМЕТРА С ФИКСАЦИЕЙ КОНЦЕВОГО УЧАСТКА DEFINITION OF CONDITIONS OF STRIP'S ROLLING IN ROLLS OF UNEQUAL DIAMETER WITH FIXING OF AN ENDING ELEMENT

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

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

Предложена схема прокатки полосы переменной толщины с изгибом концевого участка. Определены условия прокатки полосы по предложенной схеме при изготовлении чеки тормозной колодки железнодорожного транспорта. Получены выражения для расчета крутящего момента на ведущем и ведомом валках. Выведены уравнения для расчета переднего натяжения и тянущего усилия на оправке с целью осуществления стабильного процесса прокатки.

The scheme of strip's rolling with variable thickness and with a bend of a trailer site is offered. Conditions of strip's rolling on the offered scheme at production of a brake shoe pin of railway transport are defined. Expressions for calculation of torsion torque on the leader and a permission rolls are defined. Equations for calculation of a forward tension and the pulling effort on a frame are defined.

Ключевые слова. Ассиметричная прокатка, крутящий момент, переднее натяжение, тянущее усилие.

Keywords. Asymmetric rolling, torsion torque, forward tension, pulling effort.

В настоящее время Белорусская железная дорога закупает на предприятиях Украины и России чеку тормозной колодки. В НИЛ ОМД БНТУ была разработана технология изготовления чеки тормозной колодки с использованием процесса прокатки на калиброванной оправке. На рис. 1 приведена схема процесса изготовления заготовки чеки тормозной колодки [1], заключающегося в том, что нагретую заготовку 1 устанавливают в зазор на калибрующей оправке 2 и фиксируют кулачковым зажимом 3 с помощью поворота рычага 4. Калибрующая оправка затягивается приводными валками 5 и 6 в зазор между ними, причем верхний валок изгибает и укладывает заготовку 1 на калибрующую оправку 2 и прокатывает переменный профиль. Затем поворотом рычага 4 отжимают кулачковый зажим 3 и снимают прокатанную заготовку переменного по длине профиля с изогнутым ее концевым участком. Снижение уширения получаемого изделия достигается передним натяжением заготовки в момент прокатки, что в свою очередь обеспечивается рассогласованием скоростей валка и калибрующей оправки. Это осуществляется за счет того, что верхний валок контактирует с оправкой ребордами, а бочка валка меньшего диаметра катится по заготовке. Из этого можно сделать вывод, что предложенная технология сочетает в себе сложный процесс прокатки, а именно:

- прокатка в приводных валках неравного диаметра (в нашем случае оправку принимаем за валок диаметром, равным бесконечности);
- прокатка полосы с рассогласованием скоростей деформирующего инструмента, поскольку это обусловлено тем, что бочка верхнего валка катится по заготовке, а нижний валок и реборды верхнего валка воздействуют на оправку и придают ей линейную скорость, равную окружной скорости нижнего валка и реборд верхнего валка;
- прокатка полосы переменного профиля с передним натяжением, что обусловлено фиксацией заготовки кулачковым зажимом 3.

При выбранной схеме прокатки вследствие разных окружных скоростей бочки верхнего валка и оправки, перемещаемой за счет вращения нижнего валка, нижний и верхний валки воспринимают раз-

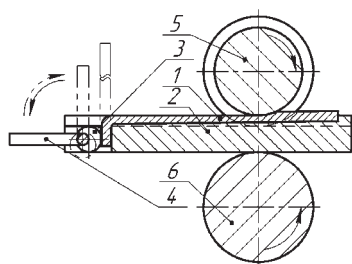


Рис. 1. Схема прокатки полосы с рассогласованием окружных скоростей деформирующего инструмента и фиксацией конечного участка: 1 – заготовка; 2 – калибрующая оправка; 3 – кулачковый зажим; 4 – рычаг; 5 – верхний валок; 6 – нижний валок

личные по величине крутящие моменты. Распределение общего крутящего момента между валками при прокатке с рассогласованием окружных скоростей рассмотрено А. И. Целиковым и в [2–4]. В этом случае (рис. 2) возникающие горизонтальные силы P_x , которые взаимно уравниваются, вызывают отклонение равнодействующих сил P от плоскости прокатки. При данной схеме также уравниваются силы контактного трения τ на поверхностях верхнего и нижнего (оправки) валков.

С увеличением коэффициента рассогласования скоростей $k_v = V_1/V_2$ также увеличивается угол отклонения равнодействующих сил. В данном случае валок, вращающийся с большей скоростью (V_1), будем называть ведущим, а валок, вращающийся с меньшей скоростью (V_2), – ведомым.

Момент прокатки на ведущем валке будем считать равным работе деформации на этом валке. Определим работу, совершаемую ведущим валком. Для этого вначале рассмотрим процесс симметричной прокатки.

Силу трения на элементарной площадке контактной поверхности можно определить по выражению [2]

$$dF = \tau b R d\alpha, \quad (1)$$

где b – ширина элементарной площадки контактной поверхности; $R d\alpha$ – длина элементарной площадки контактной поверхности.

Согласно [2], выражение для нахождения работы элементарной силы трения dF в зоне отставания можно записать в виде

$$dA' = \int_{\gamma}^{\alpha} \tau b R^2 d\psi d\alpha. \quad (2)$$

Аналогично для зоны опережения:

$$dA'' = \int_0^{\tau} \tau b R^2 d\psi d\alpha. \quad (3)$$

Затрачиваемая работа dA' в зоне отставания будет положительной ввиду передачи энергии в направлении от валка к полосе. В зоне опережения работе dA'' следует присваивать отрицательный знак, так

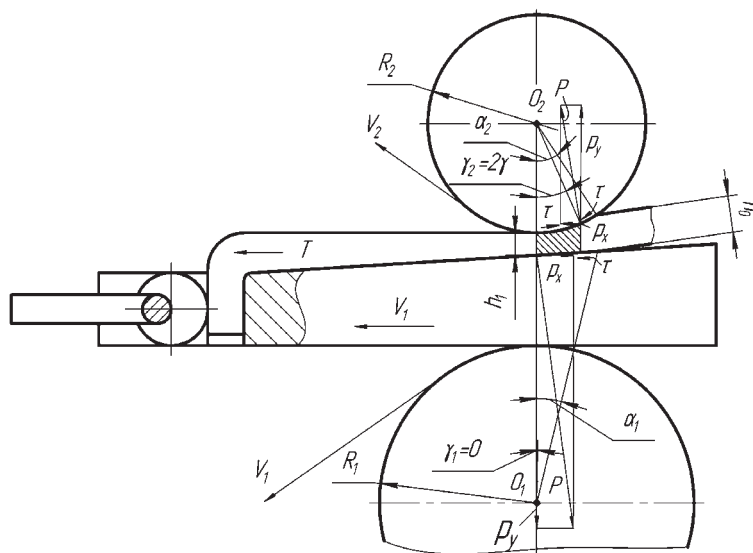


Рис. 2. Схема прокатки с рассогласованием окружных скоростей валков

как энергия будет передаваться от полосы к валкам. Учитывая знаки работы в зонах опережения и отставания, запишем выражение для определения суммарной работы сил контактного трения:

$$dA = dA' - dA'' = 2\tau b R^2 d\psi \left(\int_{\gamma}^{\alpha} d\alpha - 2 \int_0^{\gamma} d\alpha \right). \quad (4)$$

Получим выражение для определения работы, совершаемой валком, проинтегрировав выражение (4) и пренебрегая бесконечно малой величиной $d\psi$:

$$A = 2\tau b R^2 (\alpha - 2\gamma). \quad (5)$$

Если учесть, что $\tau = f\sigma_s$, запишем выражения для определения крутящего момента при асимметричной прокатке на ведущем и ведомом валках соответственно:

$$M_{\text{кп1}} = 2f\sigma_s b R_1^2 (\alpha_1 - 2\gamma_1),$$

$$M_{\text{кп2}} = 2f\sigma_s b R_2^2 (\alpha_2 - 2\gamma_2).$$

При предельном рассогласовании окружных скоростей валков $\gamma_1 = 0$ и $\gamma_2 = 2\gamma$, тогда

$$M_{\text{кп1}} = 2f\sigma_s b R_1^2 \alpha_1, \quad M_{\text{кп2}} = 2f\sigma_s b R_2^2 (\alpha_2 - 4\gamma), \quad (6)$$

где σ_s – предел текучести металла; f – коэффициент контактного трения.

Положение нейтрального сечения определяется как [2, 5]:

$$\gamma = \frac{\alpha}{2} \left(1 - \frac{\alpha}{2f} \right). \quad (7)$$

Тогда с учетом изложенного выше окончательно запишем выражения для определения крутящего момента на ведущем и ведомом валках соответственно

$$M_{\text{кп1}} = 2fbR_1^2 \alpha_1 \sigma_s,$$

$$M_{\text{кп2}} = 2fbR_2^2 \left(\frac{\alpha_2^2}{f} - \alpha_2 \right) \sigma_s. \quad (8)$$

Согласно выражениям (8), крутящий момент на ведомом валке $M_{\text{кп2}}$ может иметь отрицательное значение, поскольку на поверхности контакта металла и валка преобладает зона опережения над зоной отставания и энергия передается от полосы к валку. В данном случае отрицательный знак крутящего момента оказывает негативное влияние на процесс прокатки и приводит к износу поверхности ведомого валка. Устранить негативное влияние крутящего момента при асимметричной прокатке можно применением переднего натяжения полосы. В нашем случае переднее натяжение регламентируется рассогласованием скоростей деформирующего инструмента и фиксации заготовки кулачковым зажимом (см. рис. 1). Для того чтобы обеспечить стабильность процесса и предотвратить переход прокатки в процесс волочения, необходимо рассчитать суммарное значение тянущего усилия на профилированной оправке (рис. 3).

Согласно нашей схеме, в очаге деформации возникает сила нормального давления N металла заготовки на калибрующую оправку, и подпирающая сила fN , действующая на поверхность контакта заготовки и калибрующей оправки. Поскольку рабочая поверхность оправки выполнена с углом β к направлению прокатки, у силы N возникают составляющие: вертикальная P – усилие давления металла и горизонтальная $P \operatorname{tg} \beta$ – подпирающее усилие, а у силы трения fN – горизонтальная подпирающая сила $fN \cos \beta$. Также возникает горизонтальное тянущее усилие деформирования металла T , обусловленное фиксацией концевой участка полосы на оправке (см. рис. 1). В связи с этим суммарное значение тянущего усилия на профилированной оправке будет равно

$$T_{\Sigma} = T + T_1 + T_2 = f\sigma_s lb + P \operatorname{tg} \beta + fN \cos \beta, \quad (9)$$

где $T = f\sigma_s lb$ – горизонтальное тянущее усилие деформирования металла на оправке; $T_1 = P \operatorname{tg} \beta$ – подпирающее усилие давления металла заготовки от вертикальной составляющей нормальной силы давления N ; $T_2 = fN \cos \beta$ – подпирающая сила трения от нормального давления металла заготовки на калиброванную оправку.

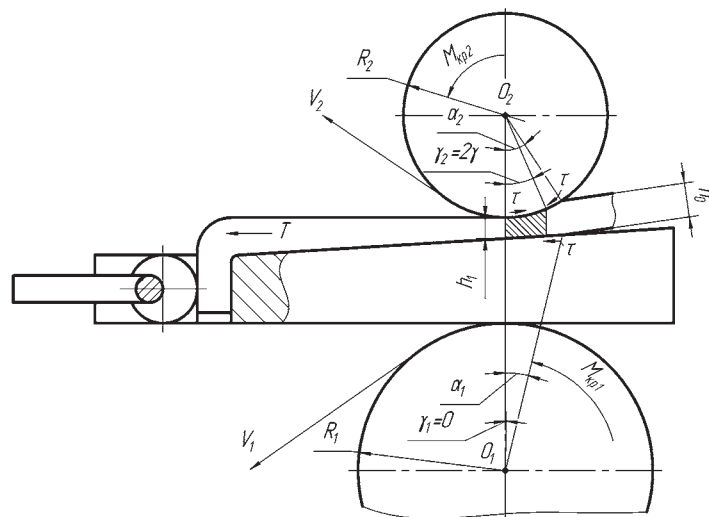


Рис. 3. Схема прокатки с натяжением полосы

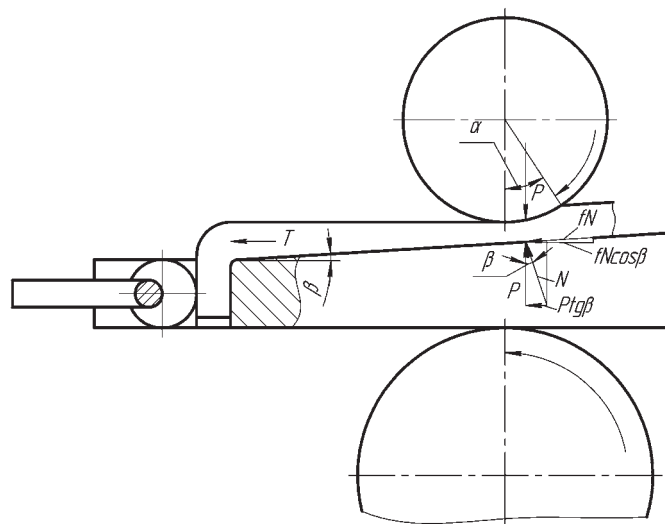


Рис. 4. Силы, определяющие тянущее усилие прокатки на оправке

Если принять, что $N = P / \cos \beta$, $P = \sigma_s l b$ (где l – проекция дуги захвата; b – ширина прокатываемой полосы), то выражение (9) примет вид

$$T_{\Sigma} = f \sigma_s l b + \sigma_s l b \operatorname{tg} \beta + f \sigma_s l b = \sigma_s l b (2f + \operatorname{tg} \beta). \quad (10)$$

Из рис. 4 видно, что усилие натяжения уменьшится на величину горизонтальной подпирющей силы $fN \cos \beta$ и $P \operatorname{tg} \beta$ и будет равно горизонтальному тянущему усилию деформирования металла T .

Стабильность процесса прокатки с рассогласованием скоростей и передним натяжением полосы будет обеспечена при соблюдении условия

$$T_{\Sigma} R_2 \geq M_{\text{кр}2}. \quad (11)$$

С учетом выражения (8) получим зависимость для тянущего усилия прокатки на оправке

$$T_{\Sigma} \geq 2fbR_2 \left(\frac{\alpha_2^2}{f} - \alpha_2 \right) \sigma_s. \quad (12)$$

С другой стороны, для реализации процесса прокатки полосы с рассогласованием скоростей и передним натяжением требуется сообщить определенное тянущее усилие профилированной оправке. Это можно реализовать, воздействуя ребрами верхнего вала и нижним валком силой Q на оправку и заготовку. Таким образом, возникает тянущее усилие TQ (рис. 5). Очевидно, что сила Q задается нажимными винтами прокатной клетки (рис. 5). При этом она должна компенсировать распорное усилие P между валами и обеспечить такой прижим реборд к оправке, чтобы возникло тянущее усилие T_Q :

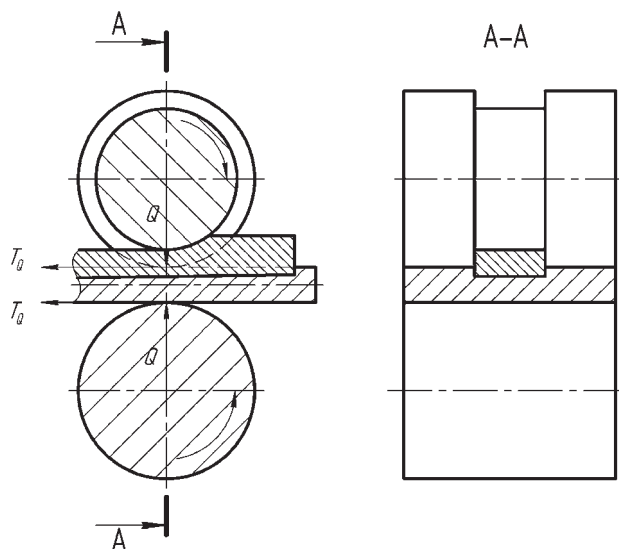


Рис. 5. Действие усилий от реборд к оправке

$$T_Q = Q_1 f_1, \quad (13)$$

где $Q_1 = Q - P$; f_1 – коэффициент трения между оправкой и валками.

Усилие P найдем делением $M_{кр2}$ на проекцию дуги захвата l при предельном рассогласовании скоростей:

$$P = \frac{M_{кр2}}{l} = \frac{2fbR_2^2 \left(\frac{\alpha_2^2}{f} - \alpha_2 \right) \sigma_s}{R_2 \alpha_2} = 2fbR_2 \left(\frac{\alpha_2}{f} - 1 \right) \sigma_s. \quad (14)$$

Как уже отмечалось ранее, сжимающая сила Q предназначена для реализации процесса прокатки с передним натяжением, а стабильность процесса прокатки в свою очередь будет обеспечена при соблюдении условия (12). Таким образом, можно записать

$$2T_Q = T_\Sigma. \quad (15)$$

Цифра 2 говорит о том, что сила T_Q возникает со стороны обоих валков.

С учетом выражений (12) и (15) можно записать выражение для определения тянущей силы T_Q для осуществления стабильного процесса прокатки полосы с рассогласованием окружных скоростей деформирующего инструмента и фиксацией концевой участка

$$T_Q \geq fbR_2 \left(\frac{\alpha_2^2}{f} - \alpha_2 \right) \sigma_s. \quad (16)$$

Таким образом, можно сделать вывод, что для осуществления стабильного процесса прокатки полосы с рассогласованием окружных скоростей деформирующего инструмента и фиксацией концевой участка необходимо соблюдение двух условий:

1. Определенная величина тянущего усилия на оправке, которую находим по формуле (12).
2. Величина тянущей силы, приходящейся на каждый из валков, которую находим по формуле (16).

В противном случае, при несоблюдении условия определенной величины усилия на оправке процесс прокатки может перейти в процесс волочения. При несоблюдении условия величины тянущей силы, приходящейся на реборду каждого из валков, процесс прокатки прекратится и произойдет буксование реборд по оправке.

Литература

1. Исаевич Л. А. Технология изготовления полосовых заготовок переменной толщины с использованием локального изгиба / Л. А. Исаевич, В. А. Король, М. И. Сидоренко, Д. М. Иваницкий, В. И. Пушкевич // Материалы Междунар. науч.-техн. конф. профессоров, преподавателей, научных работников, аспирантов и студентов БНТУ. Минск: БНТУ, 2013. 343 с.
2. Выдрин В. Н. Динамика прокатных станов. Свердловск: Металлургиздат, 1960. 255 с.

3. **Степаненко А. В.** Кинематические и силовые параметры прокатки с критическим рассогласованием окружных скоростей валков / А. В. Степаненко, Ю. В. Карпицкий, Л. А. Смирнова // Докл. НАН Беларуси. 1999. Т. 43, № 5. С. 111–113.
4. **Степаненко А. В.** Прокатка полос с критическим рассогласованием окружных скоростей валков / А. В. Степаненко, Л. А. Исаевич, Ю. В. Карпицкий, Л. А. Смирнова // «Технология 99»: Материалы 6-й Междунар. науч.-техн. конф. Братислава (Словакия), 1999. Ч. 1. С. 417–420.
5. **Степаненко А. В.** Прокатка полос переменного профиля / А. В. Степаненко, В. А. Король, Л. А. Смирнова. Гомель: ИММС НАН Беларуси, 2001. 180 с.

References

1. **Isaevich L. A.** Tehnologiya izgotovleniya polosovyh zagotovok peremennoi tolschiny s ispolzovaniem lokalnogo izgiba [Manufacturing techniques of variable thickness strips with use of a local bend.]. *Materialy mezhdunarodnoi nauchno-tehnicheskoy konferencii profesorov, prepodavatelei, nauchnyh rabotnikov, aspirantov i studentov BNTU = Materials of the international scientific and technical conference of professors, teachers, scientists and graduate students*. Minsk, BNTU, 2013, p. 343.
2. **Vydrin V. N.** *Dinamika prokatnyh stanov* [Dynamics of rolling mills]. Sverdlovsk, Metallurgizdat Publ., 1960, 255 p.
3. **Stepanenko A. V., Karpickij Ju. V., Smirnova L. A.** Kinematicheskie i silovye parametry prokatki s kriticheskim rassoglasovaniem okruzhnyh skorostej valkov [Kinematic and force parameters of rolling with the critical misalignment of the circumferential speeds of the rolls]. *Doklady NAN Belarusi = Reports of the national Academy of Sciences of Belarus*, 1999, vol. 43, no. 5, pp. 111–113.
4. **Stepanenko A. V., Isaevich L. A., Karpickij Ju. V., Smirnova L. A.** Prokatka polos s kriticheskim rassoglasovaniem okruzhnyh skorostej valkov [The rolling of a strip with the critical misalignment of the circumferential speeds of the rolls]. «*Tehnologija 99*» *Materialy 6-oj Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii = «Technology 99» Materials of 6th International scientific-technical conference*. Bratislava (Slovakia), 1999, p. 1, pp. 417–420.
5. **Stepanenko A. V., Korol' V. A., Smirnova L. A.** *Prokatka polos peremennogo profilja* [The rolling of a strip with variable profile]. Gomel, Institute of mechanics of metal-polymer systems of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2001, 180 p.



УДК 621.771.014.2

Поступила 13.06.2016

ПРОЧНОСТНОЙ РАСЧЕТ БАНДАЖИРОВАННОГО ВАЛКА ДЛЯ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ

STRENGTH ANALYSIS OF BANDED ROLL FOR ASYMMETRIC ROLLING

Л. А. ИСАЕВИЧ, Д. М. ИВАНИЦКИЙ, М. И. СИДОРЕНКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: denisrodman@tut.by

L. A. ISAEVICH, D. M. IVANICKIJ, M. I. SIDORENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: denisrodman@tut.by

Проведен расчет номинальных крутящих моментов на валках при асимметричной прокатке полос малолистовых рессор. Для стабилизации процесса прокатки предложено использовать переднее натяжение и определена минимальная его величина. Рассчитано рассогласование окружных скоростей ведущего и ведомого валков. Предложена конструкция составного бандажированного валка с двумя выступами на бандаже и двумя пазами на валу. Произведена проверка на смятие и на срез выступов на бандаже. Прочность конструкции обеспечена.

The calculation of the nominal torque on the rolls during asymmetric rolling of a strip with small laminated springs are held. To stabilize the rolling process it is proposed to use a front tension and a certain minimum value was calculated. Misalignment of the circumferential speeds of the driving and driven rolls are calculated. The design of a composite roll banded with two tabs on the brace and the two grooves on the shaft are proposed. Crumpling test and shear test of the tabs on the brace were conducted. Necessary structural toughness was provided.

Ключевые слова. Асимметричная прокатка, крутящий момент, переднее натяжение, рассогласование, смятие, срез.

Keywords. Asymmetric rolling, torque, front tension, misalignment, crumpling, shear.

При асимметричной прокатке вследствие разных окружных скоростей валки воспринимают различные по величине крутящие моменты. Распределение общего крутящего момента между валками при асимметричной прокатке рассмотрено А. И. Целиковым и др. [1–3]. При прокатке с рассогласованием окружных скоростей валков (рис. 1) возникающие горизонтальные силы P_x , которые взаимно уравниваются, вызывают отклонение равнодействующих сил P от плоскости прокатки. При данной схеме прокатки также уравниваются силы контактного трения τ на поверхностях верхнего и нижнего валков.

С увеличением рассогласования скоростей соответственно увеличиваются углы отклонения равнодействующих сил. В данном случае валок, вращающийся с большей скоростью (V_1), будем называть ведущим, а валок, вращающийся с меньшей скоростью (V_2), – ведомым.

Момент прокатки на ведущем валке будем считать равным работе деформации на этом валке. Определим работу, совершаемую ведущим валком. Для этого вначале рассмотрим процесс симметричной прокатки.

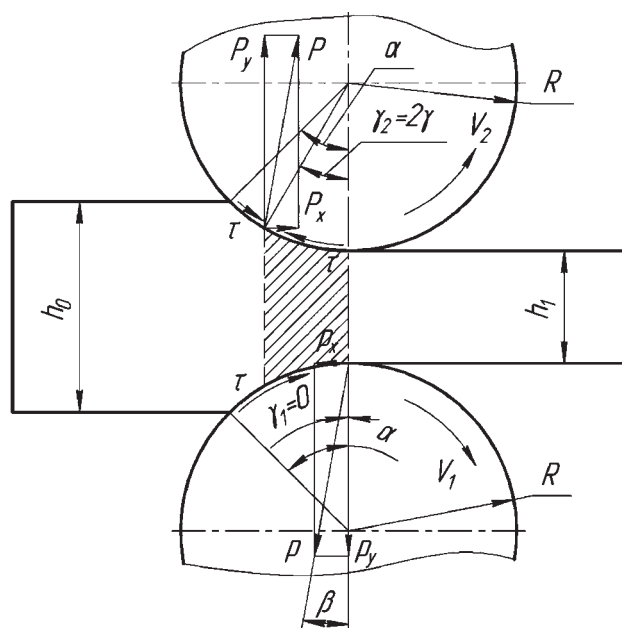


Рис. 1. Схема прокатки с рассогласованием окружных скоростей валков

Силу трения на элементарной площадке контактной поверхности можно описать выражением [1]

$$dF = \tau b R d\alpha, \quad (1)$$

где b , $R d\alpha$ – соответственно ширина и длина элементарной площадки контактной поверхности.

В качестве пути силы dF следует принять путь, проходимый точками контактной поверхности вала. При повороте вала на бесконечно малый угол $d\psi$ этот путь равен $dS = R d\psi$. Тогда работа элементарной силы трения dF в зоне отставания будет равна (для одного вала) [1]

$$dA' = \int_{\gamma}^{\alpha} \tau b R^2 d\psi d\alpha. \quad (2)$$

Аналогично для зоны опережения можно записать [1]

$$dA'' = \int_0^{\tau} \tau b R^2 d\psi d\alpha. \quad (3)$$

В зоне отставания энергия передается в направлении от вала к полосе, затрачиваемую при этом работу dA' будем считать положительной. В зоне опережения энергия будет передаваться от полосы к валкам, в связи с этим работе dA'' следует присваивать отрицательный знак. Учитывая знак работы в обеих зонах, можно записать суммарную работу сил контактного трения в следующем виде:

$$dA = dA' - dA'' = 2\tau b R^2 d\psi \left(\int_{\gamma}^{\alpha} d\alpha - 2 \int_0^{\gamma} d\alpha \right). \quad (4)$$

Проинтегрируя выражение (4) и пренебрегая бесконечно малой величиной $d\psi$, получаем выражение для определения работы, совершаемой валком:

$$A = 2\tau b R^2 (\alpha - 2\gamma). \quad (5)$$

Принимая во внимание, что $\tau = f\sigma_s$, запишем выражения для определения крутящего момента при асимметричной прокатке на ведущем и ведомом валках соответственно

$$M_{кр1} = 2f\sigma_s b R^2 (\alpha - 2\gamma_1), \quad M_{кр2} = 2f\sigma_s b R^2 (\alpha - 2\gamma_2),$$

где σ_s – предел текучести металла; f – коэффициент контактного трения.

При предельном рассогласовании окружных скоростей валков $\gamma_1 = 0$ и $\gamma_2 = 2\gamma$ запишем

$$M_{кр1} = 2f\sigma_s b R^2 \alpha, \quad M_{кр2} = 2f\sigma_s b R^2 (\alpha - 4\gamma). \quad (6)$$

Согласно [1, 4], положение нейтрального сечения при симметричной прокатке определяем по формуле

$$\gamma = \frac{\alpha}{2} \left(1 - \frac{\alpha}{2f} \right). \quad (7)$$

Тогда с учетом изложенного выше окончательно запишем выражения для определения крутящего момента на ведущем и ведомом валках соответственно

$$M_{кр1} = 2fbR^2 \alpha \sigma_s, \quad M_{кр2} = 2fbR^2 \left(\frac{\alpha^2}{f} - \alpha \right) \sigma_s. \quad (8)$$

Используя выражения (8), в качестве примера рассчитаем крутящие моменты на составных ведомом и ведущем валках при прокатке полосы малолистовой рессоры за один проход. Эскизы обрабатываемой полосы и одного из бандажированных валков приведены на рис. 2.

Определяем крутящие моменты на ведущем и ведомом валках, используя зависимости (8) (см. таблицу). Принимаем исходные данные для расчетов: $f = 0,3$; $R = 130$ мм; $\sigma_s = 100$ МПа для стали 50ХГФА [5].

Результаты расчета крутящих моментов

α , рад	$M_{кр1}$, Нм	$M_{кр2}$, Нм
0,249	22 724	-3863

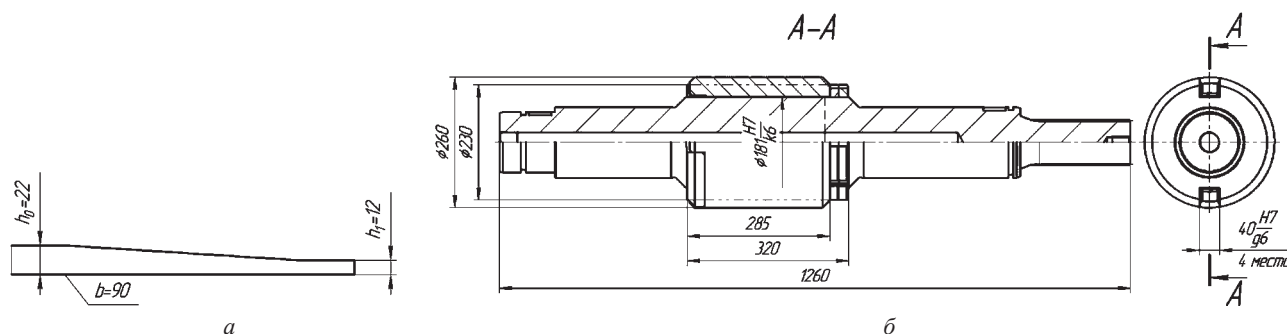


Рис. 2. Эскиз одной ветви полосы малолистовой рессоры (а) и бандажированного вала (б)

Крутящий момент на ведомом валке $M_{кр2}$ имеет отрицательное значение, поскольку на поверхности контакта металла и валка преобладает зона опережения над зоной отставания и энергия передается от полосы к валку. В данном случае отрицательный знак крутящего момента оказывает негативное влияние и приводит к проскальзыванию ведомого валка по полосе и остановке процесса прокатки. Устранить негативное влияние крутящего момента при асимметричной прокатке можно применением переднего натяжения полосы. Схема прокатки с передним натяжением T показана на рис. 3.

Стабильность процесса асимметричной прокатки с передним натяжением полосы будет обеспечена при соблюдении условия

$$TR \geq M_{кр2}, \quad (9)$$

где T – сила переднего натяжения прокатываемой полосы.

С учетом выражения (8) получим зависимость для определения усилия переднего натяжения

$$T = 2fbR \left(\frac{\alpha^2}{f} - \alpha \right) \sigma_s. \quad (10)$$

Рассчитаем величину усилия переднего натяжения при прокатке полосы малолистовой рессоры (см. рис. 2, а) за один проход в валках:

$$T = 2 \cdot 0,3 \cdot 90 \cdot 130 \left(\frac{0,249^2}{0,3} - 0,249 \right) \cdot 100 = 29,7 \text{ кН}.$$

Для задания скоростей вращения ведущего и ведомого валков необходимо знать рассогласование их скоростей при асимметричной прокатке. Определим величину относительного скольжения (опережения) полосы в валках при асимметричной прокатке, используя выражение [1]:

$$s = \frac{V_1 - V_2}{V_1}, \quad (11)$$

из которого получаем

$$V_2 = V_1(s + 1). \quad (12)$$

С другой стороны, рассогласование скоростей можно определить, используя известное выражение [1]:

$$s = \frac{\gamma^2 R}{h_1}, \quad (13)$$

где h_1 – конечная толщина полосы.

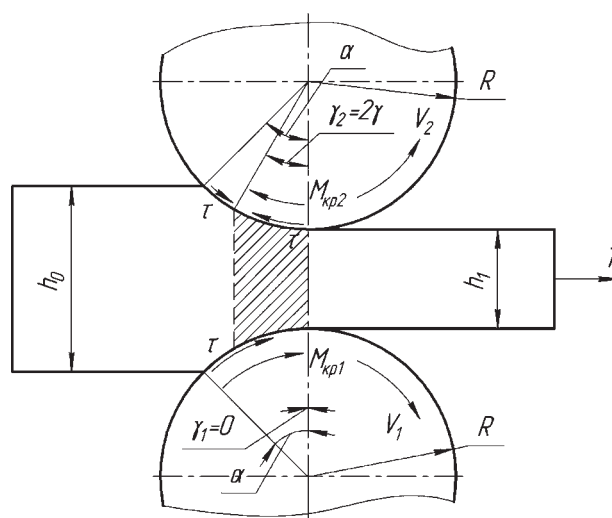


Рис. 3. Схема прокатки с передним натяжением полосы

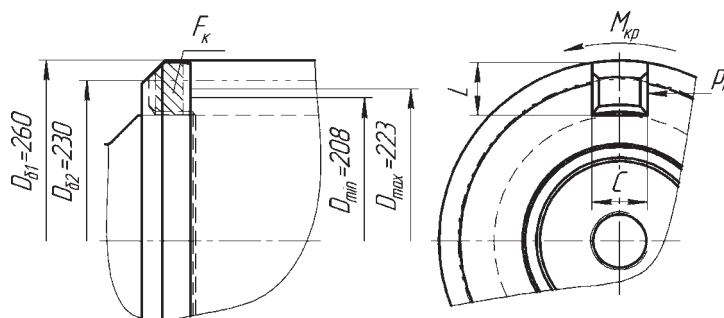


Рис. 4. Схема для определения нормальных давлений на контактных поверхностях составного вала

При прокатке полосы малолистовой рессоры (см. рис. 2, а) за один проход в валках относительное скольжение на ведомом валке составит при $\gamma_2 = 0,073$

$$s = \frac{0,073^2 \cdot 130}{12} = 0,058.$$

Из выражения (11) находим зависимость между скоростями ведущего и ведомого валков

$$V_2 = V_1(1 - s). \quad (14)$$

Для определения величин скоростей валков задаемся скоростью вращения ведущего вала и из выражения (14) рассчитаем скорость ведомого вала. Рассогласование скоростей (коэффициент рассогласования скоростей) можно найти, используя выражение [4]:

$$k_V = \frac{V_1}{V_2}. \quad (15)$$

В связи с наличием рассогласования скоростей валков на ведомом валке появляется протяженная зона опережения и возникает скольжение металла в этой зоне, что приводит к существенному износу самого вала. С целью обеспечения ремонтпригодности валков предложена их конструкция в виде бандажированного вала. Как видно из рис. 4, на бандаже выполнены прямоугольные выступы, входящие при сборке в пазы на фланце вала и воспринимающие номинальный крутящий момент в процессе прокатки.

В данном случае для анализа работоспособности составного вала необходимо определить максимальное и минимальное нормальные напряжения, возникающие на поверхностях контакта выступов бандажа и пазов вала (рис. 4). При этом максимальное нормальное напряжение находим при минимальном диаметре бандажа $D_{62} = 230$ мм после переточки во время ремонта, а минимальное – при диаметре $D_{61} = 260$ мм.

Нормальное напряжение на поверхности контакта выступа бандажа и паза вала в процессе прокатки с номинальным крутящим моментом (см. таблицу) определим из выражения [6]

$$p_K = \frac{2M_{KP}}{DF_K}, \quad (16)$$

где M_{KP} – номинальный крутящий момент на валках; D – максимальный и минимальный диаметр бандажа по средней линии выступа; F_K – площадь контактной поверхности выступа бандажа и паза вала.

Окончательно рассчитаем нормальное напряжение на площадке контакта одного выступа:

для нового бандажа $F_{K1} = 727,7$ мм²:

$$p_{K1} = \frac{2M_{KP}}{D_{max}F_{K1}} = \frac{2 \cdot 22,724 \cdot 10^6}{223 \cdot 727,7} = 280 \text{ МПа};$$

для переточенного бандажа $F_{K2} = 483,4$ мм²:

$$p_{K2} = \frac{2M_{KP}}{D_{min}F_{K2}} = \frac{2 \cdot 22,724 \cdot 10^6}{208 \cdot 483,4} = 452 \text{ МПа}.$$

Поскольку для термообработанной инструментальной легированной стали (для примера возьмем сталь 5ХНВ) допустимое напряжение на смятие $[\sigma_{см}] = 1560$ МПа [6], то, очевидно, что соблюдается

условие $p_k < [\sigma_{cm}]$ и, следовательно, прочность предложенного соединения бандажа с одним выступом и вала с одним пазом будет обеспечена.

Далее рассчитаем прочность соединения бандажа и вала на срез в процессе прокатки с номинальным крутящим моментом, используя выражение [6]:

$$\sigma_{ср} = \frac{2M_{кр}}{DLC} \leq [\sigma_{ср}], \quad (17)$$

где L , C – соответственно высота и толщина выступа бандажа; $[\sigma_{ср}]$ – допустимое напряжение на срез материала бандажа.

Принимаем в качестве исходного данного для расчетов параметр $C = 40$ мм. Окончательно определим прочность соединения бандажа и вала на срез для одного выступа:

для нового бандажа $L_1 = 38$ мм:

$$\sigma_{ср1} = \frac{2M_{кр}}{D_{max}L_1C} = \frac{2 \cdot 22,724 \cdot 10^6}{223 \cdot 38 \cdot 40} = 134 \text{ МПа};$$

для переточенного бандажа $L_2 = 23$ мм:

$$\sigma_{ср2} = \frac{2M_{кр}}{D_{min}L_2C} = \frac{2 \cdot 22,724 \cdot 10^6}{208 \cdot 23 \cdot 40} = 238 \text{ МПа}.$$

Допустимое напряжение на срез материала бандажа (сталь 5ХНВ) составляет $[\sigma_{ср}] = 1350$ МПа [6]. Сравнивая полученные данные, можно утверждать, что соблюдается условие $\sigma_{ср} < [\sigma_{ср}]$ и, следовательно, прочность на срез предложенного соединения бандажа с одним выступом и вала с одним пазом также будет обеспечена.

Для обеспечения симметричности нагрузки на бандаже предложено использовать по два радиально расположенных выступа на бандаже и два паза на валу.

Выводы

Проведен расчет номинальных крутящих моментов на валках при асимметричной прокатке полос малолистовых рессор. Для стабилизации процесса прокатки предложено использовать переднее натяжение и определена минимальная его величина. Рассчитано рассогласование окружных скоростей ведущего и ведомого валков. Предложена конструкция составного бандажированного валка с двумя выступами на бандаже и двумя пазами на валу. Произведена проверка на смятие и на срез выступов на бандаже. Прочность конструкции обеспечена.

Литература

1. Выдрин В. Н. Динамика прокатных станов. Свердловск: Metallurgizdat, 1960. 255 с.
2. Степаненко А. В. Кинематические и силовые параметры прокатки с критическим рассогласованием окружных скоростей валков / А. В. Степаненко, Ю. В. Карпицкий, Л. А. Смирнова // Докл. НАН Беларуси. 1999. Т. 43, № 5. С. 111–113.
3. Степаненко А. В. Прокатка полос с критическим рассогласованием окружных скоростей валков / А. В. Степаненко, Л. А. Исаевич, Ю. В. Карпицкий, Л. А. Смирнова // «Технология 99»: Материалы 6-й Междуна. науч.-техн. конф. Братислава (Словакия). 1999. Ч. 1. С. 417–420.
4. Степаненко А. В. Прокатка полос переменного профиля / А. В. Степаненко, В. А. Король, Л. А. Смирнова. Гомель: ИММС НАН Беларуси, 2001. 180 с.
5. Третьяков А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: Справ. / А. В. Третьяков, А. И. Зюзин. М: Металлургия, 1973. 223 с.
6. Руководящий документ 37.002.0490–86 «Конструирование штампов листовой штамповки». НПО «ГНИИТавтопром», 1987. 329 с.

References

1. Vydrin V. N. *Dinamika prokatnyh stanov* [Dynamics of rolling mills]. Sverdlovsk, Metallurgizdat Publ., 1960, 255 p.
2. Stepanenko A. V., Karpickij Ju. V., Smirnova L. A. Kinematicheskie i silovye parametry prokatki s kriticheskim rassoglasovaniem okružnyh skorostej valkov [Kinematic and force parameters of rolling with the critical misalignment of the circumferential speeds of the rolls]. *Doklady NAN Belarusi = Reports of the National Academy of Sciences of Belarus*, 1999, vol. 43, no. 5, pp. 111–113.
3. Stepanenko A. V., Isaevich L. A., Karpickij Ju. V., Smirnova L. A. Prokatka polos s kriticheskim rassoglasovaniem okružnyh skorostej valkov [The rolling of a strip with the critical misalignment of the circumferential speeds of the rolls]. «*Tehnologija 99*» *Materialy 6-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii = «Technology 99» Materials of 6th International scientific-technical conference*. Bratislava (Slovakia), 1999, p. 1, pp. 417–420.

4. Stepanenko A. V., Korol' V. A., Smirnova L. A. *Prokatka polos peremennogo profilja* [The rolling of a strip with variable profile]. Gomel, Institute of Mechanics of Metal-Polymer Systems of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2001, 180 p.
5. Tret'jakov A. V., Zjuzin A. I. *Mehanicheskie svojstva metallov i spлавov pri obrabotke davleniem: Spravochnik* [Mechanical properties of metals and alloys under pressure treatment: a Handbook]. Moscow, Metallurgy Publ., 1973, 223 p.
6. Rukovodjashhij dokument 37.002.0490–86. *Konstruirovaniye shtampov listovoj shtampovki* [Guidance document 37.002.0490-86. Design of dies for sheet forming]. Moscow, Scientific-production Union state scientific-research Institute of automobile industry Publ., 1987, 329 p.

2016 МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА

ПРОМЫШЛЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ,
МЕТАЛЛООБРАБОТКИ И ЛИТЬЯ



25-27
ОКТАБРЯ
2016  **КИЕВ
ЭКСПО
ПЛАЗА**

М. НИВКИ, УЛ. САЛЮТНАЯ, 2Б

ВПЕРВЫЕ В КИЕВЕ



МАШПРОМ



ЛитЭкс

ООО Экспо-центр «МЕТЕОР»™
+38 (056) 373-93-72, +38 (067) 639-86-79
mashprom@expometeor.com
litex@expometeor.com





УДК 621.762.92

Поступила 08.08.2016

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА НАНОДИСПЕРСНЫХ МОДИФИКАТОРОВ ПРИ ИНДУКЦИОННОМ НАГРЕВЕ ШИХТЫ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВ ОЛОВЯННЫХ БРОНЗ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЯЕМЫХ ПОКРЫТИЙ

USE OF CHEMICAL SYNTHESIS OF NANODISPERSE MODIFIERS AT INDUCTION HEATING OF FURNACE CHARGE ON THE BASIS OF POWDERS TIN BRONZE FOR HARDENING AND INCREASE OF TRIBOTECHNICAL PROPERTIES OF THE FUSE-ON COVERINGS

И. А. СОСНОВСКИЙ, ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»,
г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12,

О. О. КУЗНЕЧИК, Р. П. ГОЛОДОК, ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Платонова, 41. E-mail: oleg-kuznechik@yandex.ru

К. Е. БЕЛЯВИН, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр-т Независимости, 65

I. A. SOSNOVSKY, SSE «The joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of
Belarus», Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str.

O. O. KUZNECHIK, R. P. GOLODOK, SSE «Institute of powder metallurgy», Minsk, Belarus, 41, Platonova str.
E-mail: oleg-kuznechik@yandex.ru

K. E. BELYAVIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

На примере индукционной центробежной наплавки шихты из порошков оловянной бронзы (90–100% от общей массы) и промежуточного продукта (бемита) показана возможность упрочнения покрытий с помощью химического синтеза нанодисперсных модификаторов (Al_2O_3) в процессе нагрева и перехода в жидкофазное состояние наплавочного материала. Представлено обоснование о необходимости использования в составе шихты промежуточного продукта более крупной фракции, чем синтезируемые из него нанодисперсные модификаторы, если такая шихта получается механическим смешиванием и подвергается действию центробежных сил. Приведены результаты металлографических исследований и триботехнических испытаний покрытий, полученных из порошков оловянной бронзы и бемита в процессе индукционной центробежной наплавки на температурных режимах, способствующих синтезу $\alpha-Al_2O_3$.

Through the example of an induction centrifugal overlay welding of furnace charge from powders of tin bronze (90–100% of total lump) and an intermediate product (boehmite) the possibility of hardening of the coverings by means of chemical synthesis of nanodisperse modifiers (Al_2O_3) in the course of heating and transition to a liquid-phase condition of coating material is shown. Reasons about necessity to use in furnace charge of an intermediate product of larger fraction, than the nanodisperse modifiers synthesized from it are provided, if such furnace charge is produced by mechanical mixing and is affected by centrifugal forces. Results of metalgraphical researches and tribotechnical testing of the coverings received from powders of tin bronze and a boehmite in the course of an induction centrifugal overlay welding on the temperature conditions promoting synthesis $\alpha-Al_2O_3$ are given.

Ключевые слова. Индукционная центробежная наплавка, порошки оловянной бронзы, синтез нанодисперсных модификаторов, упрочнение.

Keywords. Induction centrifugal overlay welding, powders of tin bronze, synthesis of nanodisperse modifiers, hardening.

Введение. Индукционная центробежная наплавка порошков оловянных бронз (ГОСТ 613-79) достаточно широко используется в машиностроении и сварочном производстве для получения или восстановления изношенных антифрикционных и износостойких покрытий подшипников скольжения, способных

работать в условиях повышенного нагружения и ограниченной подачи смазки [1–3]. При осуществлении такой наплавки, как правило, выполняются четыре основные операции: формирование центробежными силами порошкового слоя на внутренней поверхности стальной обоймы, ее индукционный нагрев до температур плавления сформованного порошкового слоя, изотермическая выдержка, при которой происходит плавление и формирование жидкофазных покрытий, а также кристаллизация, обеспечивающая переход этих покрытий в твердотельное состояние.

Известно [3–7], что если в металлическом расплаве присутствуют нанодисперсные твердые и тугоплавкие частицы, представляющие после кристаллизации твердые включения, некогерентные металлической матрице и по отношению к ней недеформируемые, то в момент перехода металлических расплавов такие включения образуют центры кристаллизации, способствующие получению покрытий с мелкозернистой структурой. Благодаря некогерентности твердые включения также способны формировать стопоры как внутри, так и вдоль границ зерен, которые препятствуют продвижению и распространению краевых и винтовых дислокаций. Благодаря такой модификации наплавленные покрытия по отношению к аналогичным, но не имеющим твердых включений покрытиям, обладают повышенной как прочностью, так и сопротивляемостью длительному воздействию достаточно высоких циклических термомеханических нагрузок. Все это позволяет относить данные покрытия к дисперсно-упрочненным материалам, а содержащиеся в них твердые включения считать нанодисперсными модификаторами (НДМ). Следует ожидать [5–8], что наплавка порошков с определенным количеством НДМ, к числу которых также относится и индукционная центробежная наплавка порошков на основе оловянных бронз, будет способствовать дисперсному упрочнению антифрикционных и износостойких покрытий, и повышению их триботехнических свойств. Однако при определении оптимального количества содержания в наплавочной шихте основного порошка и твердых включений (или промежуточного продукта, образующего эти включения при наплавке) следует учитывать, что некогерентные металлической матрице НДМ являются в ней концентраторами внутренних напряжений, а их повышенное содержание может приводить к обратному эффекту – разупрочнению модифицированных покрытий. Необходимо также учитывать и то, что при подготовке наплавочной шихты механическим смешиванием из-за высокой удельной поверхности равномерному распределению НДМ в металлическом порошке будет препятствовать механолегирование [9], а при индукционной центробежной наплавке также будут препятствовать этому ее скоротечность и действующие центробежные силы. Это может привести к образованию отдельных зон с повышенным содержанием НДМ, способствующих в итоге общему снижению прочности наплавленных покрытий. Учитывая, что эффект механолегирования снижается по мере увеличения размеров взаимодействующих частиц, целью работы является:

- выбор промежуточного продукта, состоящего из частиц тонкодисперсной фракции, который может быть использован в процессе индукционной центробежной наплавки для получения химическим синтезом НДМ;
- исследование на примере порошков оловянной бронзы для определения относительного содержания промежуточного продукта в наплавочной шихте, обеспечивающего синтез в процессе индукционной центробежной наплавки необходимого количества НДМ, способствующего дисперсному упрочнению наплаваемых антифрикционных и износостойких покрытий, а также повышению их триботехнических свойств.

Выбор промежуточного продукта, подготовка исходной шихты на основе порошка оловянистой бронзы, методики индукционной центробежной наплавки, исследования структуры и триботехнических свойств получаемых покрытий. Некогерентными и недеформируемыми по отношению к антифрикционным материалам и покрытиям, получаемым наплавкой порошков оловянных бронз, могут являться наноразмерные частицы тугоплавких оксидов, нитридов, боридов и карбидов, а также частицы металлов, которые не взаимодействуют с матрицей порошкового материала и по отношению к ней обладают повышенной твердостью. Примером таких частиц могут быть наноразмерные оксиды алюминия, которые в определенных количествах могут при наплавке выступать в качестве НДМ.

Как показал анализ работ [3–8], в качестве НДМ, способствующих дисперсному упрочнению металлических сплавов, могут использоваться нанодисперсные частицы тугоплавких оксидов, нитридов, боридов и карбидов. Однако при наплавке на воздухе необходимо принимать во внимание, что расплавы металлов, имеющие меньшее сродство к кислороду, чем металлы оксидов, боридов, нитридов и карбидов, составляющие основу НДМ, обычно слабо смачивают эти соединения. Например, по отношению к наплаваемой оловянистой бронзе таким НДМ может являться оксид алюминия, который в зависимо-

сти от структуры кристаллической решетки может иметь различные модификации (α - Al_2O_3 , θ - Al_2O_3 , γ - Al_2O_3 , χ - Al_2O_3 , включая δ - Al_2O_3), из которых наибольшей смачиваемостью металлами обладает α - Al_2O_3 [6]. Наиболее распространенная схема его получения [6, 10, 11] приведена на рис. 1. Из рисунка видно, что в качестве промежуточного продукта для химического синтеза НДМ, входящего в состав наплавочной шихты, могут использоваться измельченные до тонкодисперсного состояния состоящие в основном из комплексных соединений в виде оксидов и гидроксидов алюминия природные минералы в виде байерита, бемита, гиббсита и диаспора, причем последний относится к полудрагоценным камням. Учитывая ценную значимость диаспора, возможные температурные превращения (рис. 1) байерита и гиббсита, а также возникающие температурные режимы в контактирующих телах при механическом измельчении до тонкодисперсного состояния, следует полагать, что наиболее вероятным промежуточным продуктом промышленного применения для получения химическим синтезом НДМ будет бемит. Его также можно получить и из водной суспензии тонкодисперсного порошка алюминия путем ее распыления в реакторе при температурах 250–300 °С и давлениях 10–15 МПа, которые обеспечивают протекание реакции химического синтеза:



По сравнению с механическим размолом такой способ получения промежуточного продукта позволяет при наплавке получать из него максимальное количество НДМ с минимальным количеством посторонних примесей.

На рис. 2 приведена схема, согласно которой при исследовании осуществлялась индукционная центробежная наплавка шихты из оловянной бронзы и промежуточного продукта в виде бемита для определения возможности химического синтеза в необходимом количестве НДМ, способствующем дисперсному упрочнению наплавляемых антифрикционных и износостойких покрытий, а также повышению их триботехнических свойств.

Индукционная центробежная наплавка осуществлялась на установке ОИМ НАН Беларуси, включающей генератор мощностью до 60 кВт тока высокой (66 кГц) частоты (ТВЧ) типа ВЧГ2–60/0,066 (ОАО «Новозыбковский завод «Индуктор»», Россия), многовитковой индуктор, а также электромеханический привод вращения с регулируемой частотой до 3000 об/мин.

При подготовке наплавочной шихты в качестве основы использовали сферические порошки оловянной бронзы БрО10Ф1 (ГОСТ 613-79) фракции 63–125 мкм, а в качестве промежуточного продукта – полученный из водной суспензии порошка алюминия ПА-1 (ГОСТ 5494-95) с помощью реакций (1) и (2) химического синтеза. Для повышения содержания в этом продукте бемита при осуществлении реакций химического синтеза поддерживалось относительное соотношение реагирующих веществ (Al и H_2O) в пределах 1/8–1/7. При проведении исследований использовали различные образцы наплавочной шихты, в которых относительно их общей массы с шагов в 1% постепенно увеличивалось содержание промежуточного продукта от 0 до 10%. Используемые температурные режимы индукционной центробежной наплавки такой шихты приведены на рис. 3. Предполагалось [7], что эти температурные режимы в диапазоне 300–600 °С обеспечат получение наноксидов модификации γ - Al_2O_3 за счет следующих возможных реакций химического разложения:

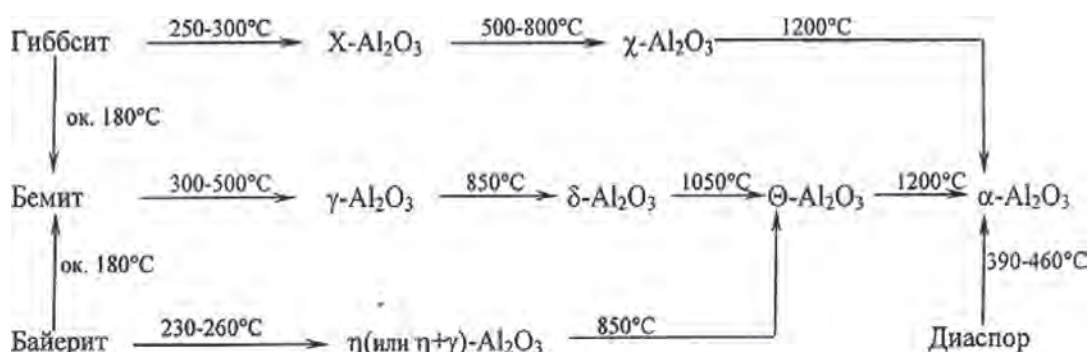


Рис. 1. Получение α - Al_2O_3 из промежуточного продукта

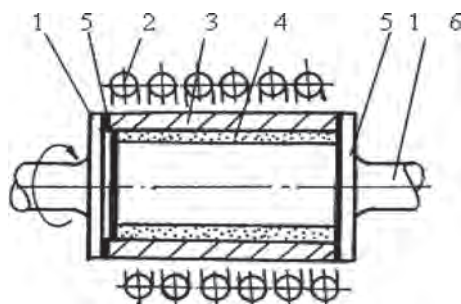


Рис. 2. Схема проведения индукционной центробежной наплавки: 1 – прижимные крышки; 2 – индуктор; 3 – деталь; 4 – припекаемый порошок; 5 – прокладки; 6 – собственная ось детали

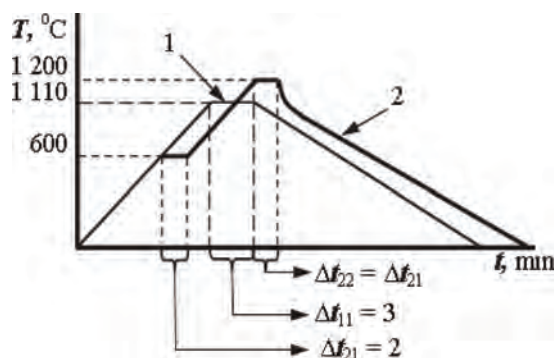


Рис. 3. Температурные режимы индукционной центробежной наплавки: 1 – шихта без промежуточного продукта; 2 – шихта с промежуточным продуктом; Δt_{11} – наплавка шихты без промежуточного продукта; Δt_{21} – разложение промежуточного продукта с выделением НДМ (Al_2O_3); Δt_{22} – наплавка шихты с НДМ (Al_2O_3)

а при достижении температуры 1200 °C обеспечат переход наноксидов модификации $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ в модификацию $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Индукционная центробежная наплавка порошковой шихты осуществлялась на внутренние поверхности стальной обоймы. Для задания и поддержания указанного температурного режима (рис. 3) в состав технологической установки были введены микропроцессорный программный регулятор типа ТРМ 151 (ООО «Овен», Россия), а также пирометр типа АПИР-С (НПО «Спектр», Россия).

Оборудование и методика для проведения исследований наплавленных покрытий, полученные результаты и их анализ. Исследование структуры материала наплавленных покрытий осуществляли методом металлографического контроля [12–14] с помощью оптического металлографического микроскопа MeF 3 (Reichert, Inc., Австрия) при 250-кратном увеличении. При проведении механических испытаний наплавленных покрытий использовали оборудование, позволяющее определить твердость, микротвердость и триботехнические свойства наплавленных покрытий, а также твердомер ТР5004 (экспериментальный завод «Импульс», Россия), микротвердомер ПТМ-3М (ОАО «ЛОМО», Россия), машину трения МТ-2 (СССР) и лабораторные аналитические весы ViBRA серии AF (производитель Shinko Denshi Co. Ltd., Япония). Определение триботехнических свойств наплавленных покрытий проводили при скорости скольжения 5 м/с, контактном усилии 20 Н и длине пробега 10 км.

Результаты металлографического контроля и механических испытаний наплавленных покрытий приведены на рис. 4, 5 и в таблице.

Из рис. 4 видно, что полученные после индукционной центробежной наплавки шихты без промежуточного продукта или с промежуточным продуктом в количествах, не превышающих 2%, покрытия имели дендритную (рис. 4, а) структуру, характерную для оловянистой бронзы. Это позволяет полагать, что в ней содержались эвтектоиды ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$) $\alpha + \beta$ -фазы (светлые участки на рис. 4, а), однако в целом материал наплавленных покрытий состоял из однородного α -твердого (темные участки на рис. 4) раствора.

Внесение в шихту промежуточного продукта свыше 2% способствовало (рис. 4, б) размыванию ее дендритной структуры.

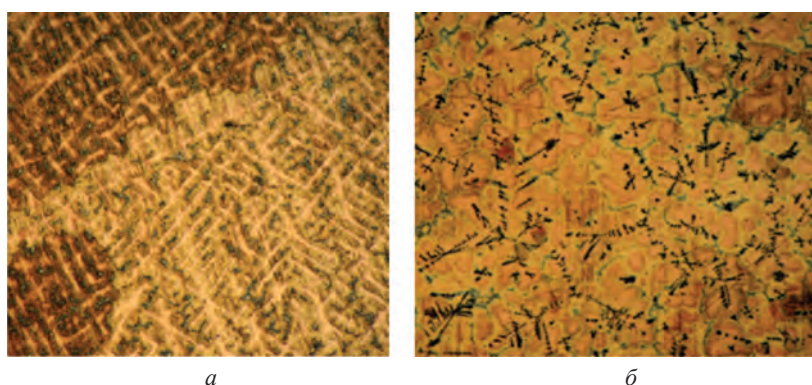


Рис. 4. Макроструктура исследуемых покрытий: а – из шихты без промежуточного продукта и с его содержанием в количестве до 2%; б – из шихты с промежуточным продуктом в количестве от 2–10%

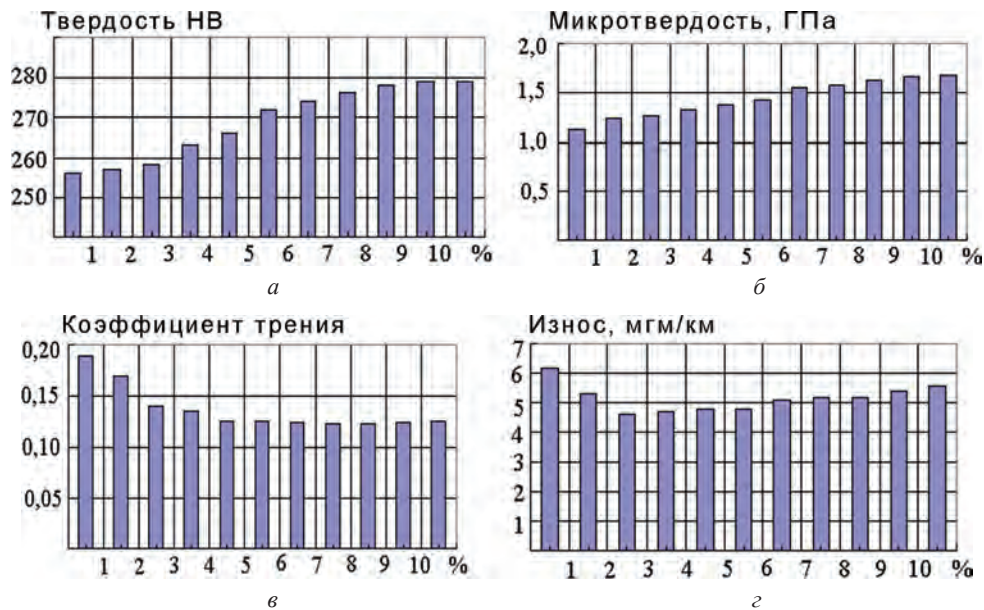


Рис. 5. Изменение твердости (а), микротвердости (б), коэффициента трения (в) и износостойкости (г) в зависимости от содержания в шихте промежуточного продукта

Результаты механических испытаний наплавленных покрытий

Показатель	Относительное содержание промежуточного продукта в шихте, %										
	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Бемит											
Твердость НВ	256	257	258	263	266	272	274	276	278	279	279
Микротвердость, ГПа	1,13	1,24	1,26	1,32	1,38	1,43	1,56	1,58	1,63	1,66	1,68
Коэффициент трения	0,19	0,17	0,14	0,14	0,13	0,13	0,13	0,14	0,14	0,14	0,14
Износ, мг/км	6,2	5,3	4,6	4,7	4,8	4,8	5,1	5,2	5,2	5,4	5,6

Из рис. 5 и таблицы видно, что постепенное увеличение содержания промежуточного продукта в наплавочной шихте от 1 до 10% способствовало постепенному увеличению содержания НДМ в материале наплавленных покрытий от 0,5–0,6 до 5–6%. Результатом этого стало, с одной стороны, снижение у наплавленных покрытий коэффициента трения до 26%, а с другой – повышение их микротвердости до 48%, твердости до 9% и износостойкости на 22–23%. Однако при этом максимальной износостойкостью обладали покрытия, полученные из наплавочной шихты с содержанием промежуточного продукта на уровне 3–4%, что соответствовало содержанию НДМ на уровне 0,5–1,5%. Постепенному снижению износостойкости при дальнейшем увеличении содержания промежуточного продукта могло способствовать то, что содержание в расплаве синтезированного из него НДМ стало превышать 2%, а это, в свою очередь, после кристаллизации привело к образованию количества концентраторов напряжения, что, в итоге, способствовало постепенному снижению эффекта их дисперсного упрочнения.

Выводы

1. На примере индукционной центробежной наплавки шихты на основе порошков оловянной бронзы и добавленного промежуточного продукта химического синтеза НДМ показана возможность его практического осуществления в процессе нагрева и перехода в жидкофазное состояние наплавочного материала.

2. Использование промежуточного продукта химического синтеза, имеющего более крупную фракцию, чем НДМ, из-за снижения эффекта механолегирования, возникающего при механическом смешивании компонентов наплавочной шихты, способствует относительно равномерному распределению синтезированного НДМ в наплавленном материале. Несмотря на то что НДМ в силу некогерентности матрицы наплаваемых металлических покрытий являются концентраторами напряжений, при определенном их количестве достигается дисперсно-фазовое упрочнение и, как результат, повышение триботехнических свойств антифрикционных и износостойких покрытий. Причем такое повышение прочностных и триботехнических свойств возможно даже в том случае, когда НДМ плохо смачиваются металлическим расплавом.

Литература

1. Воловик Е. П. Справочник по восстановлению деталей. М.: Колос, 1980. 351 с.
2. Дорожкин Н. Н. Центробежное припекание порошковых покрытий при переменных силовых воздействиях / Н. Н. Дорожкин [и др.]. Минск: Наука і тэхніка, 1993. 159 с.
3. Белявин К. Е. Индукционный нагрев в процессах центробежного нанесения покрытий / К. Е. Белявин, И. А. Сосновский, А. Л. Худoley // Вестн. фонда фундаментальных исследований. 2013. № 3(36). С. 70–87.
4. Иванова В. С. Введение в междисциплинарное наноматериаловедение. М.: САЙНС ИРЕСС, 2005. 206 с.
5. Пенкин Н. С. Основы трибологии и триботехники / Н. С. Пенкин, А. Н. Пенкин, В. М. Сербин. М.: Машиностроение, 2008. 206 с.
6. Витязь П. А. Функциональные материалы на основе наноструктурированных порошков оксида алюминия / П. А. Витязь [и др.]. Минск: Беларуская навука, 2010. 183 с.
7. Толчев А. В. Фазовые и структурные превращения оксидных соединений алюминия с различной степенью дисперсности // Вестн. Челябин. гос. ун-та. Физика. 2011. № 39(254). Вып. 12. С. 24–29.
8. Артемьев А. А. Влияние микрочастиц диборида титана и наночастиц карбонитрида титана на структуру и свойства наплавленного металла / А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 12. С. 32–37.
9. Ловшенко Ф. Г. Влияние термодинамического фактора на фазово-структурные превращения, протекающие при механическом легировании композиционной системы «основной металл – легирующий оксид – легирующий металл с высоким сродством к кислороду» / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко // Литье и металлургия. 2015. № 3 (80). С. 83–92.
10. Мазалов Ю. А. Алумооксидные порошковые наноматериалы конструкционного и функционального назначения / Ю. А. Мазалов, Л. В. Судник, А. В. Берш // Нанотехнологии – производству 2012: тр. VIII науч.-практ. конф., 4–6 апр. 2012 г., Фрязино. М., 2012. С. 167–177.
11. Ахметов Н. С. Общая и неорганическая химия. М.: Академия, 2001. 743 с.
12. Уткин Н. И. Металлургия цветных металлов. М.: Металлургия, 1985. 440 с.
13. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
14. Козачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 416 с.

References

1. Volovik E. P. *Spravochnik po vosstanovleniju detalej* [Reference to rebuild parts]. Moscow, Kolos Publ., 1980, 351 p.
2. Dorozhkin N. N. *Centrobezhnoe pripekanie poroshkovykh pokrytij pri peremennykh silovykh vozdeystviyakh* [Centrifugal sintering of powder coatings with variable power actions]. Minsk, Navuka i tehnika Publ., 1993, 159 p.
3. Beljavin K. E., Sosnovskij I. A., Hudoley A. L. Indukcionnyj nagrev v processah centrobezhnogo nanosenija pokrytij [Induction heating processes centrifugal coating]. *Vestnik fonda fundamental'nyh issledovanij = Herald Foundation for Basic Research*, 2013, no. 3(36), pp. 70–87.
4. Ivanova V. C. *Vvedenie v mezhdisciplinarnoe nanomaterialovedenie* [Introduction to the interdisciplinary nanomaterials]. Moscow, SAJNS – IRESS Publ., 2005, 206 p.
5. Penkin N. S., Penkin A. N., Serbin V. M. *Osnovy tribologii i tribotekhniki* [Fundamentals of Tribology and tribotechnology]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2008, 206 p.
6. Vitjaz' P. A. *Funkcional'nye materialy na osnove nanostrukturirovannykh poroshkov oksida aljuminija* [Functional materials based on nanostructured alumina powders]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2010, 183 p.
7. Tolchev A. V. Fazovye i strukturnye prevrashhenija oksidnykh soedinenij aljuminija s razlichnoj stepen'ju dispersnosti [Phase and structural transformations aluminum oxide compounds with varying degrees of fineness]. *Vestnik Cheljabinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2011, no. 39(254), *Fizika*. Vyp. 12, pp. 24–29.
8. Artem'ev A. A., Sokolov G. N., Lysak V. I. Vlijanie mikrochastich diborida titana i nanochastich karbonitrida titana na strukturu i svoystva naplavlennogo metalla [Influence of microparticles and nanoparticles of titanium diboride of titanium carbonitride on the structure and properties of the deposited metal]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals*, 2011, no. 12, pp. 32–37.
9. Lovshenko F. G. Lovshenko G. F. Vlijanie termodinamicheskogo faktora na fazovo-strukturnye prevrashhenija, protekajushhie pri mehanicheskom legirovanii kompozicionnoj sistemy «osnovnoj metall – legirujushhij oksid – legirujushhij metall s vysokim srodstvom k kislorodu» [The influence on the thermodynamic factors phase-structural changes that occur during mechanical alloying composition system «base metal – oxide doped – doping metal with high oxygen affinity». *Lit'e i metallurgija = Foundry Production and Metallurgy*, 2015, no. 3 (80), pp. 83–92.
10. Mazalov Ju. A., Sudnik L. V., Bersh A. V. Aljumooksidnye poroshkovye nanomaterialy konstrukcionnogo i funkcional'nogo naznachenija. Nanotekhnologii – proizvodstvu 2012 [Aluminum oxide powder nanomaterials structural and functional purpose / // Nanotechnology – Production 2012:]. *Trudy VIII nauchno-prakticheskoy konferencii (4–6 aprelja 2012 g., Frjazino) = Proceedings of the VIII scientific conference (April 4–6, 2012, Fryazino)*. ZAO «Koncern Nanoindustrija» Publ., 2012, pp. 167–177.
11. Ahmetov N. S. *Obshhaja i neorganicheskaja himija* [General and Inorganic Chemistry]. Moscow, Akademiya Publ., 2001, 743 p.
12. Utkin N. I. *Metallurgija cvetnykh metallov* [Non-Ferrous Metallurgy]. Moscow, Metallurgija Publ., 1985, 440 p.
13. Kozachev B. A. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka cvetnykh metallov i splavov* [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys.]. Moscow, Metallurgija Publ., 1981, 416 p.



УДК 621.74

Поступила 25.04.2016

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОХЛАЖДЕНИЯ И РАЗМЕРА ЗАГОТОВКИ ПРИ ЛИТЬЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ НА СПОСОБНОСТЬ К ПОСЛЕДУЮЩЕМУ ТЕРМИЧЕСКОМУ УПРОЧНЕНИЮ ПОВЕРХНОСТИ INFLUENCE OF COOLING CONDITIONS AND THE SIZE OF STOCK MATERIAL DURING CASTING OF TOOL STEEL ON CAPABILITY TO THE SUBSEQUENT THERMAL HARD-FACING

В. Н. ФЕДУЛОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр-т Независимости, 65. Тел. +375-29-651-09-85

V. N. FEDULOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Tel. +375-29-651-09-85

Исследовано влияние условий охлаждения и размера отливки инструментальной стали 4Х5МФ1С на способность к упрочнению после высококого отпуска при температуре 500–650 °С. Дано сравнение с упрочнением поковок.

Influence of cooling conditions and the size of stock material of instrumental steel 4H5MF1S on capability to surface hardening after high-temperature tempering at 500–650 °C is investigated. Comparison with hardening of forgings is given.

Ключевые слова. Инструментальная сталь, литье, структура, ковка, твердость, высокий отпуск.

Keywords. Instrumental steel, casting, structure, forging, hardness, high-temperature tempering.

Элементы структуры, определяющие прочность твердого металла и образующиеся после заливки в форму и затвердевания жидкого металла при охлаждении на воздухе, должны быть более устойчивы при последующем отпуске по сравнению с элементами структуры, образующимися в твердом металле после деформации и также охлаждения на воздухе. То же самое относится и к условиям охлаждения металла при получении отливок: чем выше скорость охлаждения, тем более восприимчив твердый металл к своему упрочнению [1].

В связи с этим исследовали влияние условий охлаждения и размера заготовки при изготовлении отливок из инструментальной стали 4Х5МФ1С [2] на уровень ее упрочнения в поверхностных слоях и сравнивали его с поковками подобного размера. Для этого заготовки отливали в керамические изложницы, изменяя диаметр отливки от 33 до 63 и 83 мм при высоте, равной 150 мм и примерно одинаковом химическом составе стали. Для исследования влияния диаметра поковки на уровень упрочнения стали их ковали до диаметров 33 и 63 мм и высотой также 150 мм. Поковки изготавливали при примерно равных условиях и на одном и том же молоте. Масса падающих частей молота составляла 250 кг. Ковку производили по одной и той же схеме: осадка, а затем протяжка и доведение до требуемого размера. В табл. 1 приведены условия получения отливок и поковок при проведении исследования, а в табл. 2 – химический состав стали.

Таблица 1. Полуфабрикаты инструментальной стали и способы их получения

Номер марки стали	Марка стали	Вид	Способ получения полуфабриката
1	4Х5МФ1С	Поковка	Ковка до круга диаметром 33×150 мм, охлаждение после ковки на воздухе
2	4Х5МФ1С	Отливка	Литье в керамическую изложницу, диаметр 33×150 мм, быстрое охлаждение
3	4Х5МФ1С	Отливка	То же, но изложница утеплена в песке и охлаждение медленное
4	4Х5МФ1С	Поковка	Ковка на диаметр 63 мм и высотой 150 мм, охлаждение после ковки на воздухе
5	4Х5МФ1С	Отливка	Литье в утепленную керамическую изложницу, диаметр отливки 63 мм, высота 150 мм, охлаждение медленное
6	4Х5МФ1С	Отливка	То же, но диаметр отливки 83 мм, высота 150 мм

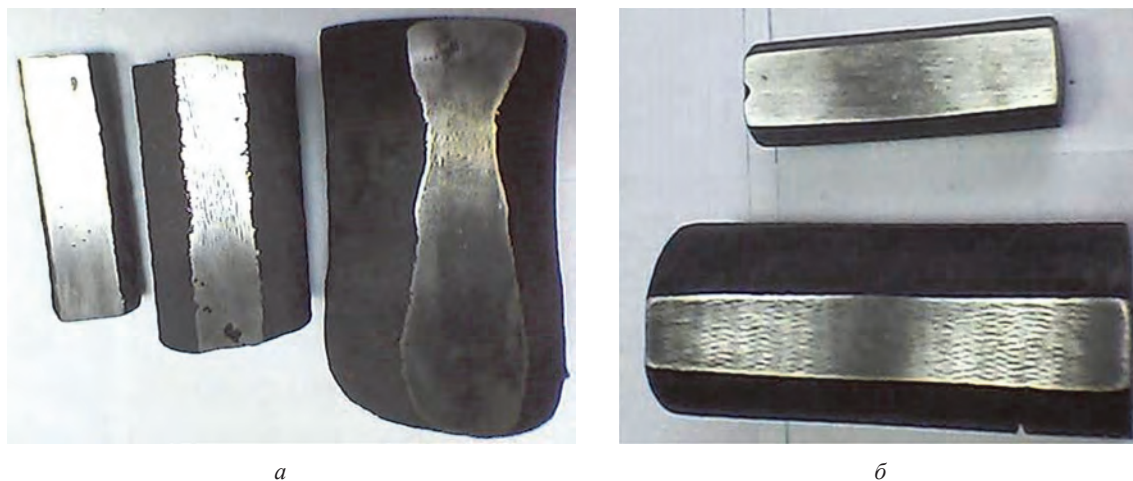


Рис. 1. Общий вид образцов отливок (а) диаметром 33, 63 и 83 мм и поковок (б) диаметром 33 и 63 мм, подвергавшихся исследованию для стали 4X5MΦ1C

Т а б л и ц а 2. Химический состав сталей у полуфабрикатов

Наименование полуфабриката и марка стали	Содержание элементов, %						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni
Поковки стали 4X5MΦ1C, № 1, 4	0,42	1,2	0,36	5,0	1,2	0,90	0,3
Отливки стали 4X5MΦ1C, № 2, 3, 5, 6	0,42	1,35	0,35	5,0	1,2	0,90	0,3

Т а б л и ц а 3. Механические свойства сталей у поверхности полуфабрикатов без термической обработки и после высокого отпуска

Номер стали	Твердость у поверхности HRC после отпуска при температуре, °C							
	Без термической обработки	500, 1,5 ч	525, 1,5 ч	550, 1,5 ч	575, 1,5 ч	600, 1,5 ч	625, 1,5 ч	650, 1,5 ч
1.	55	55	56	55–56	54	52	45–46	40–41
2.	55	56	58	57,5–58	55–56	54–55	50	45
3.	52–53	53–54	56–57	56–57		53–54	49–50	43,5–44
4.	52–53	54		55		50,5–51		39
5.	52–53	55		57		51,5–52		42–43
6.	52–53	55–56		57		51–52		39–40

В начале от отливок диаметром 33 и 60 мм и поковки диаметром 33 мм отрезали образцы длиной 100 мм и с противоположных сторон шлифовали «лыски» для замера твердости. Для поковки диаметром 63 мм и отливки диаметром 83 мм отрезку образцов не производили из-за технической сложности, а обеспечили только наличие «лысок» с двух сторон. Общий вид полученных образцов показан на рис. 1. Измеряли твердость сталей у поверхности полученных полуфабрикатов. Результаты приведены в табл. 3. Из таблицы видно, что твердость стали поковки (№ 1) и отливки (№ 2), быстроохлажденной в тонкостенной форме на воздухе при диаметре 33 мм, примерно равна и составляет около 55 HRC. Твердость стали у отливок, подвергнутых замедленному охлаждению диаметром 33, 63 и 83 мм, и поковки диаметром 63 мм также примерно одинакова – 52–53 HRC (№ 3, 5, 6 и 4).

После быстрого и медленного охлаждения литая сталь имеет схожее дендритное строение (рис. 2, 3). Однако после быстрого охлаждения 35% зерен дендритов имеет средний размер до 25 мкм и 35% – 150–175 мкм (рис. 2). После медленного охлаждения те же 35% зерен имеют средний размер 150–175 мкм, однако мелких зерен у дендритов стало меньше (рис. 3). Размеры дендритов приведены на рис. 4. Из рисунка видно, что размеры зерен колеблются в широком диапазоне значений, хотя максимальное количество зерен отвечает приведенным выше размерам.

В результате быстрого охлаждения в теле дендрита образуется структура стали мартенситного типа (рис. 5). Карбидная фаза не определяется. Междендритное пространство – видоизмененный феррит (субструктурированная светлая составляющая). На фоне видоизмененного феррита располагаются очень

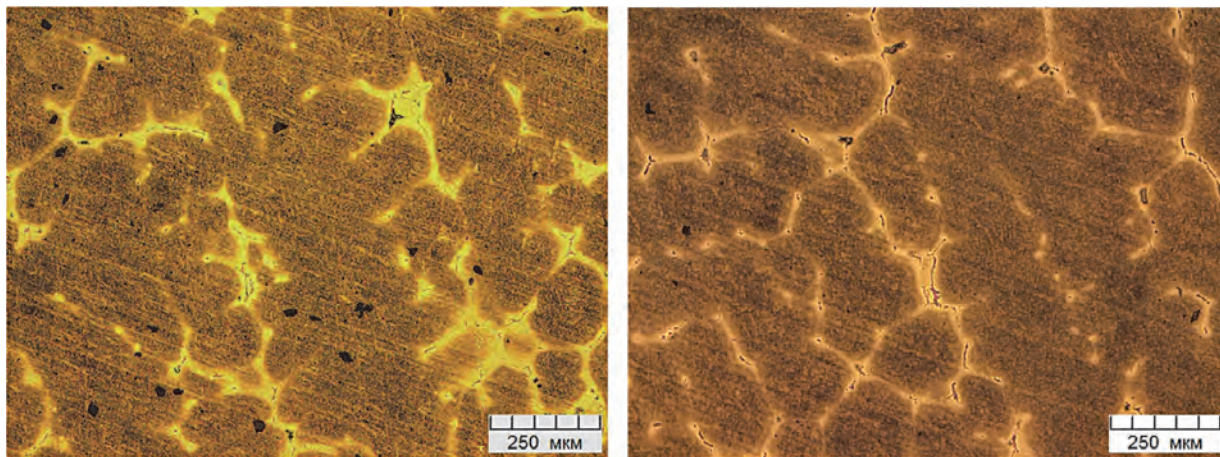


Рис. 2. Литая структура стали 4X5MФ1С в прибыльной части после быстрого охлаждения отливки 4X5MФ1С диаметром 33 мм и длиной 150 мм

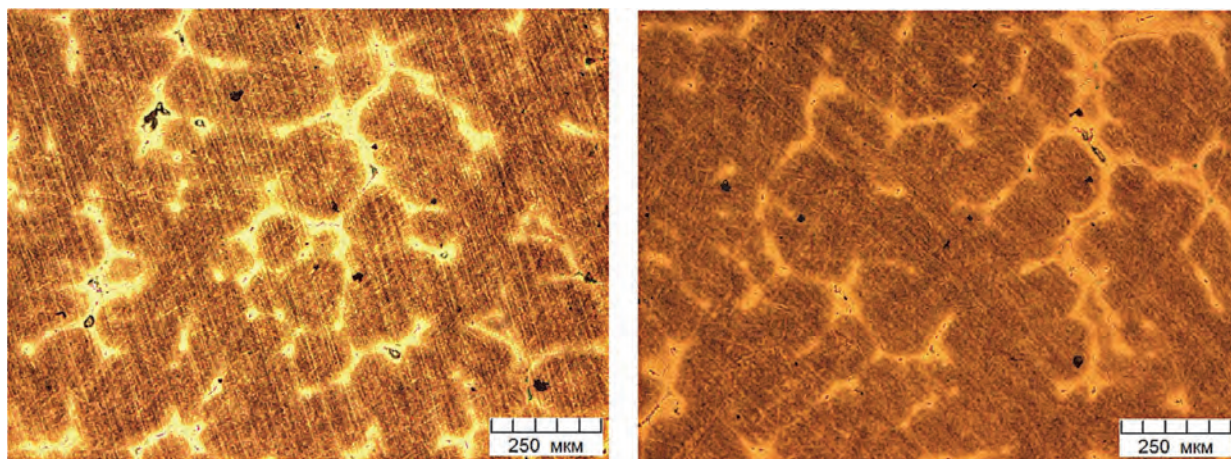


Рис. 3. Литая структура стали 4X5MФ1С в прибыльной части отливки диаметром 33 и длиной 150 мм после медленного охлаждения

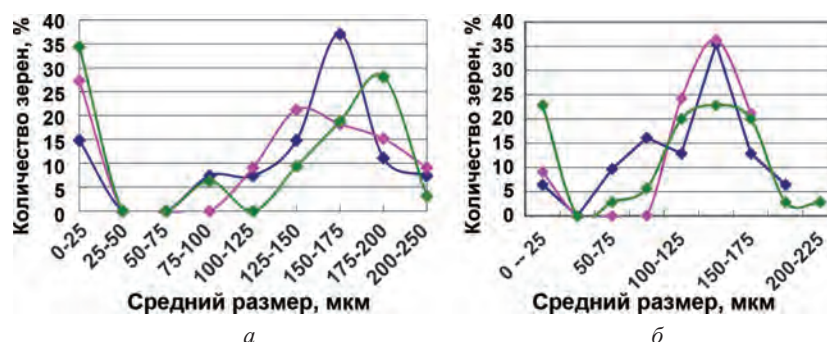


Рис. 4. Средний размер зерна дендритов литой стали 4X5MФ1С после быстрого (а) и медленного (б) охлаждения отливок (по трем кадрам)

мелкие первичные карбиды. В образце наблюдаются дефекты литья, так как он был вырезан из прибыльной части, и карбидные включения. Карбидная составляющая размещается в междендритном пространстве или рядом с ним и в таких участках, вероятно, могут быть сложные по строению карбиды. Также присутствуют другие виды микроструктур стали (рис. 6), когда, очевидно, в ее составе можно обнаружить остаточный аустенит или какую-либо форму ферритообразной составляющей, образовавшейся из аустенита, а также расположение неустановленных по составу фаз.

После медленного охлаждения в теле дендритов наблюдается более крупная структура мартенситного типа, образовавшаяся, по всей видимости, из γ -фазы (рис. 7). Однако есть и другое отличие: в некоторых участках на фоне тела дендрита четко выявляются границы новых зерен (рис. 7). Причем формирование границ зерен не ограничено пределами одного конкретного дендрита. На рис. 8 выделена область (синий овал), описывающая один полный дендрит длиной 140 мкм и шириной 50 мкм. При большем

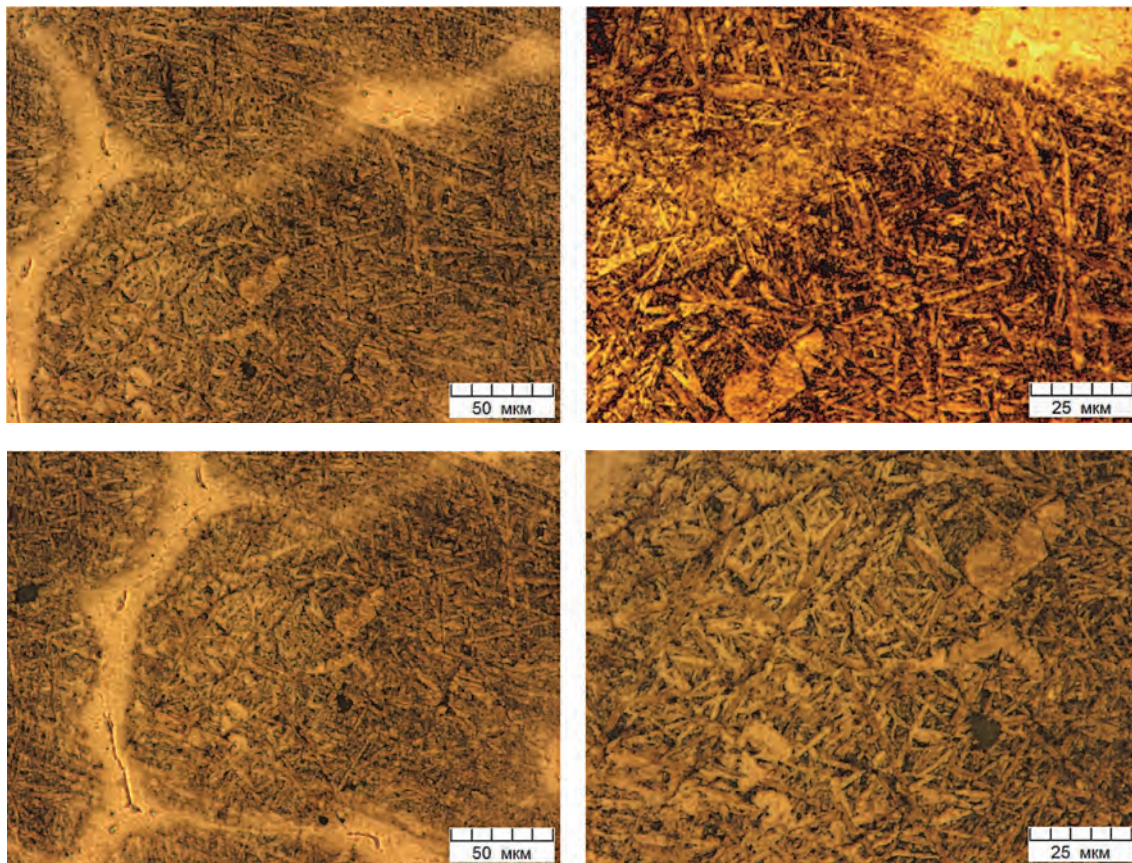


Рис. 5. Наиболее типичная внутризеренная структура литой стали 4X5MΦ1C у быстроохлажденной отливки диаметром 33 мм и длиной 150 мм

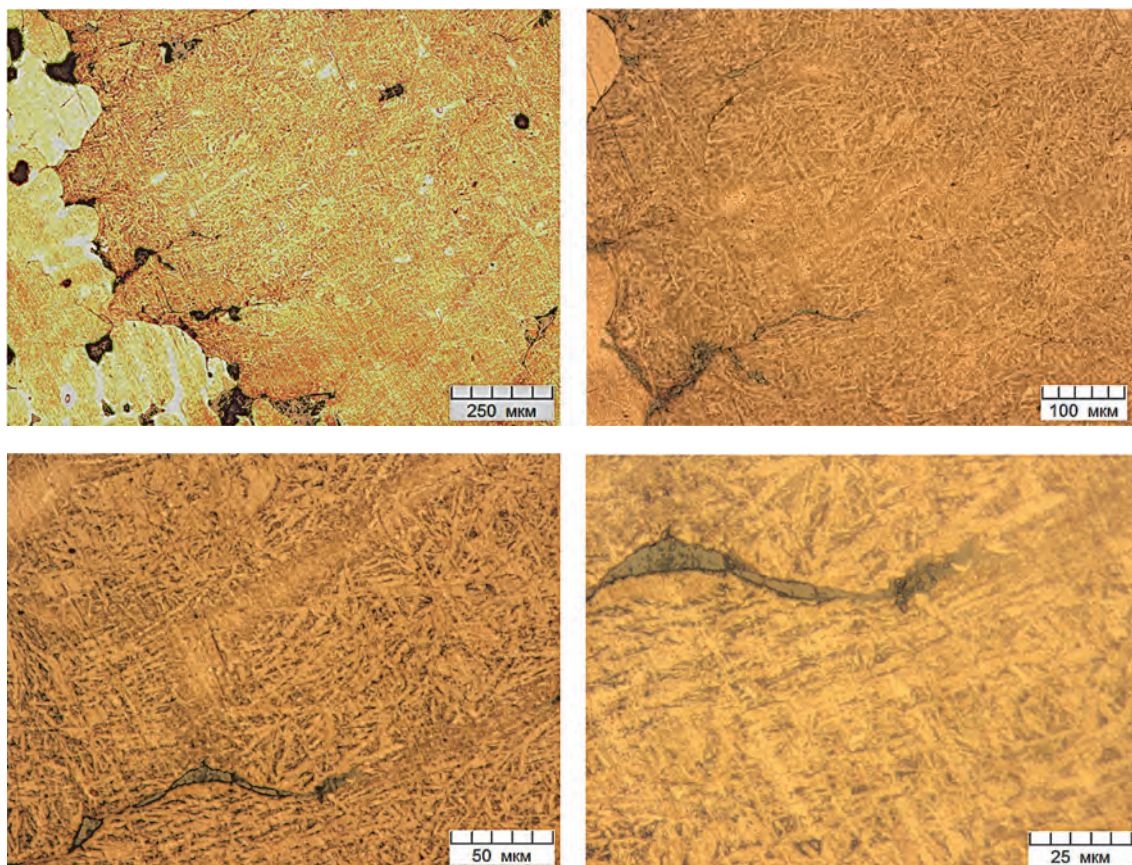


Рис. 6. Встречающаяся по сечению микроструктура стали 4X5MΦ1C после быстрого охлаждения отливки диаметром 33 мм и длиной 150 мм

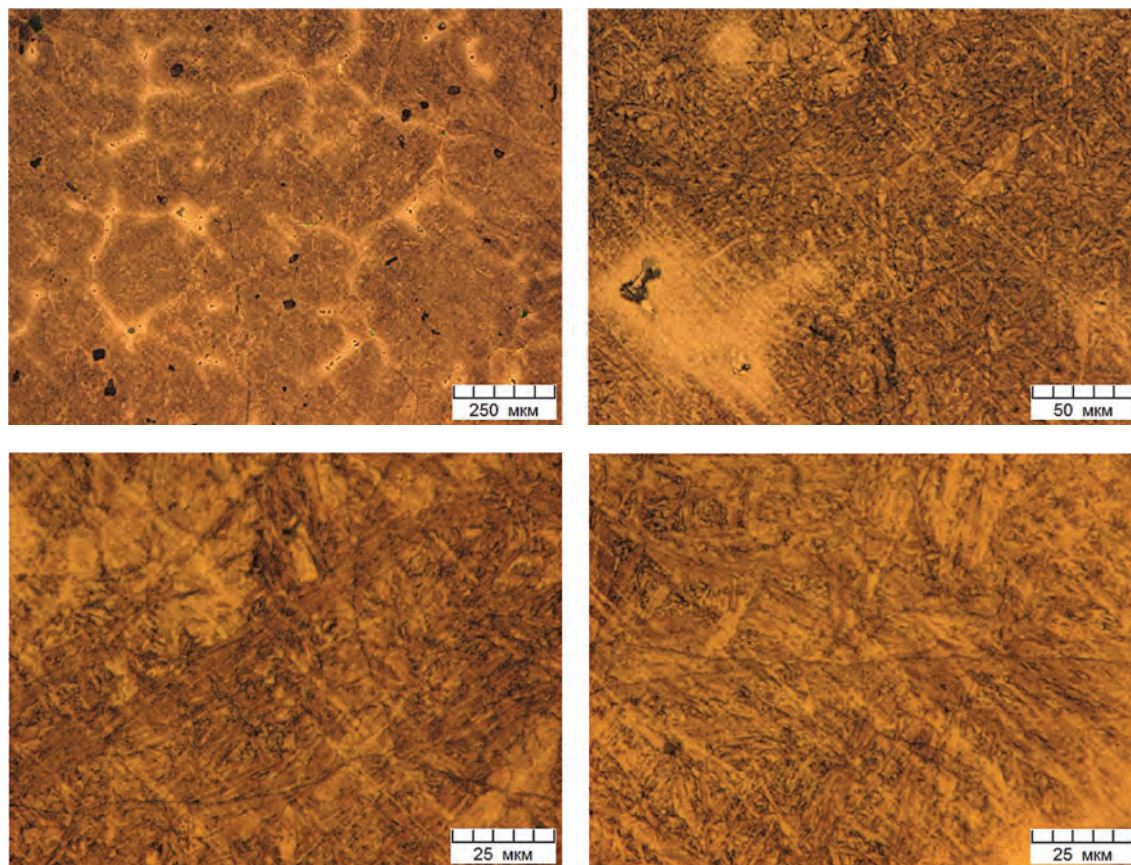


Рис. 7. Типичная внутризеренная микроструктура литой стали 4X5МФ1С в медленно охлажденной отливке диаметром 33 мм и длиной 150 мм

увеличении четко видно зерно, сформировавшееся на теле данного и соседнего дендритов. Размер второго зерна: длина – 100 мкм, ширина – 70 мкм. Образовавшиеся новые зерна имеют внутризеренную структуру с наличием субструктурированных фаз. Следовательно, при медленном охлаждении в некоторых участках произошла перекристаллизация.

На фоне сохранившегося междендритного ферритообразного и субструктурированного мартенсита присутствуют очень мелкие и редкие карбиды в обоих случаях охлаждения отливок. Имеют место в структуре, вероятно, и сложные первичные карбиды. Величина их размера должна составлять порядка 5 мкм.

Отличия в образовавшейся микроструктуре отливок одного и того же размера при их быстром и медленном охлаждении при проведении эксперимента определили различие в твердости стали у поверхности (табл. 3, № 2, 3). Разница в твердости составляет около 2,0–2,5 ед. HRC. Она вызвана тем, что медленно охлажденная отливка имеет более крупное внутризеренное строение стали и присутствие светлой составляющей в ней несколько меньшее.

Таким образом, подтверждением отличия процессов, протекающих в отливке при медленном охлаждении, является не только происходящая перекристаллизация структуры (рис. 8). Помимо формирования новых γ -зерен, происходит изменение количества светлой составляющей (рис. 9). После быстрого охлаждения доля площади, занимаемая светлой частью структуры, составляет 12,5%, а уже после медленного охлаждения – только 9,27%.

Можно также отметить, что процесс формирования новых границ зерен до конца не завершен: может потребоваться повторный нагрев.

Подобные процессы протекают и при получении отливок диаметром 63 и 83 мм, где процессы перекристаллизации должны протекать более значительно, а количество светлой составляющей должно уменьшаться, хотя эффект упрочнения является примерно равным эффекту упрочнения стали в отливке диаметром 33 мм при медленном ее охлаждении.

Различия в построении микроструктуры, как в отливках разного диаметра, так и в поковках, начинают сказываться после проведения высокого отпуска при температуре от 500 до 650 °С (табл. 3). Поковка диаметром 33 мм (табл. 3, № 1, рис. 10, а) проигрывает в уровне упрочнения отливке из той же стали

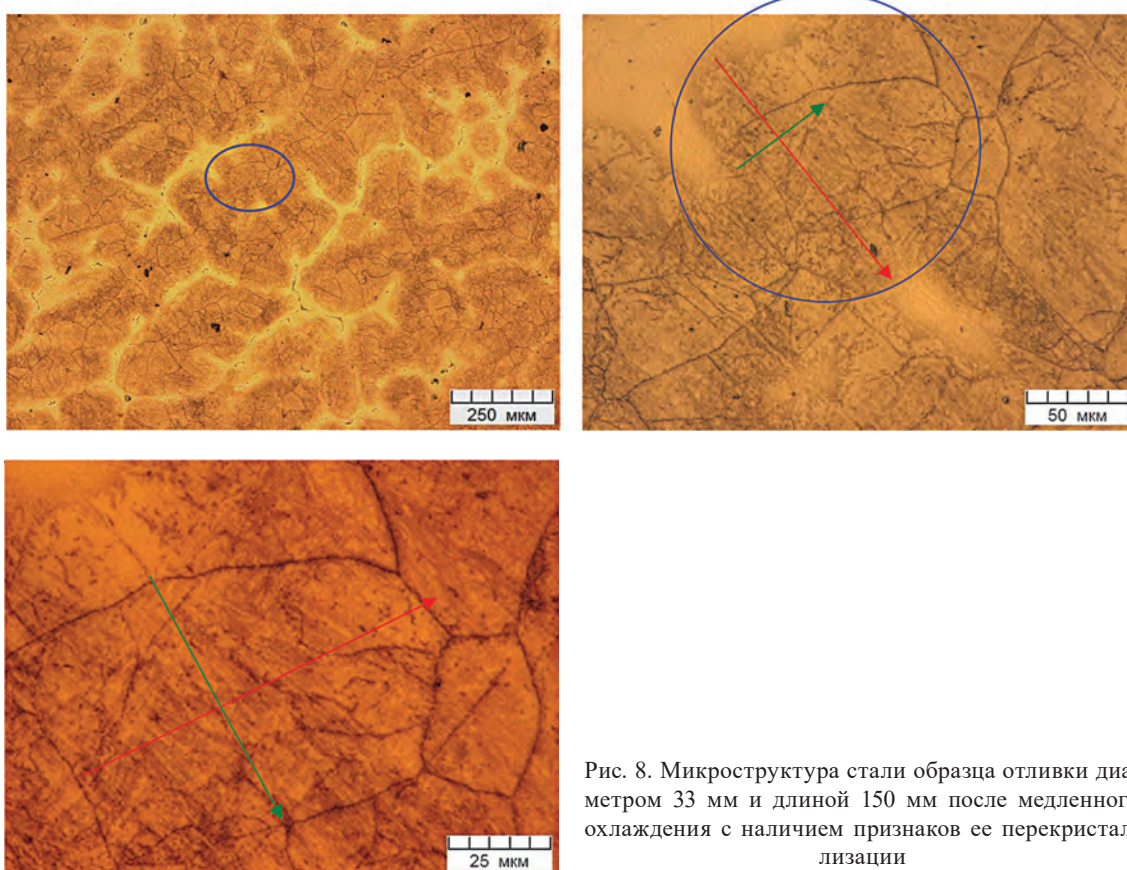


Рис. 8. Микроструктура стали образца отливки диаметром 33 мм и длиной 150 мм после медленного охлаждения с наличием признаков ее перекристаллизации

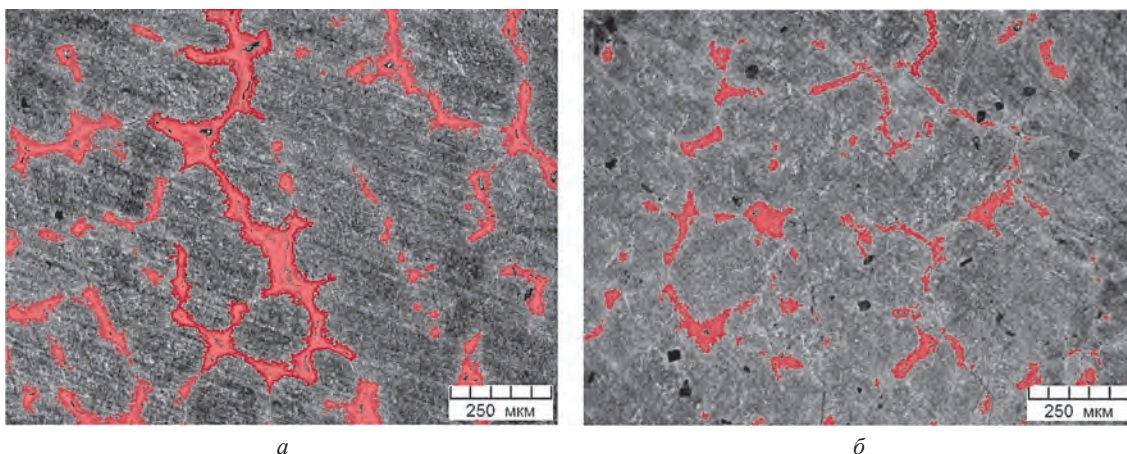
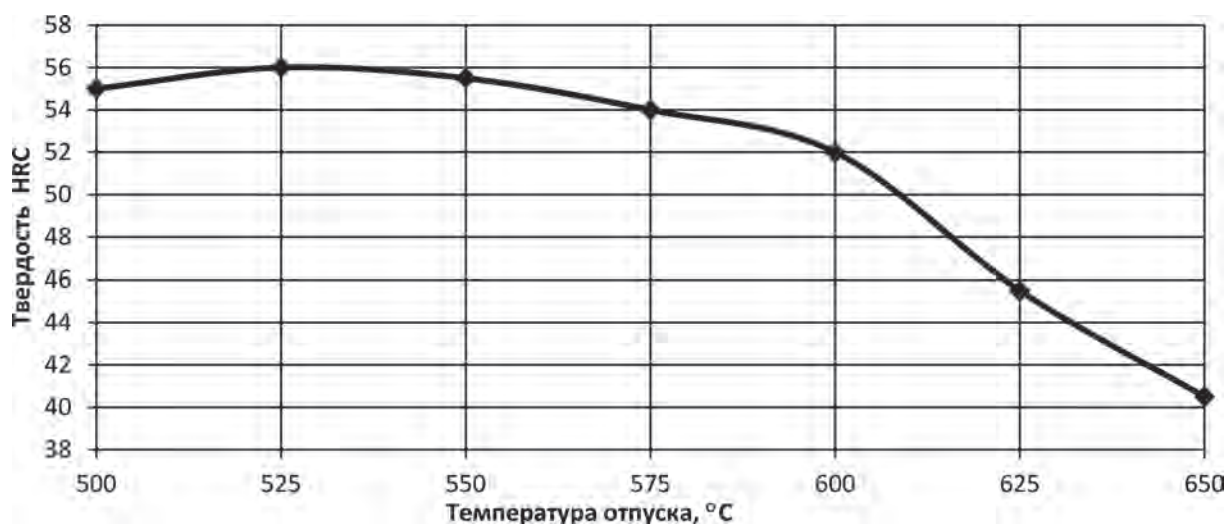


Рис. 9. Доля субструктурированной ферритообразной составляющей (красная) у стали после быстрого (а) и медленного (б) охлаждения отливок диаметром 33 мм: а – быстрое охлаждение –12,5%; б – медленное охлаждение – 9,27%

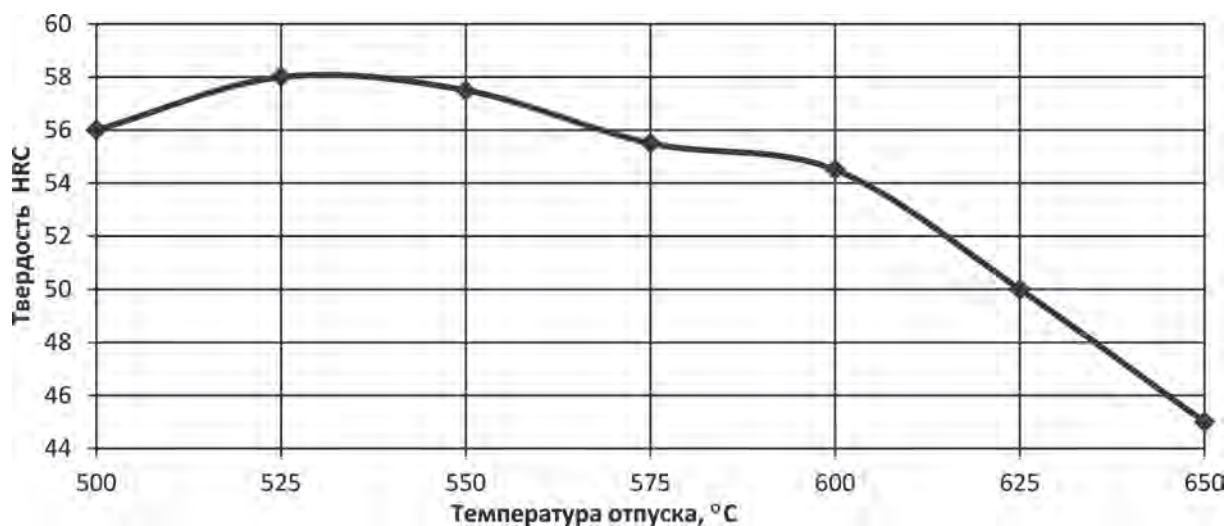
и такого же диаметра (табл. 3, № 2, рис. 10, б) после быстрого охлаждения их на воздухе во всем интервале температур отпуска, в особенности при нагреве выше 600 °С.

Этот факт подтверждает идею автора о том, что структурные составляющие литого металла, отвечающие за уровень прочности, более отпускостойчивые по сравнению со структурными составляющими деформированного металла. Отливка того же диаметра, но при медленном охлаждении (табл. 3, № 3, рис. 10, в) несколько проигрывает в уровне упрочнения металлу отливки с быстрым охлаждением, но также имеет более высокий уровень твердости при отпуске с нагревом 600 °С и выше, чем поковка того же диаметра.

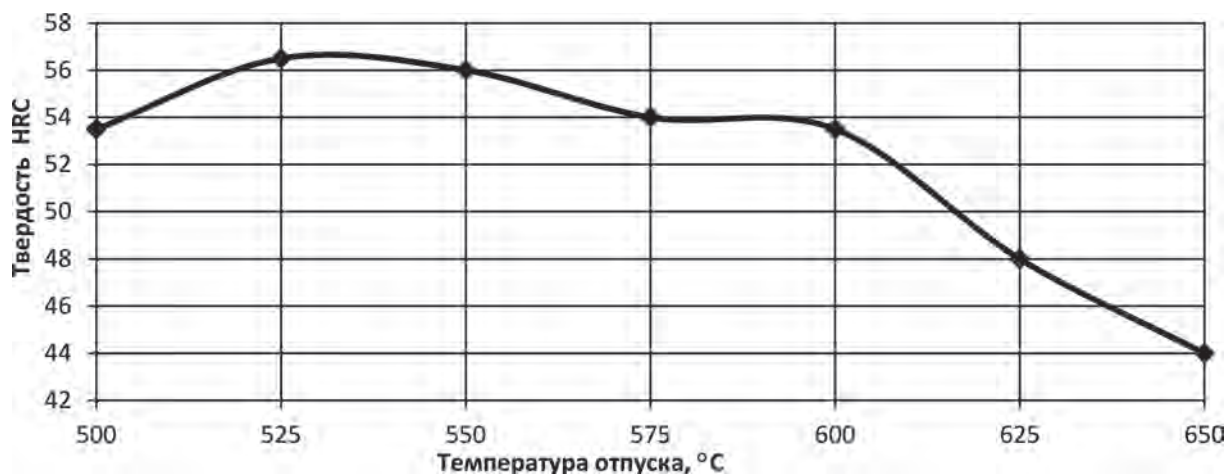
Увеличение размеров поковки и отливки до диаметра 63 мм уменьшает тенденцию к упрочнению стали по сравнению с отливками и поковкой диаметром 33 мм, хотя и незначительно при отпуске до 600 °С. Но более значителен этот эффект при дальнейшем повышении температуры нагрева вплоть до 650 °С (табл. 3, № 4, 5 и рис. 11, а, б). Примечательно, что именно в этом интервале температуры отпуска поковка опять имеет уровень упрочнения ниже, чем отливка. Повышение массы отливки при диаметре 83 мм



a



б

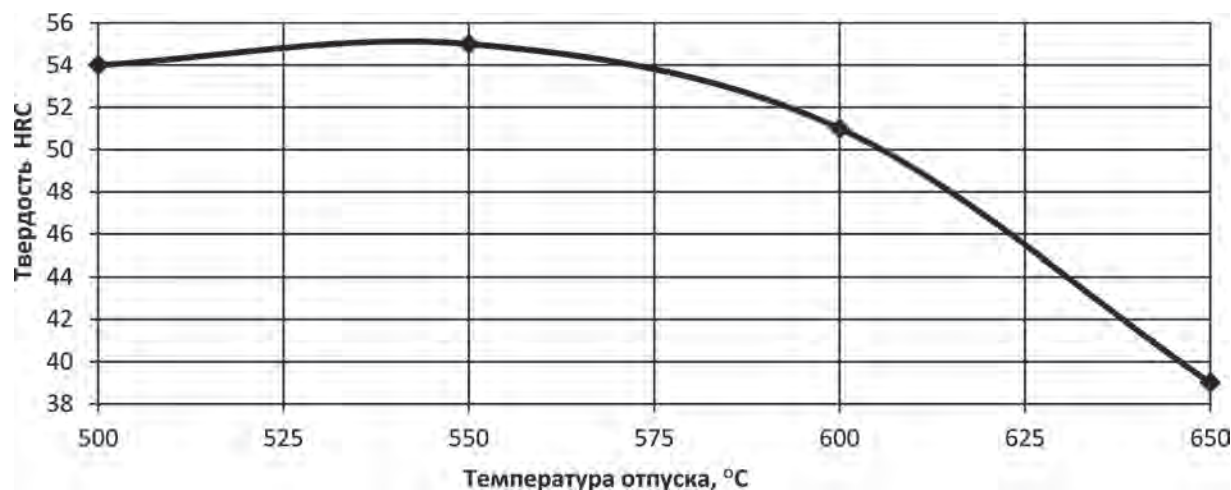


в

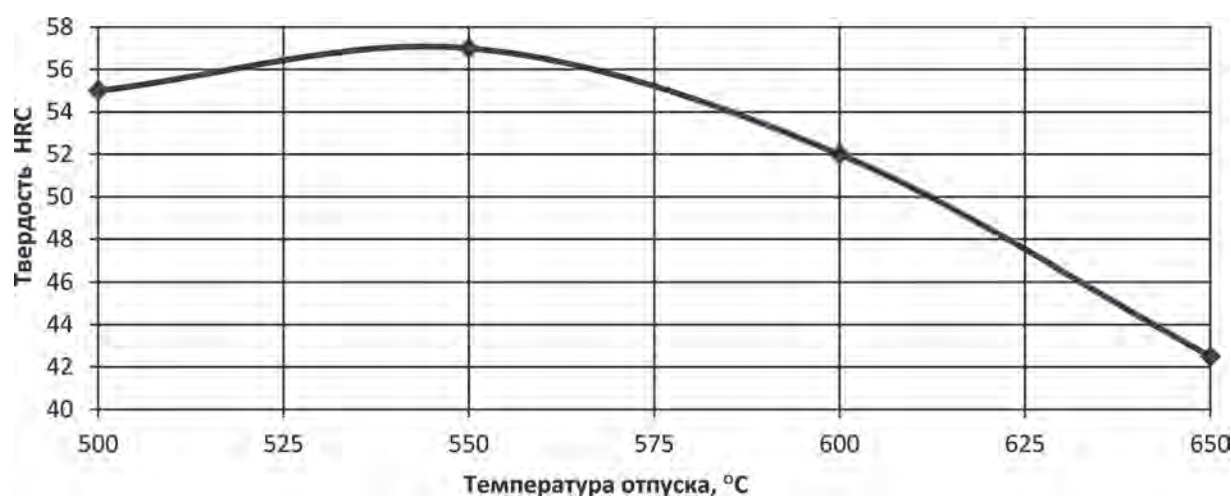
Рис. 10. Изменение твердости стали 4X5MФ1C от температуры отпуска поковки (*a*), отливки диаметром 33 мм с быстрым (*б*) и медленным (*в*) охлаждением

также вызывает уменьшение уровня упрочнения стали в том же диапазоне температур отпуска (табл. 3, № 6 и рис. 11, *в*).

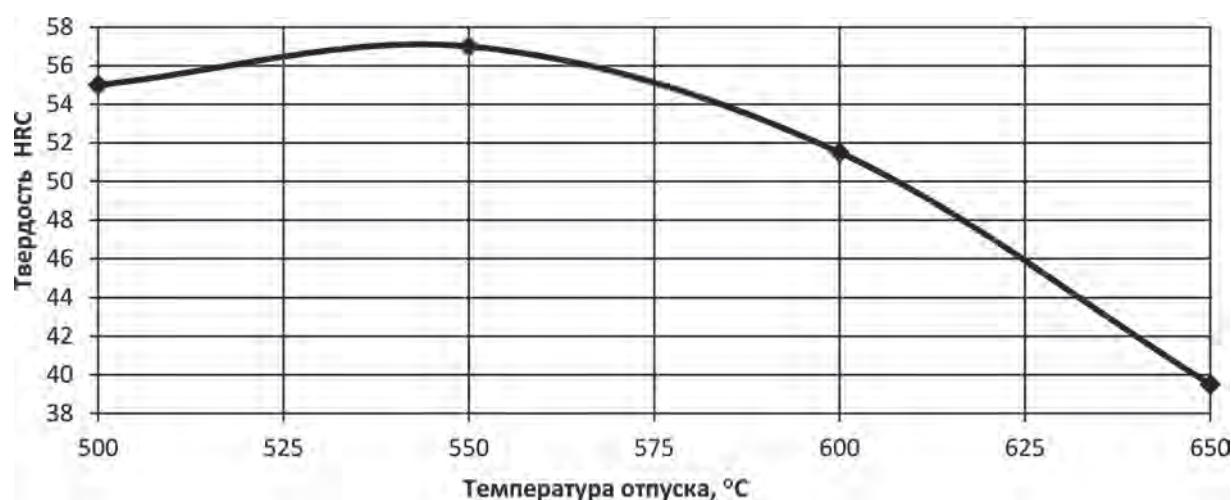
Исследовали микроструктуру литой стали 4X5MФ1C после проведения отпуска при температуре нагрева 550 °C в течение 1,5 ч для образцов отливок диаметром 33 мм после их быстрого и медленного охлаждения (рис. 12, 13).



a



б



в

Рис. 11. Зависимость твердости стали 4X5MΦ1C от температуры отпуска поковки (*a*) и отливки диаметром 63 мм (*б*) и отливки диаметром 83 мм (*в*)

Отпущенные при температуре 550 °C образцы также были прошлифованы, заполированы и протравлены. Для обоих случаев, как с быстрым, так и с медленным охлаждением, обнаружилась микроструктура стали, мало отличающаяся от литого состояния стали без проведения дополнительных нагревов (см. рис. 2 и рис. 12, *a*, рис. 5 и рис. 13, *a*). Микроструктура литой стали после проведения указанного отпуска внутри зерна (дендрита) в отливке с быстрым охлаждением является мартенситом отпуска, а в отливке с медленным охлаждением – троостомартенситом отпуска (см. рис. 3 и рис. 12, *б*, рис. 7 и рис. 13, *б*).

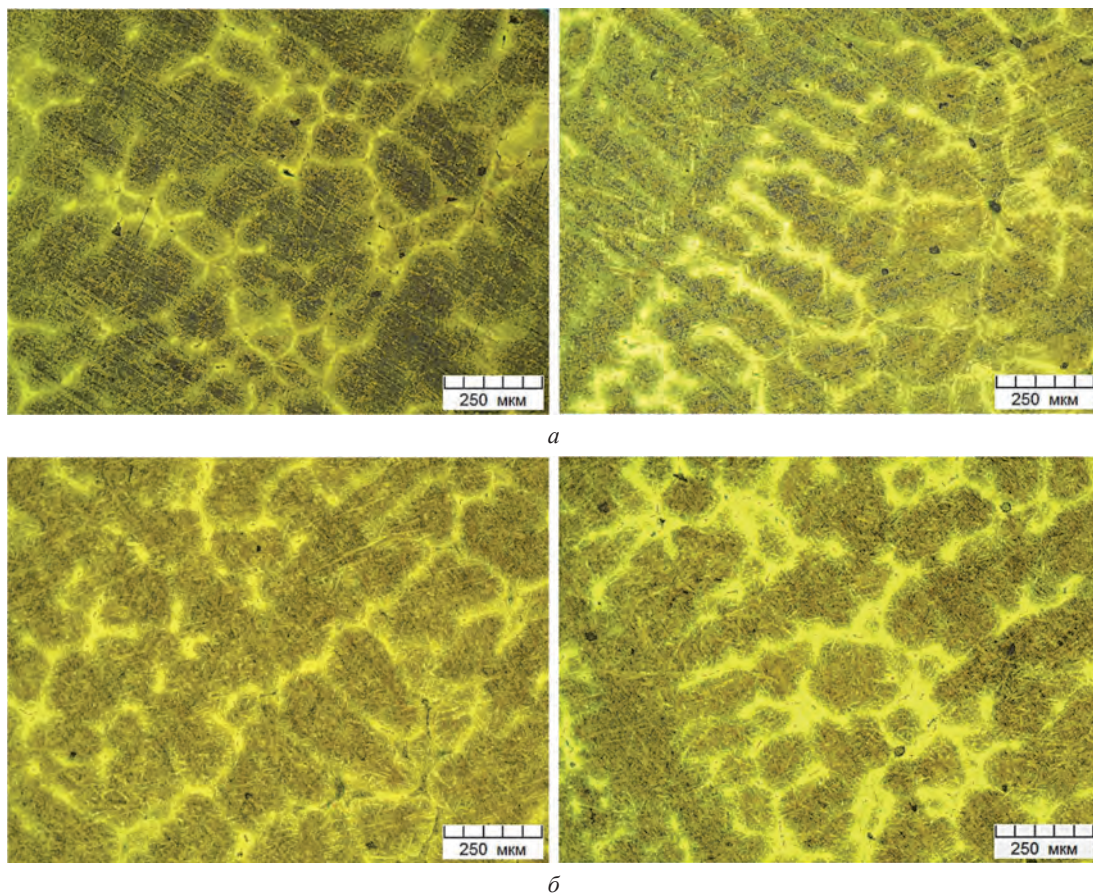


Рис. 12. Типичная микроструктура литой стали 4X5MΦ1C после отпуска при температуре 550 °C в течение 1,5 ч в образцах отливок диаметром 33 мм, полученных литьем с быстрым (а) и медленным (б) охлаждением

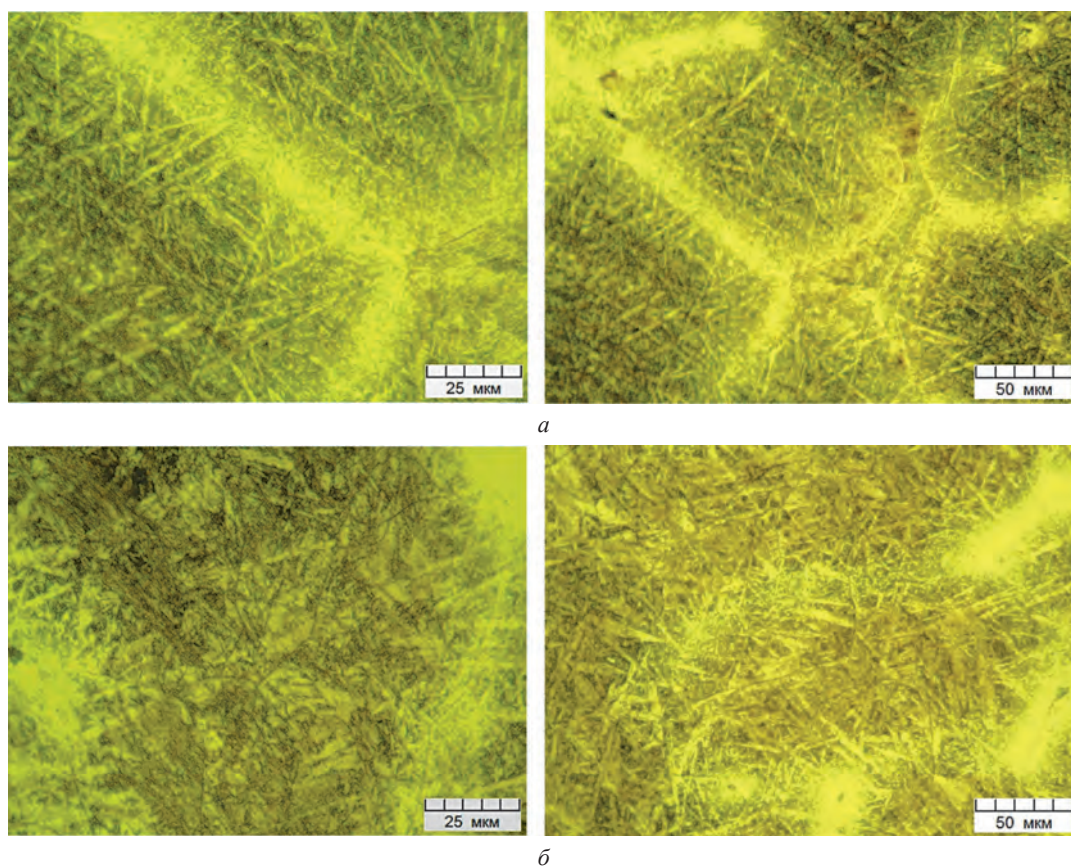


Рис. 13. Внутризеренная микроструктура литой стали 4X5MΦ1C после отпуска при температуре 550 °C в течение 1,5 ч у образцов отливок диаметром 33 мм, полученных литьем с быстрым (а) и медленным (б) охлаждением

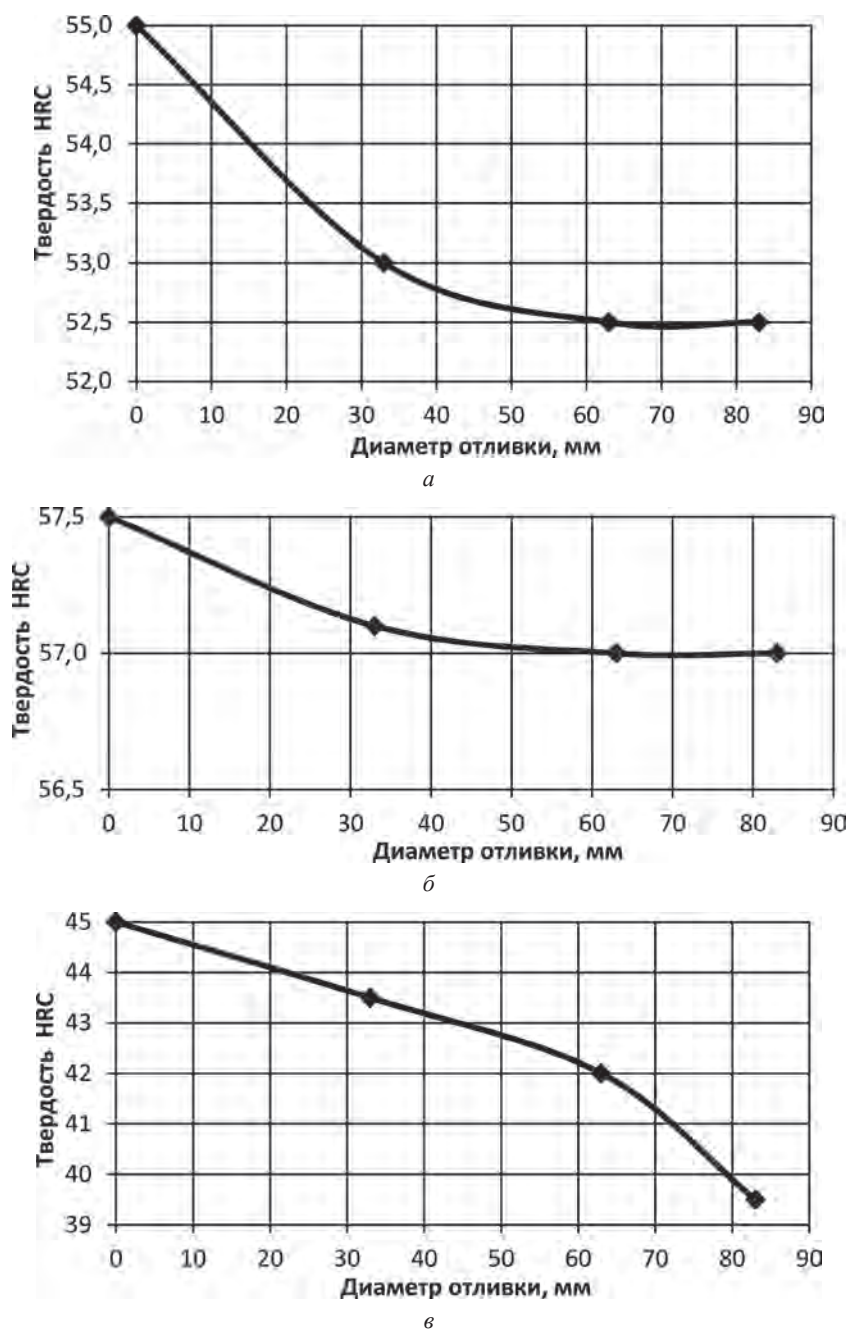


Рис. 14. Зависимость твердости стали у поверхности отливки от ее диаметра: *a* – сталь 4X5MФ1C сразу после литья; *б* – сталь 4X5MФ1C после литья и отпуска 550 °C, 1,5 ч; *в* – сталь 4X5MФ1C после литья и отпуска 650 °C, 1,5 ч

Это связано с тем, что при таких температурах отпуска происходит вторичное твердение литой стали с выделением очень мелких карбидов M_2C , которые при таком увеличении не видны.

Выводы

1. Литая сталь имеет более высокий уровень упрочнения при проведении только высокого отпуска во всем интервале и выше по сравнению с ковным состоянием из-за более устойчивого состояния структуры к таким последующим нагревам.

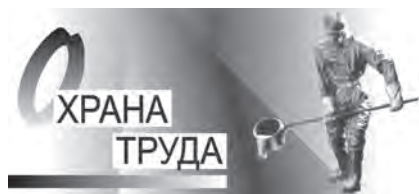
2. Увеличение размера поковок и отливок (рис. 11 и 14, *a*, *б*, *в*) также приводит к снижению уровня упрочнения как сразу после литья иликовки, так и после высокого отпуска. Это явление связано уже с укрупнением и упорядочением внутризеренной структуры и снижением относительного присутствия дефектов структуры: они более склонны к релаксации при проведении последующего нагрева, особенно при температуре выше, чем 600 °C. При этом твердость после отпуска при 550 °C на поверхности отливок несколько выравнивается при увеличении диаметра до 83 мм (рис. 14, *б*), а при повышении температуры отпуска до 650 °C снова наблюдается разница с увеличением размера отливки (рис. 14, *в*).

Литература

1. Федулов В. Н. Влияние количественного легирования инструментальных сталей для горячего деформирования на уровень их упрочнения // Литье и металлургия. 2015. № 3(80). С. 123–131.
2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. 5-е изд. М.: Металлургия, 1983. С. 19.

References

1. Fedulov V. N. Vlijanie kolichestvennogo legirovanija instrumental'nyh stalej dlja gorjachego deformirovanija na uroven' ih uprochnenija [Effect of doping quantitative tool steels for hot deformation at the level of their hardening]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and Metallurgy*, 2015, no. 3(80), pp. 123–131.
2. Geller Ju. A. *Instrumental'nye stali* [Tool steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1983, 19 p.



УДК 621.74:658.382

Поступила 04.08.2016

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ВИБРАЦИИ НА РАБОТАЮЩИХ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

INFLUENCE OF LOCAL VIBRATION ON WORKERS IN FOUNDRY SHOPS

*А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, С. А. ХОРЕВА, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Тел. +375-29-669-90-98*

*A. M. LAZARENKOV, S. A. HOREVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus,
65, Nezavisimosti ave. Tel. +375-29-669-90-98*

Рассмотрено влияние локальной вибрации на работающих в литейных цехах (распределение профзаболеваний по профессиям и показатели профзаболеваемости работающих).

Influence of local vibration on workers in foundry shops is considered (distribution of occupational diseases according to professions and indicators of professional incidence of workers).

Ключевые слова. Литейный цех, локальная вибрация, вибрационная болезнь.

Keywords. Foundry shop, local vibration, vibration illness.

Вибрация является одним из производственных факторов, определяющим условия труда в литейных цехах и неблагоприятно воздействующим на работающих. При длительном воздействии на организм человека она может привести к патологическим изменениям, а затем и профессиональному заболеванию – вибрационной болезни. Литейщики в основном подвергаются воздействию локальной вибрации (на верхние конечности – кисти, руки, плечевой пояс). Механические колебания воспринимаются всеми тканями организма, но главным образом нервной и костной системами. Последняя служит хорошим проводником и резонатором вибрации. Наиболее чувствительными к воздействию вибрации оказываются нервные окончания и прежде всего рецепторы кожного покрова нижних отделов рук. Производственной вибрации обычно сопутствуют другие вредные производственные факторы, такие, как шум, охлаждающий микроклимат, физические нагрузки. Они усугубляют клиническое течение вибрационной болезни. Работавшие жалуются на ноющие, тянущие боли в конечностях, приступы побеления пальцев, повышенную их зяблость, общее недомогание, головные боли, плохой сон, раздражительность. Боли бывают самопроизвольными, больше беспокоят по утрам, ночью или после работы. Наиболее характерны жалобы на приступы побеления пальцев. Возникают они внезапно или при общем охлаждении, при мытье рук холодной водой, при механическом раздражении кожи. Спазм сосудов продолжается несколько секунд или минут и даже двух часов и сменяется ярко-розовой или застойной окраской. В связи с наличием спазмов сосудов наблюдаются изменения в нервной, сердечно-сосудистой и костно-мышечной системах. Изменения в них дают те или иные клинические проявления вибрационной болезни.

Изучение вибрационных режимов оборудования в литейных цехах с различным характером производства показало, что наибольшему воздействию вибрации подвергаются работающие в цехах массового производства, чем в цехах серийного и мелкосерийного производства, где имеет место более продолжительный контакт человека с источниками вибрации, несмотря на более высокий (хотя и недостаточный) уровень механизации и автоматизации процессов. Однако доля ручного труда и в цехах массового производства еще высока, особенно на финишных операциях. Применение оборудования ударного действия на формовочных и выбивных участках также создает повышенные вибрационные нагрузки на работающих.

Таким образом, работающие в литейных цехах подвергаются воздействию вибрации при изготовлении форм из песчано-глинистых смесей на встряхивающих формовочных машинах, при выбивке отли-

вок из форм, при очистке и обрубке литья, т. е. там, где человек находится у литейного оборудования ударного типа (при общей вибрации) или контактирует с источниками вибрации через руки (локальная вибрация). Причем следует отметить, что источники локальной вибрации создают значительно большие уровни вибрации, чем общей. Поэтому при проектировании или реконструкции литейных цехов предпочтение следует отдавать технологическим процессам, где используется безударное оборудование, работающее в автоматизированном режиме. Также следует использовать формовочные и стержневые смеси безпригарные легковыбиваемые из отливок и опок.

Из изложенного выше можно сделать вывод о том, что вибрация оказывает значительное влияние на работающих в литейных цехах, степень воздействия которого определяется применяемыми технологическими процессами и оборудованием для изготовления стержней и форм, выбивки, обрубки и очистки отливок, уровнем механизации и автоматизации, а также характером производства (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Распределение профессиональных заболеваний вибрационной болезнью по профессиям работающих в литейных цехах

Профессия	Коэффициент заболеваемости (число случаев на 1000 работающих) в литейных цехах		
	массовое производство	серийное производство	мелкосерийное производство
Обрубщик	2,08	2,24	2,41
Формовщик	0,63	0,40	0,35
Стерженщик	0,32	0,37	0,40
Чистильщик литья	0,88	1,25	1,56

В литейных цехах серийного и мелкосерийного производства наблюдается несколько большее количество заболеваний вибрационной патологии. Данное положение можно объяснить тем, что в цехах массового производства, как правило, организация рабочих мест наиболее отвечает требованиям безопасности и эргономики, а в цехах серийного и особенно мелкосерийного производства работающие (особенно обрубщики и чистильщики литья), кроме больших физических нагрузок, выполняют работы в вынужденных напряженных позах, часто на плацу, где подвергаются большим тепловым нагрузкам и охлаждающему микроклимату, что способствует развитию виброболезни.

Наибольшее число случаев профзаболеваний в литейных цехах приходится на четыре профессиональные группы (табл. 2). При сравнительном анализе экспериментальных данных можно заметить, что наиболее неблагоприятной является профессия обрубщика, особенно по числу зарегистрированных случаев вибрационной болезни. На долю этого заболевания приходится 52 % всех случаев заболеваний обрубщиков. Кроме того, в группе обрубщиков зарегистрированы самые короткие сроки развития вибрационной болезни (10,3 года), что подтверждает значительное влияние условий труда на работающих.

Т а б л и ц а 2. Показатели профессиональной заболеваемости работающих в литейных цехах

Профессия	Коэффициент заболеваемости (на 1000 работающих)	Средняя продолжительность развития болезни, лет
Обрубщик	2,25	10,3
Формовщик	0,46	16,4
Стерженщик	0,36	18,2
Чистильщик литья	1,23	12,8

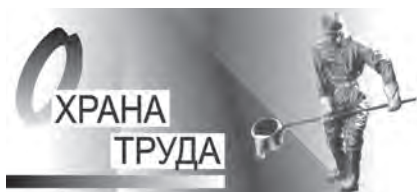
По вибрационной болезни значительные показатели регистрируются и в группе чистильщиков литья (около 29%). Это связано не только с высокими уровнями вибрации, воздействующими на рабочих этой группы, но и с ее спектральными характеристиками (вибрации средне- и высокочастотного диапазонов), представляющими наибольшую опасность, так как приводят к ангиоспастическим сосудистым расстройствам, являющимся одним из основных симптомов вибрационной болезни. Следует также отметить, что в этих профессиональных группах воздействие вибрации сочетается со значительными физическими усилиями при выполнении технологических операций, что существенно усугубляет ее неблагоприятное воздействие.

На группу формовщиков приходится около 11 % всех случаев виброболезни. Средние сроки развития заболеваний достаточно продолжительные, что объясняется низкочастотной вибрацией пневматических трамбовок и встряхивающих машин. Известно, что воздействие локальной вибрации низкочастотного диапазона (8–16 Гц) не вызывает выраженного спазма сосудов кисти и значимых изменений в пе-

риферической нервной системе. Оно затрагивает, главным образом, опорно-двигательный аппарат, патологические изменения в котором развиваются более медленно.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что вибрация оказывает значительное влияние на работающих в литейных цехах, степень воздействия которого определяется применяемыми технологическими процессами и оборудованием для изготовления стержней и форм, выбивки, обрубки и очистки отливок, уровнем механизации и автоматизации, а также характером производства.

Главным мероприятием по предупреждению вибрационной болезни является недопущение к эксплуатации оборудования, которое создает вибрацию выше предельно допустимых уровней, а также соблюдение рационального режима труда и отдыха. Также необходимо организовывать профилактику неблагоприятного действия вибрации для снятия спазма кровеносных сосудов. К ним следует отнести тепловые процедуры (ванночки для рук), воздушный обогрев с микромассажем рук. Все работники, подвергающиеся воздействию вибрации, при приеме на работу должны проходить предварительный медицинский осмотр и периодические ежегодные медосмотры.



УДК 621.74:628.517

Поступила 04.08.2016

ВЛИЯНИЕ ШУМА НА ПРОФЕССИОНАЛЬНУЮ ЗАБОЛЕВАЕМОСТЬ РАБОТАЮЩИХ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ

INFLUENCE OF NOISE ON PROFESSIONAL INCIDENCE OF WORKERS IN FOUNDRY SHOPS

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, С. А. ХОРЕВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Тел. +375-29-669-90-98

A. M. LAZARENKOV, S. A. HOREVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Tel. +375-29-669-90-98

Рассмотрено влияние шума на работающих в литейных цехах (распределение профессионального заболевания кохлеарным невритом слухового органа по профессиям и показатели заболеваемости работающих).

Influence of noise on working in foundry shops is considered (distribution of occupational disease cochlear neuritis of an auditory organ by professions and indicators of incidence of working).

Ключевые слова. *Литейный цех, шум, работающие, кохлеарный неврит слухового органа.*

Keywords. *The foundry shop, noise, workers, cochlear neuritis of an hearing organ.*

Длительное воздействие шума на организм работающих может привести к патологическим изменениям, а затем и профессиональному заболеванию – кохлеарному невриту слухового органа. В основе развития этого заболевания лежат глубокие болезненные изменения, локализующиеся в нервной ткани органа слуха, а точнее, в улитке – кортиевоу органе. Улитка является слуховой частью внутреннего уха, в которой осуществляется преобразование акустической энергии звуковых колебаний в энергию возбуждения нервных волокон. В дальнейшем через центральные отделы слуховой системы эта акустическая энергия воспринимается как звук. Профессиональные кохлеарные невриты возникают у работающих в условиях систематического воздействия интенсивного шума, уровень которого превышает 80 дБА. Наиболее неблагоприятно влияет на организм высокочастотный (1000 Гц и выше) и нестабильный импульсный шум. Клинически кохлеарный неврит проявляется в постепенном понижении слуха. Изменения в организме чаще проявляются в первые пять лет работы в условиях интенсивного шума. Субъективно ощущение понижения слуха наступает по мере прогрессирования заболевания при снижении слуха в области восприятия звуковых частот 500, 1000, 2000 Гц. При решении вопросов экспертизы трудоспособности необходимо учитывать не только состояние слуха, но и степень нарушения других органов и систем. Шум оказывает неблагоприятное действие на центральную нервную систему. Наиболее типичными жалобами являются раздражительность, головные боли, снижение памяти, нарушение сна, утомляемость, боли в сердце, неустойчивость артериального давления, нарушение ритма сердца.

Результаты исследований шума литейных машин показали, что параметры шума основных видов оборудования смесеприготовительных, стержневых, формовочных, правильно-заливочных, выбивных и обрубочно-очистных участков превышают допустимые значения. При этом наибольшие превышения допустимого уровня отмечаются на рабочих местах у стержневых и формовочных встряхивающих машин (на 12–21 дБА), у выбивных решеток (на 16–27 дБА), у обрубочно-очистного оборудования (на 15–24 дБА). Шум, создаваемый основными литейными машинами, является широкополосным, звуковое поле неоднородно в связи с наличием источников шума, различных по уровню акустической мощности и характеру спектра. Шум, создаваемый оборудованием с ударным режимом работы, непостоянный, с максимальным уровнем звуковой мощности в области средних и высоких частот, что свидетельствует о значительном воздействии шума на формовщиков, выбивальщиков, обрубщиков и чистильщиков ли-

тя. Однако степень этого влияния шума на работающих будет определяться и характером производства литейных цехов. Так, в литейных цехах массового производства у оборудования создаются значительные шумовые зоны, охватывающие практически все места плавильно-заливочных, формовочных, выбивных и обрубочно-очистных участков и которые наблюдаются практически в течение всей рабочей смены. Особенности литейных цехов серийного производства является то, что, несмотря на большое число технологических процессов, меньший уровень автоматизации и механизации этих процессов позволяет выбрать более рациональное и изолированное расположение оборудования, создающего повышенные уровни шума. Это приводит к повышенным шумам на отдельных участках или зонах, концентрирующихся непосредственно у шумного оборудования, в меньшей степени воздействуя на других работников этих участков. Работа оборудования происходит циклично и эквивалентные уровни шума будут иметь меньшие значения. Особенно это видно при работе литейного цеха в ступенчатом режиме. Так, в цехе среднего и крупного литья шум встряхивающих машин наблюдается только в первую смену и в течение примерно 1–1,5 часов во время изготовления форм для заливки металла. Выбивные решетки работают в третью смену, когда происходит только выбивка отливок из форм.

В цехах массового производства наибольшее число профзаболеваний связано с воздействием на работающих чрезмерного шума от используемого литейного оборудования, более высоким уровнем механизации и автоматизации и более продолжительным воздействием. Наиболее высокий коэффициент заболеваемости кохлеарным невритом слухового органа в литейных цехах приходится на профессии обрубщиков (среднее значение $K = 1,44$), формовщиков (1,11), выбивальщиков (1,09) и наждачников (0,78), что достаточно хорошо согласуется со значениями шумового фактора, имеющими наиболее высокие значения на этих участках (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Распределение профессиональных заболеваний по профессиям работающих в литейных цехах

Профессия	Коэффициент заболеваемости (число случаев на 1000 работающих) в литейных цехах		
	массовое производство	серийное производство	мелкосерийное производство
Обрубщик	1,74	1,42	1,18
Плавильщик-заливщик	0,92	0,73	0,49
Формовщик	1,37	1,09	0,87
Стерженщик	0,74	0,48	0,31
Выбивальщик	1,06	1,28	0,94
Наждачник	0,93	0,78	0,62
Ремонтник	0,88	0,72	0,46

Наибольшее число случаев профзаболеваний в литейных цехах приходится на семь профессиональных групп (табл. 2). При сравнительном анализе экспериментальных данных можно заметить, что наиболее неблагоприятными являются профессии обрубщика, формовщика и выбивальщика по числу зарегистрированных случаев болезни и продолжительности развития болезни. Такое распределение хорошо согласуется с условиями труда на участках литейных цехов как по отдельным факторам производственной среды, так и при комплексной оценке всех факторов.

Т а б л и ц а 2. Показатели профессиональных заболеваний кохлеарным невритом слухового органа работающих в литейных цехах

Профессия	Коэффициент заболеваемости (на 1000 работающих)	Средняя продолжительность развития болезни, лет
Обрубщик	1,44	13,6
Плавильщик-заливщик	0,71	19,8
Формовщик	1,11	16,9
Стерженщик	0,51	21,1
Выбивальщик	1,09	17,7
Наждачник	0,78	19,5
Ремонтник	0,67	22,8

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что шум оказывает значительное влияние на работающих в литейных цехах, степень воздействия которого определяется применяемыми технологическими процессами и оборудованием различных участков цехов, а также характером производства.



УДК 620.22(07)

Поступила 27.07.2016

СОВРЕМЕННЫЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫЕ ПОДХОДЫ К ИЗУЧЕНИЮ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

MODERN EDUCATIONAL APPROACHES TO STUDYING OF MATERIALS SCIENCE

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

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

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

A. G. ANISOVICH, Physical and Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru

Рассмотрены современные образовательные подходы к изучению дисциплины «Материаловедение и технологии конструкционных материалов» в учебной деятельности технических вузов при подготовке инженеров.

Modern educational approaches to studying of discipline «Materials science and technologies of constructional materials» in educational activity of technical colleges during training engineers are considered.

Ключевые слова. *Материаловедение, методики образования, инженерия.*

Keywords. *Materials science, education techniques, engineering.*

Совершенствование качества подготовки инженеров остается важнейшей задачей при получении студентами технических университетов необходимых знаний в ходе изучения общетехнических дисциплин, в частности, «Материаловедение. Технология конструкционных материалов».

Подготовка конкурентоспособных специалистов на современном этапе развития образования возможна только на основе использования эффективных технологий обучения, к числу которых можно отнести модульную технологию проектирования и применения учебно-методических комплексов (УМК), новых приборов и оборудования, а также компьютерных технологий.

В Белорусском государственном аграрном техническом университете (БГАТУ) преподавание дисциплины «Материаловедение. Технология конструкционных материалов», раздел «Материаловедение», в течение последних пяти лет ведется с использованием блочно-модульной системы обучения на основе имеющейся материально-технической базы, преподавание курса «Материаловедение» на кафедре «Технология металлов» БГАТУ – с использованием модульно-рейтинговой системы обучения, которая предусматривает теоретическое и практическое изучение курса на базе УМК. Он состоит из теоретической части, лабораторных работ и тестовых заданий, охватывающих всю программу.

Весь теоретический материал представлен в виде УМК и разделен на отдельные модули-блоки [1]. В учебно-методическом комплексе рассмотрены материалы, которые включают в себя основные понятия и определения, теоретический курс лекций, содержание лабораторных работ, контрольные задания и примеры для выполнения самостоятельных работ и контроля учебного процесса для студентов различных форм обучения. В дополнение к УМК, по разделу «Материаловедение», используется учебное пособие для лабораторного практикума в печатном и электронном вариантах [2] (рис. 1, а). Он состоит из лабораторных работ и тестовых заданий, охватывающих весь курс. В ходе выполнения лабораторных работ используются также справочные материалы по изучению микроструктур черных и цветных металлов и сплавов [3, 4] (рис. 2, б, в), разработанные и изданные сотрудниками кафедры.



Рис. 1. Учебные издания по дисциплине «Материаловедение. Технология конструкционных материалов»

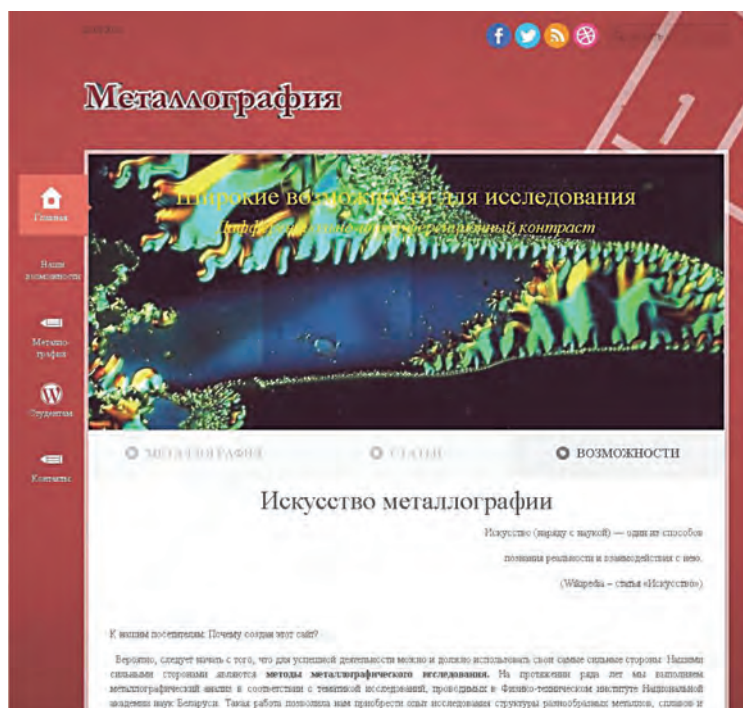


Рис. 2. Главная страница интернет-ресурса, ориентированного на учебную программу по материаловедению

Следует отметить недостаточное присутствие учебных материалов в Интернете. Информационное пространство за последние 20 лет существенно расширилось, студенты активно пользуются интернет-ресурсами, в том числе и в целях обучения. Основная масса информации материаловедческого профиля в сети представлена материалами старых учебников и сканированными микроструктурами неудовлетворительного качества. По этой причине практикум, вопросы тестовых заданий, атласы и презентации микроструктур доступны также на сайте университета и личных сайтах преподавателей [5] (рис. 2).

Современные технические средства позволяют создавать наглядные пособия в соответствии с содержанием учебного курса. В частности, создаются плакаты в соответствии с тематикой лабораторных работ (рис. 3). Материал оформляется средствами Microsoft Office Power Point и распечатывается в формате A1.

Компьютерная микроскопия в учебной деятельности большинства вузов при изучении материаловедческих технических дисциплин пока не получила должного распространения. Причиной является недостаточное обеспечение учебных лабораторий современным оборудованием. Заслуживает внимания

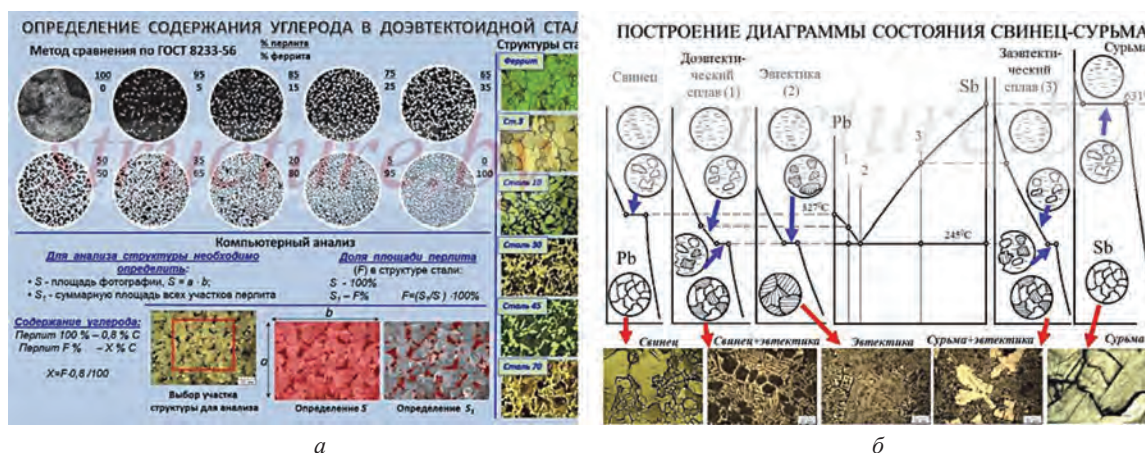


Рис. 3. Наглядные пособия по дисциплине «Материаловедение. Технология конструкционных материалов»

положительный опыт работы вузов Беларуси, где она начинает занимать достойное место в учебном процессе. К таким вузам относятся Белорусский государственный аграрный технический университет, Белорусский национальный технический университет и другие, в которых компьютерная микроскопия используется при преподавании соответствующих учебных дисциплин [6].

Модернизированный металлографический микроскоп, оснащенный персональным компьютером, применяется для количественного анализа микроструктур металлов и сплавов, а также при проведении лабораторных занятий по материаловедению, на которых студенты изучают микроизображения структур, получаемые на дисплее или демонстрируемые на большом экране с помощью мультимедиа-проектора. Обеспеченность металлографическим оборудованием в вузах недостаточная по сравнению с исследовательскими институтами Академии наук. С целью повышения качества знаний институты Академии наук Беларуси создают у себя филиалы кафедр, а также принимают группы студентов для прохождения производственной практики.

В настоящее время компьютерный металлографический анализ все шире применяется в практике материаловедческих лабораторий, например, Физико-техническом институте НАН Беларуси. Применение программ обработки изображений открывает новые возможности для анализа материалов, в том числе для количественного анализа сталей, сплавов, неметаллических материалов [7]. В особенности это касается методов, которые невозможно было осуществить в прошлые годы из-за их высокой трудоемкости [8]. К таким методам относится количественный анализ состава металлических сплавов методами стереометрической металлографии, что предполагает определение площадей структурных составляющих. Одной из задач такого рода является задача определения количества углерода в доэвтектидной стали, что довольно часто востребовано в практике металлографических лабораторий и по этой причине включено в тематику лабораторных работ.

Для проверки и постоянного контроля уровня получаемых знаний студентов в период процесса обучения проводится периодическая сдача рубежных модулей – части дисциплины (один или два в зависимости от учебной программы). С этой целью совместно с деканатом осуществляется организация контроля знаний по модулям в установленные в течение семестра сроки.

Предварительно в специально разработанных рабочих тетрадях по разделу «Материаловедение» в течение семестра студенты на практических занятиях под руководством преподавателей выполняют управляемые самостоятельные работы по наиболее сложным темам.

Перед сдачей зачетов и экзаменов в целях стимулирования студентов по всему изученному теоретическому и экспериментальному материалу организуется олимпиада, которая позволяет всесторонне и за короткий срок оценить уровень полученных знаний по дисциплине за весь период обучения.

В БГАТУ накоплен определенный теоретический и практический опыт по организации учебного процесса по курсу «Материаловедение» наряду с расширением учебно-методического обеспечения. Проблемой является недостаточность средств для совершенствования материально-технической базы. Современная организация учебного процесса при изучении материаловедения позволила бы существенно улучшить качество подготовки специалистов инженерного профиля.

Литература

1. Андрушевич А. А. Материаловедение: Учебно-методический комплекс /А. А. Андрушевич, Т. К. Романова. Минск: БГАТУ, 2008. 192 с.
2. Андрушевич А. А. Материаловедение. Технология конструкционных материалов. Материаловедение: Учеб. пособ. /А. А. Андрушевич и [др.]. Минск: БГАТУ, 2013. 192 с.
3. Андрушевич А. А. Атлас микроструктур черных и цветных металлов: учеб. нагляд. пособ. Минск: БГАТУ, 2012. 100 с.
4. Анисович А. Г., Андрушевич А. А. Микроструктуры черных и цветных металлов. Минск, Беларуская навука, 2015. 131 с.
5. Металлография // Искусство металлографии [Электронный ресурс]. 2016. Режим доступа: <http://structure.by>. Дата доступа: 26.05.2016.
6. Толочко Н. К. Применение компьютерной микроскопии в научной учебной деятельности аграрных вузов / Н. К. Толочко, А. А. Андрушевич, П. С. Чугаев, К. Л. Сергеев // Агропанорама, 2013. № 6. С. 43–48.
7. Анисович А. Г., Румянцева И. Н., Бислюк Л. В. Определение балла зерна стали компьютерными методами // Литье и металлургия. 2010. № 3. С. 100–104.
8. Анисович А. Г., Румянцева И. Н., Мисуно П. Н. Определение содержания кислорода в меди методом компьютерного анализа изображений // Литье и металлургия. 2010. № 1–2. С. 306–310.

References

1. Andrushevich A. A., Romanova T. K. *Materialovedenie: Uchebno-metodicheskij kompleks* [Materials: Educational-methodical complex]. Minsk, BGATU, 2008, 192 p.
2. Andrushevich A. A. *Materialovedenie. Tehnologija konstrukcionnyh materialov. Materialovedenie: Uchebnoe posobie* [Materials Science. Technology of construction materials. Materials: Textbook]. Minsk, BGATU Publ., 2013, 192 p.
3. Andrushevich A. A. *Atlas mikrostruktur chernyh i cvetnyh metallov: uchebnoe nagljadnoe posobie* [Atlas of Microstructures, ferrous and non-ferrous metals: training aids]. Minsk, BGATU Publ., 2012, 100 p.
4. Anisovich A. G., Andrushevich A. A. *Mikrostruktury chernyh i cvetnyh metallov* [The microstructure of ferrous and nonferrous metals]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2015, 131 p.
5. *Metallografija. Iskustvo metallografii*, 2016.
6. Tolochko N. K., Andrushevich A. A., Chugaev P. S., Sergeev K. L. *Primenenie komp'yuternoj mikroskopii v nauchnoj uchebnoj dejatel'nosti agrarnyh vuzov* [The application of computer microscopy research training activities of agricultural universities]. *Agropanorama = Agropanorama*, 2013, no. 6, pp. 43–48.
7. Anisovich A. G., Rumjanceva I. N., Bisljuk L. V. *Opreделение balla zerna stali komp'yuternymi metodami* [Determination of points of grain began to computer methods]. *Lit'e i metallurgija = Foundry Production and metallurgy*, 2010, no. 3, pp. 100–104.
8. Anisovich A. G., Rumjanceva I. N., Misuno P. N. *Opreделение soderzhaniya kisloroda v medi metodom komp'yuternogo analiza izobrazhenij* [Determination of the oxygen content of copper by computer image analysis]. *Lit'e i metallurgija = Foundry Production and metallurgy*, 2010, no. 1–2, pp. 306–310.

Юбилеем,

Евгений Игнатьевич МАРУКОВИЧ

(к 70-летию со дня рождения)



22 августа 2016 г. исполнилось 70 лет со дня рождения академику НАН Беларуси, доктору технических наук, профессору, Лауреату Государственных премий БССР и РБ, Заслуженному изобретателю Республики Беларусь, директору Института технологии металлов НАН Беларуси Е. И. Маруковичу.

В 1969 г. Евгений Игнатьевич окончил Белорусский политехнический институт. С 1971 г. работает старшим инженером, старшим научным сотрудником, заведующим лабораторией Могилевского отделения Физико-технического института АН БССР (с 1992 г. – ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси»). С 1996 г. – заместитель директора по научной работе. С 1998 г. Евгений Игнатьевич возглавляет Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси. В 2002–2004 гг. – член Президиума Национальной академии наук Беларуси. В 2006–2009 гг. – член Президиума Высшей аттестационной комиссии Республики Беларусь.

Е. И. Марукович – известный далеко за пределами нашей страны ученый в области материаловедения и технологии металлов. Он внес большой вклад в развитие теории литейных процессов. Им разработаны важные вопросы теории кристаллизации и затвердевания отливок при непрерывном литье и получении износостойких отливок, сформулированы важнейшие закономерности комплексного влияния тепловых, динамических и металлургических параметров на формирование отливки, сформулированы основные принципы и разработаны методы интенсификации процесса, обеспечивающие повышение производительности оборудования, улучшение качества заготовок и расширение возможностей непрерывного литья, изучены особенности механизма формирования структуры и свойств литых изделий в условиях направленного затвердевания и регулируемого теплоотвода в графитовых металлических и комбинированных охлаждаемых формах. На этой основе разработан и внедрен на заводах Беларуси, стран СНГ и Литвы ряд новых материалов, в частности сталей, чугунов и цветных сплавов для заготовок подъемно-транспортных машин, сельскохозяйственного машиностроения, промышленности строительных материалов, станко-, авто-, тракторостроения и технологических процессов их получения, обеспечивающих уменьшение капитальных затрат, брака, припусков на механическую обработку, производственных площадей, себестоимости в 2–4 раза, повышение выхода годного до 90–92%, прочности и износостойкости деталей на 40–50% и гидроплотности в 1,5–2,0 раза, что позволило осуществить экспортные поставки высококачественных отливок в десятки стран и продать технологии и оборудование в Республику Корея, Китай, Индию, Россию, Украину, Литву, Казахстан, Азербайджан.

Е. И. Марукович – автор более 700 научных трудов, 21 монографии и семи брошюр, имеет более 380 авторских свидетельств и патентов, в том числе Англии, Франции, США, Кореи, России, Японии, ФРГ, неоднократно выступал с лекциями и докладами на международных конгрессах и в научных центрах США, Китая, Кореи, Турции, Индии, Франции, Испании, Польши.

Е. И. Марукович ведет большую научно-организационную работу. Является членом координационных советов по государственным комплексным целевым научно-техническим программам «Машиностроение» и «Материалы», членом международных научных ассоциаций, научно-техни-

ческих советов, редакционных советов журналов, советов по защите диссертаций, экспертного совета Высшей аттестационной комиссии Республики Беларусь, заместителем председателя Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь, главным редактором журнала «Литье и металлургия», научным руководителем Региональной научно-технической программы «Развитие Могилевской области», заместителем председателя координационного совета по вопросам научно-технической политики Могилевского облисполкома. Подготовил более 10 кандидатов и докторов наук.

Награжден почетными грамотами ГКНТ Республики Беларусь, Национальной академии наук Беларуси, Могилевского городского и областного исполнительных комитетов, Министерства промышленности, Министерства образования Республики Беларусь, Минпромполитики Украины, Международной ассоциации литейщиков и ассоциаций литейщиков ряда стран. Стипендиат Президента Республики Беларусь (2000 г.). За высокие достижения в сфере «Наука и технология» в 2010 г. Е. И. Марукович удостоен специальной премии Могилевского горисполкома «Достижение». За высокие достижения в профессиональной и общественной деятельности в 2000 и 2011 гг. Могилевским облисполкомом присвоено звание «Человек года» и его имя занесено на областную доску Почета. Международный Библиографический центр (Кембридж, Англия) присудил Евгению Игнатьевичу титул «Человек года» (1998–1999) и внес в справочник «Выдающиеся люди XX столетия».

В 1990 г. за исследование, разработку и внедрение эффективных ресурсо- и материалосберегающих экологически безвредных технологических процессов получения высококачественных отливок в условиях централизованного производства Е. И. Маруковичу присуждена Государственная премия БССР, в 1999 г. за цикл работ по теоретическим основам формирования отливок – премия НАН Беларуси, в 2010 г. за создание и промышленную реализацию принципиально нового метода непрерывно-циклического литья намораживанием высокоизносостойких деталей техники – Государственная премия Республики Беларусь, в 2011 г. за разработку теоретических основ и эффективных способов модифицирования сплавов – премия НАН Беларуси. Евгений Игнатьевич награжден медалью Франциска Скорины (1999), Орденом Почета (2008).

Это далеко не полный перечень достижений Е. И. Маруковича.

Мы не сомневаемся, что список Ваших славных дел еще многократно приумножится.

Под руководством Е. И. Маруковича Институт технологии металлов НАН Беларуси внес существенный вклад в развитие машиностроительного комплекса Республики Беларусь и экономики в целом. Созданы и внедрены в производство высокопроизводительные, ресурсосберегающие, экологически чистые, наукоемкие технологии и оборудование: непрерывного горизонтального литья; непрерывно-циклического литья намораживанием; точного литья по газифицируемым моделям; непрерывного литья хлористомедных катодов для водоактивируемых батарей большой мощности; электрошлакового и центробежного литья биметаллических отливок; получения из отходов высококачественных литых цинковых анодов для гальванических производств; получения заготовок алюминиево-кремниевых сплавов с наноструктурным кремнием методом литья закалочным затвердеванием; литья износостойких деталей для дробильно-размольного оборудования; получения деталей из свинца для аппаратуры радиационного контроля и другие. Разработанные процессы позволяют получать новые литые материалы с заданными структурой и физико-механическими свойствами с повышением ресурса работы деталей машин в 2–40 раз.

Разработки института и новую продукцию (более 1000 наименований) используют крупнейшие предприятия республики: МТЗ, БелАЗ, МАЗ, БМЗ, ГЗПД, БЗА, МЗКТ, Белкард, Бобруйсксельмаш, Белшина, Могилевтрансаш, Могилевлифтмаш, Могилевхимволокно, Гомельский литейный завод «Центролит», Моготекс, ПО «Кристалл», Строммашина, Керамин, НПО «Центр», Бобруйскагромаш, Гомсельмаш, Атомтех, Беларуськалий, Амкодор, Белорусская железная дорога и др. (более 90). Институт активно сотрудничает с зарубежными научными организациями и осуществляет экспортные поставки (более 80 предприятий) в страны ближнего и дальнего зарубежья: Россию, Украину, СНГ, Литву, Китай, Республику Корея, Индию, Польшу.

Указами Президента Республики Беларусь Институт технологии металлов НАН Беларуси определен победителем в 2005, 2007 гг. (II место), а в 2006, 2008, 2009, 2010 гг. (I место) в катего-

рии организаций науки в соревновании для занесения на Республиканскую доску Почета. ИТМ НАН Беларуси в 1997 и 2006 гг. удостоен Международного приза «За качество» (Франция).

Дорогой Евгений Игнатьевич, от всей души поздравляем Вас с юбилеем. Желаем Вам крепкого-крепкого здоровья, благополучия, творческого вдохновения, счастья, успехов во всех делах.

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

Юбилеем,

Александр Михайлович ЛАЗАРЕНКОВ

(к 70-летию со дня рождения)



26 июля 2016 г. исполнилось 70 лет со дня рождения доктору технических наук, профессору, заведующему кафедрой «Охрана труда» А. М. Лазаренкову.

После окончания в 1968 г. Белорусского политехнического института Александр Михайлович был направлен на кафедру «Машины и технология литейного производства», где работал инженером, старшим лаборантом, старшим инженером. В 1974 г. Александр Михайлович защитил кандидатскую диссертацию по теме Исследование влияния продуктов деструкции газифицируемой модели и параметров литейной формы на формирование стальной отливки», а в 1993 г. – докторскую диссертацию по теме «Исследование и разработка мер достижения экологического равновесия в системе «литейный цех – человек – окружающая среда»

С 1975 г. работает на кафедре «Охрана труда» в должностях ассистента, доцента, профессора, а с марта 1999 г. по настоящее время А. М. Лазаренков возглавляет эту кафедру.

В 1993 г. защитил докторскую диссертацию по теме «Исследование и разработка мер достижения экологического равновесия в системе «Литейный цех – человек – окружающая среда».

Александр Михайлович автор более 305 научных работ, в том числе пяти авторских свидетельств и патентов на изобретения, одной монографии, пяти учебников и семи учебных пособий, трех учебно-практических пособий, двух лабораторных практикумов, более 68 методических разработок.

На высоком методическом и научном уровне А. М. Лазаренков проводит лекционные, практические и лабораторные занятия, руководит дипломным проектированием студентов литейно-металлургических специальностей, является членом государственной экзаменационной комиссии.

А. М. Лазаренков разработал образовательный стандарт, пять типовых учебных программ для вузов по дисциплине «Охрана труда». Большое внимание уделяет совершенствованию организации научно-исследовательской деятельности университета, интеграции науки, образования и производства, заключающейся во взаимодействии с научными учреждениями Министерства здравоохранения Республики Беларусь, а также с промышленными предприятиями по комплексной оценке условий труда работающих в различных отраслях промышленности.

Александр Михайлович – член совета по защите диссертаций, научный руководитель семи магистрантов, член Международной академии наук экологии и безопасности жизнедеятельности (Санкт-Петербург, Россия), которая объединяет ученых России, Беларуси, Украины, Армении, Азербайджана, стран Прибалтики, Болгарии, член совета механико-технологического факультета, член редколлегии республиканского журнала «Охрана труда и социальная защита».

В 2002 г. А. М. Лазаренкову распоряжением Президента Республики Беларусь была установлена персональная надбавка за значительный вклад в развитие высшего образования. Он награжден Почетной грамотой Совета Министров РБ, Почетными грамотами Министерства образования, Почетной грамотой Министерства труда и социальной защиты, значком «Выдатнік адукацыі Рэспублікі Беларусь».

Искренне поздравляем Вас, Александр Михайлович, с юбилеем и желаем крепкого здоровья, новых творческих успехов, счастья и благополучия.

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

Юбилеем,

Валерий Александрович СКВОРЦОВ

(к 70-летию со дня рождения)



26 августа 2016 года Валерию Александровичу исполнилось 70 лет. Его творческий путь неразрывно связан с работой на кафедре «Машины и технология литейного производства» Белорусского национального технического университета. В 1973 году он окончил механико-технологический факультет Белорусского политехнического института и с июля 1988 года работает в должности доцента кафедры «Машины и технология литейного производства».

В деятельности Валерия Александровича органично сочетаются творчество ученого, опыт инженера и мастерство преподавателя. Высокий профессионализм, широта взгляда, способность проникать в суть вопроса при решении технических задач способствовали выполнению поставленных перед ним задач на высоком профессиональном уровне. Ученые и производственники высоко ценят его вклад в подготовку высококвалифицированных специалистов в области литейного производства. При его непосредственном участии подготовлены сотни инженеров-литейщиков, среди которых руководители производств ведущих предприятий РБ.

Валерий Александрович хорошо ориентируется в достижениях отечественной и зарубежной науки и практики по специальности. Регулярно участвует в международных и республиканских конференциях. Руководит научно-исследовательской работой и дипломным проектированием студентов. Работы его студентов регулярно занимают призовые места на международных и республиканских конкурсах. Являясь куратором группы, осуществляет воспитание студентов, проявляя заботу об их культурном и творческом росте.

За время работы подготовил большое количество новых курсов по специальности, среди которых «Теория и технология литейного производства», «Проектирование литых деталей», «Контроль качества отливок», «Проектирование заготовок для ювелирного производства», «Проектирование технологической оснастки для литейного производства». При его непосредственном участии создан ряд новых лабораторных работ, приобретено современное оборудование, созданы уникальные лабораторные установки для научных исследований.

Основное научное направление его исследований – теория и технология литейного производства. Имеет более 50 научных публикаций, в том числе 14 авторских свидетельств и патентов, 7 методических пособий и 1 учебное пособие.

Большой труженик, обладающий высокими профессиональными и моральными качествами, пользуется большим авторитетом и уважением среди коллег и студентов. Коллектив гордится таким ученым и замечательным товарищем, внесшим достойный вклад в признание кафедры, как ведущей в области литейного производства в нашей республике.

Валерий Александрович уникальным образом сочетает в себе характерное обаяние и великолепное чувство юмора, все его знают как веселого и остроумного человека. Его личные качества позволяют ему находить контакт с любым человеком, с руководителями всех уровней. Профессионал с большой буквы и сейчас он трудится не покладая рук с огромным энтузиазмом.

Отрадно отметить, что в настоящее время на кафедре учится его внук, династия литейщиков Скворцовых продолжается.

От имени коллектива кафедры, редакции журнала «Литье и металлургия», Ассоциации литейщиков и металлургов примите самые теплые поздравления, пожелания счастья и крепкого здоровья, неиссякаемой энергии, удачи во всех Ваших начинаниях.

Благополучия, мира и добра Вам и Вашим родным и близким!

Юбилеем,

Виктор Федорович ОДИНОЧКО

(к 70-летию со дня рождения)



Виктор Федорович Одинокко родился 12 августа 1946 г. в г. Витебске. Трудовую деятельность начал в 1966 г. слесарем-электромонтажником на Витебском заводе радиодеталей. С августа 1971 г. работал ассистентом кафедры «Детали машин и ТММ» Витебского технологического института легкой промышленности. В 1973 г. с отрывом от производства закончил факультет повышения квалификации преподавателей высших учебных заведений при МВТУ им. Баумана. В период с 1974 по 1977 г. учился в аспирантуре Белорусского политехнического института. В 1985 г. защитил кандидатскую диссертацию по специальности «Литейное производство». С 1977 г. и по настоящее время работает на кафедре «Машины и технология литейного производства» БНТУ.

Постоянно совершенствует свой уровень на курсах повышения квалификации педагогического состава. Основная сфера интересов связана с информатикой, вычислительной техникой и автоматизацией технологических процессов, программным обеспечением персональных компьютеров, современными технологиями обучения и воспитания студентов, применением электронных средств обучения в образовательном процессе.

Обладая большим производственным и педагогическим опытом, он постоянно совершенствовал методы и программы преподавания.

В настоящее время преподает курсы «Прикладная механика литейного производства», «Приводы литейных машин», «Автоматизация литейного производства», «Печи литейных цехов». На кафедре отвечает за научно-исследовательскую работу студентов. Принимает активное участие в общественной жизни факультета и кафедры. Активно работает со студентами, является куратором группы.

В его активе более 100 научных работ, среди которых более 70 научных публикаций, 29 учебно-методических работ, технологические и конструктивные решения защищены 16 авторскими свидетельствами и патентами.

По единодушному мнению коллег – яркий лидер, способный увлечь и повести за собой, великодушный организатор. Коллеги, выпускники отмечают профессионализм и эрудицию, широту и целеустремленность научного поиска нестандартных решений возникающих проблем.

Работая на кафедре в должности руководителя научно-исследовательской лаборатории, уделял большое внимание подготовке научных кадров. Пример преданности науке, настойчивости, целеустремленности, большой работоспособности, при всем этом, сохраняет скромность и доступность, замечательный человек.

Несмотря на возраст, Виктор Федорович и сейчас является законодателем новых способов преподавания технических дисциплин на кафедре. Постоянно занимается педагогической, научно-организационной и общественной работой. Глядя на Виктора Федоровича, можно смело сказать, что время не властно над ним отчасти потому, что он делает свое любимое дело.

Жизненный путь ученого, педагога, опытного руководителя и доброжелательного наставника молодых специалистов, стремление к новому, глубокая культура, эрудиция и оптимизм, доброта, внимательность в общении всегда присущи Виктору Федоровичу.

Педагогический коллектив, сотрудники кафедры, коллектив редакции журнала «Литье и металлургия», Ассоциация литейщиков и металлургов, многочисленные коллеги, друзья и ученики уважаемого юбиляра поздравляют его с замечательным юбилеем, желают ему счастья, здоровья, душевного покоя, процветания, новых творческих успехов и долгих лет плодотворной деятельности.

Пусть Вам всегда сопутствует удача и счастье, мира и солнца в Вашем доме.

Юбилеем,

Сергей Григорьевич САНДОМИРСКИЙ

(к 60-летию со дня рождения)



27 сентября 2016 г. исполнилось 60 лет со дня рождения главному научному сотруднику, доктору технических наук Объединенного института машиностроения НАН Беларуси Сергею Григорьевичу Сандомирскому.

В 1978 г. Сергей Григорьевич окончил физический факультет Белорусского государственного университета. С 1977 г. работал лаборантом, инженером, старшим инженером, младшим и старшим научным сотрудником, ученым секретарем Института прикладной физики НАН Беларуси. В 1985 г. С. Г. Сандомирский защитил кандидатскую, а в 1994 г. – докторскую диссертации. В 1996 г. С. Г. Сандомирский возглавил созданную им лабораторию магнито-динамических методов контроля Института прикладной физики НАН Беларуси. В 2000 г. решением Бюро Президиума НАН Беларуси лаборатория передана в Институт надежности машин НАН Беларуси (с 2006 г. – Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси).

С. Г. Сандомирский – известный ученый в области физики и техники магнитных материалов (сталей и чугунов), их неразрушающего контроля. Автор более чем 440 научных работ (в том числе более чем 320 основных научных работ, двух монографий и 90 изобретений СССР, России, Республики Беларусь, США, Германии, Великобритании, Франции и др.). Научные результаты опубликованы в 152 статьях, представлены на всемирных (Амстердам, 1989, Дели, 1996, Рим, 2000, Мюнхен, 2016), европейских (Копенгаген, 1998, Берлин, 2006, Москва, 2010, Прага, 2014), российских конференциях по физике неразрушающего контроля.

С. Г. Сандомирский дважды (в 1987 и 1988 гг.) становился победителем конкурсов на лучшего молодого изобретателя АН БССР. В 2001 г. награжден почетной грамотой Минского областного совета БОИР как лучший изобретатель Минской области.

С 1999 г. С. Г. Сандомирский – специалист 3-го (высшего) уровня по магнитному методу по классификации Европейского Совета по неразрушающему контролю. В 2009 г. С. Г. Сандомирскому установлена персональная надбавка Президента Республики Беларусь за выдающийся вклад в социально-экономическое развитие Республики Беларусь.

В 2013 г. за большой вклад в развитие магнитного структурного анализа, разработку и внедрение в производство новых методов и средств неразрушающего контроля награжден юбилейной медалью в честь 80-летия НАН Беларуси. Победитель конкурса научных работ ОИМ НАН Беларуси по итогам 2009–2013 гг.

Основные научные результаты получены в области установления взаимосвязей магнитных параметров ферромагнитных материалов, их физико-механических свойств и структуры, процессов намагничивания и перемагничивания ферромагнитных материалов и тел с учетом размагничивающего влияния их формы и немагнитных включений, разработки на этой основе методов измерения магнитных параметров материалов, методов и средств неразрушающего контроля изделий из сталей и чугунов. Это позволило разработать и внедрить на заводах Республики Беларусь и России комплекс приборов для контроля изделий широкой номенклатуры размеров и материалов.

От всей души поздравляем Вас, Сергей Григорьевич, с юбилеем. Желаем Вам крепкого здоровья, долгих лет жизни, свершения всех Ваших планов.

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

Конференция и выставка!

Уважаемые Господа,

Приглашаем Вас принять участие в ежегодной Международной научно-технической конференции **«Литейное производство и металлургия 2016. Беларусь»** и информационной выставке литейного производства и металлургических технологий.

Конференция и информационная выставка будут проходить в Белорусском национальном техническом университете (БНТУ) **19–21 октября 2016 года**.

В конференции и выставке традиционно принимают участие представители научного сообщества, а также ведущих предприятий и зарубежных компаний литейного и металлургического производств Беларуси, России, стран СНГ и Европы, что обеспечивает высокий уровень и актуальность обсуждаемых проблем. Организатором данного мероприятия выступают Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь (АЛИМ) и Белорусский национальный технический университет (БНТУ).

ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

1. Литейное производство, технология и материалы, оборудование, плавка сплавов, приборы контроля, экология, охрана труда, информационные технологии.

2. Металлургическое производство: технология плавки, технология разлива, прокатное, волочильное и трубное производства, производство металлокорда, охрана труда, экономика.

3. Материаловедение в машиностроении, машины и технология обработки металлов давлением, сварка и резка.

4. Тематические научно-технические семинары молодых ученых и студентов.

Темы круглых столов:

- Карбитная сегрегация в шарикоподшипниковых сталях.
- Спецстали (стали для автомобилестроения).
- Производственные отходы, образующиеся на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (металлургический шлак, пыль газоочисток, солевой остаток и др.). Основные направления использования, альтернативные пути применения отходов.

К началу работы конференции будут изданы «Труды 24-й Международной научно-технической конференции».

Во время работы конференции будут подведены итоги конкурса лауреатов премии АЛИМ.

Условия по участию в конкурсе опубликованы на сайтах АЛИМ www.alimrb.by и журнала «Литье и металлургия» www.limrb.by.

Для участников конференции предусмотрены технические экскурсии на передовые предприятия и по заявкам – встречи со специалистами предприятий республики.

Более подробную информацию о конференции можно уточнить по тел. (+375 17) 331-11-16, 292-74-75 и e-mail: alimrb@tut.by.

ОРГКОМИТЕТ

Антифрикционный силумин

Новый антифрикционный силумин по механическим свойствам и износостойкости не уступает наиболее распространенным бронзам (БрАЖ9-4, ОЦС5-5-5).

ТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Твердость, HB.....125÷140
Временное сопротивление разрыву, МПа.....350÷450
Относительное удлинение.....4÷8

По результатам производственных испытаний антифрикционных Al-Si сплавов на предприятиях Республики Беларусь ОАО «Завод «Оптик» (г. Лида), РУПП «Станкозавод «Красный Борец» (г. Орша), ОАО «Белшина» г. Бобруйск) этот материал рекомендован для замены бронзы в узлах и механизмах трения.

ПРЕИМУЩЕСТВА

Коэффициент трения скольжения заготовок из антифрикционного силумина на 35÷60% ниже, чем аналогичных из БрОЦС5-5-5. Стоимость заготовок из антифрикционного силумина в 2÷2,5 раза, а масса – в 2,5÷3 раза ниже, чем аналогичных из бронзы.

В настоящее время ГНУ «ИТМ НАН Беларуси» имеет возможность изготовления следующих заготовок из антифрикционного силумина:

- сплошных цилиндрических заготовок диаметром до 200 мм;
- полых заготовок наружным диаметром до 300 мм;
- непрерывнолитых прутков диаметром до 100 мм.

New antifrictional silumin is not inferior to the most popular bronzes (Cu+9%Al+4%Fe, Cu+5%Sn+5%Zn+5%Pb).

MAIN CHARACTERISTICS

Hardness, HB.....125÷140
Rupture strength, MPa.....350÷450
Percentage extension, %.....4÷8

This material is recommended for bronze replacement in friction units and mechanisms according to the results of antifrictional Al-Si alloys production tests carried out at the enterprises of Republic of Belarus OJSC "Plant Optic" (Lida), RUPE "Machine-tool plant "Krasny borets" (Orsha), OJSC "Belshina" (Bobruysk).

ADVANTAGES

Coefficient of sliding friction of the billets of antifrictional silumin is 35÷60 % lower than that of similar of bronzes (Cu+5%Sn+5%Zn+5%Pb). Cost of the billets of antifrictional silumin is 2÷2,5 times lower than that of similar of bronze and weight is 2,5÷3 time lower than that of similar of bronze.

Nowadays SSI " Institute of technology of metals of National Academy of Sciences of Belarus» has the opportunity to produce the following billets of antifrictional silumin:

- Solid cylindrical billets with diameter up to 200 mm;
- Hollow billets with full diameter up to 300 mm;
- Continuous cast bars with diameter up to 100 mm.

ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ

Заготовки из антифрикционного силумина предназначены для использования их взамен бронзовых в различных узлах и механизмах трения (червячные колеса, подшипники скольжения, втулки).

Подшипники скольжения из антифрикционного силумина

Sliding bearings of antifrictional silumin



APPLICATION AREA

The billets of antifrictional silumin are meant for their use instead of similar of bronze in various friction units and mechanisms (worm wheels, sliding bearings, bushings).

Червячные колеса из антифрикционного силумина

Worm wheels of antifrictional silumin



Antifrictional silumins

ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ
НАУК БЕЛАРУСИ
INSTITUTE OF TECHNOLOGY OF METALS OF NATIONAL ACADEMY
OF SCIENCES OF BELARUS

Беларусь, 212030, г. Могилев, ул. Бялыницкого-Бирули, 11

212030, Bialynitskaga-Biruli, 11, Mogilev, Belarus

Факс/Fax. +375 222 28 01 49 Тел./Tel. +375 222 27 93 67

info@itm.by http://www.itm.by

ДЕКЛАРАЦИЯ ПРОМЫШЛЕННОЙ БЕЗОПАСНОСТИ ОПАСНЫХ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ОБЪЕКТОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО И ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

В соответствии с Законом Республики Беларусь «О промышленной безопасности» № 354–З от 5 января 2016 г. предприятия, эксплуатирующие объекты, относящиеся к опасным производственным объектам I и II типа опасности (чрезвычайно высокой и высокой опасности соответственно), обязаны иметь **декларацию промышленной безопасности опасного производственного объекта**.

Закон вступил в силу с 15 июля 2016 г. В соответствии с Перечнем опасных производственных объектов (Приложение 1 к Закону) все объекты металлургического и литейного производства (производственные участки, цехи), на которых получают, транспортируют, используются расплавы черных и (или) цветных металлов и сплавы на основе этих расплавов в количестве 500 т и более в год относятся к объектам II типа опасности и соответственно подлежат обязательному декларированию.

Эксплуатация опасных производственных объектов I и II типов опасности без наличия декларации промышленной безопасности запрещается.

Декларация промышленной безопасности разрабатывается субъектом промышленной безопасности либо организацией, имеющей разрешение на право разработки этой декларации, выданное Госпромнадзором.

В декларации промышленной безопасности отражаются сведения об опасном производственном объекте (тип опасности, данные о технологическом процессе и используемом оборудовании), результаты анализа состояния промышленной безопасности, информация об условиях возникновения возможных аварий, схемы возникновения и развития возможных аварий, перечень принятых субъектом промышленной безопасности мер по обеспечению промышленной безопасности, готовности субъекта промышленной безопасности к локализации и ликвидации аварий и инцидентов на опасном производственном объекте и их последствий.

Декларация промышленной безопасности оформляется в двух экземплярах.

После получения положительного заключения экспертизы промышленной безопасности сведения о декларации вносятся Госпромнадзором в государственный реестр опасных производственных объектов. Один экземпляр декларации передается в Госпромнадзор, второй – остается у субъекта промышленной безопасности.

Декларация промышленной безопасности подлежит пересмотру субъектом промышленной безопасности в случаях реконструкции, технического переоснащения, консервации опасного производственного объекта, изменения технологических процессов, требований промышленной безопасности, но не реже одного раза в пять лет с даты ее утверждения руководителем субъекта промышленной безопасности.

Декларация промышленной безопасности опасного производственного объекта должна включать следующие структурные элементы: титульный лист; данные об организации – разработчике декларации; оглавление; раздел 1 «Общие сведения»; раздел 2 «Результаты анализа безопасности»; раздел 3 «Обеспечение требований промышленной безопасности»; раздел 4 «Выводы»; раздел 5 «Ситуационные планы»; обязательное приложение к декларации – «Расчетно-пояснительная записка».

Расчетно-пояснительная записка должна содержать расчет и обоснование оценки риска аварии и достаточности, принятых мер по предупреждению аварий.

К потенциально опасному оборудованию, применяемому в металлургическом и литейном производствах, относятся установки, аппараты, технические устройства, включенные в Перечень, приведенный в Приложении 2 к Закону Республики Беларусь «О промышленной безопасности»:

- Оборудование металлургических производств, рассчитанное на максимальное количество расплава 50 т и более.
- Оборудование литейных производств, рассчитанное на максимальное количество расплава 0,5 т и более.
- Оборудование, работающее под избыточным давлением выше 0,07 МПа и с температурой воды более 115 °С.
- Грузоподъемные краны, краны мостового типа, управляемые из кабины, краны мостового типа грузоподъемностью более 10 т, краны кабельного типа, краны стрелового типа грузоподъемностью более 1 т, грузовые электрические тележки, передвигающиеся по надземным рельсовым путям совместно с кабиной управления.
- Объекты газораспределительной системы и газопотребления, на которых находятся или могут находиться природный газ с избыточным давлением до 1,2 МПа или сжиженный углеводородный газ с избыточным давлением до 1,6 МПа.

*Ведущий эксперт управления проведения,
контроля экспертиз и технической диагностики В. А. Байрашевский*

НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННОЕ РЕСПУБЛИКАНСКОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ

УП «Технолит» обладает всем перечнем необходимых Лицензий, Разрешений и Аттестатов соответствия и оказывает услуги в области промышленной безопасности и проектирования промышленных объектов литейного и металлургического производства, в том числе выполняет:

- Проектирование (разработку конструкторской и технической документации):
 - оборудования для плавки и разлива металлов (плавильные стационарные и вращающиеся печи, вагранки, оборудование для нагрева и загрузки шихты, разливочные ковши, передаточные тележки и т.д.);
 - газопотребляющего оборудования (стенды газового подогрева ковшей, изложниц разливочных конвейеров, шихты, рекуператоры, узлы дожигания и др.)

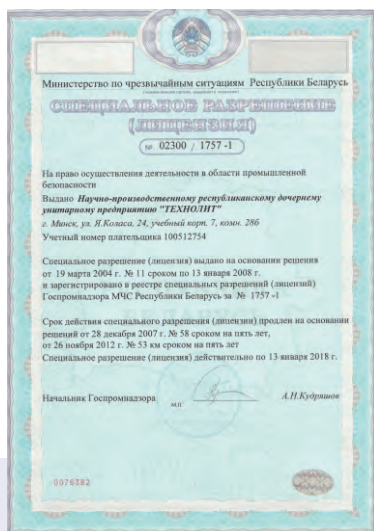
Лицензия Госпромнадзора Республики Беларусь № 02300/1757-1

- Разработку Деклараций промышленной безопасности для объектов литейного производства (литейные цехи и участки с объемом производства 500 т в год и более)

Разрешение Госпромнадзора Республики Беларусь № 11-1-120-2016

- Проектирование новых и модернизацию действующих литейных и металлургических цехов (раздел «Технологические решения»).

Аттестат соответствия Министерства строительства и архитектуры Республики Беларусь №0001800-ПР





ЛИТЕЙНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ

- Комплексные проекты по созданию новых и модернизации действующих литейных предприятий и цехов
- Технологии и оборудование для производства отливок из цветных и железоуглеродистых сплавов
- Смесеприготовительное оборудование
- Технологии и оборудование для производства песчаных стержней
- Формовочное оборудование
- Проектирование и изготовление сложнопрофильной оснастки

Оборудование для производства стержней



Машина стержневая



Комплекс стержневой



Комплекс смесеприготовительный



Комплекс оборудования для изготовления форм и стержней из ХТС

шнековый



Смесители для приготовления песчано-смоляных смесей



скребковый

Оборудование для производства отливок гильз цилиндров



Комплекс оборудования



Машина центробежная карусельная



Машина докильная карусельная



Машина кокильная однопозиционная специальная

Оборудование для производства отливок



Комплекс кокильный

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28
Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322
E-mail: belniiilit@gmail.com; niiilit@mail.belpak.by
www.belniiilit.by

Центробежное литье

ОТЛИВКИ ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Применяются для изготовления втулок, подшипников скольжения, ходовых гаек, зубчатых венцов и др, используемых в машиностроении и химической промышленности.

Преимущества:

Высокая плотность металла и отсутствие раковин, шлаковых и неметаллических включений.



• Масса отливки, кг..... до 150

BILLETS OF COPPER ALLOYS

Destined for production of bushings, sliding bearings, slide nuts, gear rings, etc. used in mechanical engineering and chemical industry.

Advantages:

High density of metal and absence of holes, slag and nonmetallic inclusions.

• Weight of cast, kg..... up to 150

БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВТУЛКИ И ДИСКИ "СТАЛЬ-МЕДНЫЙ СПЛАВ"

Технические характеристики:

- Внутренний диаметр, мм.....более 20
- Длина заготовки, мм.....до 300
- Толщина наплавленного слоя, мм.....не менее 0.25
- Припуск на механическую обработку, мм.....от 0.5-1.0

Преимущества:

Снижение расхода медных сплавов.
Увеличение ресурса работы.



BIMETAL BUSHINGS AND DISKS "STEEL-COPPER ALLOY"

Performance specifications:

- Inner diameter, mm 20 and more
- Length of billet, mm up to 300
- Thickness of welded layer, mm not less than 0.25
- Machining allowance, mm from 0.1 to 1.0

Advantages:

Reduction of copper alloys consumption.
Extension of operational life.



Centrifugal casting

ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ
НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК
БЕЛАРУСИ

Беларусь, 212030, г. Могилев,
ул. Бялыницкого-Бирули, 11

INSTITUTE OF TECHNOLOGY OF
METALS OF NATIONAL ACADEMY OF
SCIENCES OF BELARUS

212030, Bialynitskaga-Biruli, 11,
Mogilev, Belarus

Факс/Fax. +375 222 28 01 49 Тел./Tel. +375 222 27 93 67
info@itm.by http://www.itm.by

Высокоскоростные одношнековые смесители для приготовления песчано-смоляных холоднотвердеющих смесей



Высокоскоростные одношнековые смесители предназначены для приготовления маложивучих холоднотвердеющих песчано-смоляных смесей (ХТС) с последующим изготовлением стержней и форм из них в литейных цехах с единичным и серийным характером производства отливок.

В базовой комплектации смесители имеют два контура подачи и дозирования жидких связующих компонентов, что обеспечивает возможность их применения для приготовления большинства используемых в современном литейном производстве типов песчано-смоляных смесей на основе двухкомпонентных вяжущих систем «смола + отвердитель», например, фурановых смесей кислотного отверждения, смесей технологии Альфа-сет и других.

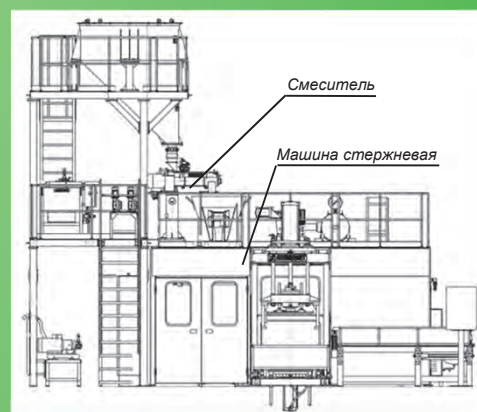
При производстве стержней на стержневых машинах смеситель может быть смонтирован на верхней площадке машины и использован для приготовления песчано-смоляных смесей горячего и холодного отверждения с загрузкой приготавливаемой смеси непосредственно в бункер стержневой машины.



Установка смесеприготовления

Отличительной чертой этих малогабаритных смесителей являются конструктивная простота и надежность. Перемешивание компонентов стержневой смеси происходит в шнековой камере смешивающего агрегата сменными лопатками, закрепленными на быстровращающемся валу.

Совокупность небольшой длины шнековой камеры и высокой скорости вращения шнека обеспечивает быстрое и качественное смесеприготовление, а также полную очистку камеры перемешивания от остатков смеси в конце каждого рабочего цикла. Высокая работоспособность смесителя обеспечивается применением высококачественной аппаратуры производства фирм «Omron», «Festo» и «Camozzì».



Комплекс технологический стержневой

В настоящее время специалистами ОАО «БЕЛНИИЛИТ» разработан **новый** высокоскоростной одношнековый смеситель производительностью до 12 тонн в час – модель **С1Ш-12**.

Технические характеристики	С1Ш-3	С1Ш-6	С1Ш-6-02	С1Ш-12 Новинка!!!
Тип установки	Смеситель одношнековый высокоскоростной поворотный непрерывного действия			
Количество рабочих органов (шнеков), шт.	1			
Угол поворота, градус, не менее	180			
Радиус действия, мм	720	1030	1030	1600
Производительность смесителя, т/ч	1,0...3,0	3,0...6,0	3,0...10,0	8,0...12,0
Число оборотов шнека, мин ⁻¹	690	500	700	559
Количество агрегатов электронасосных, шт.	2			
Установленная мощность, кВт	4,0	5,1	6,0	5,9
Давление воздуха, МПа	0,5...0,63			
Масса смесителя, кг	450	580	610	950

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28
Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322
E-mail: belniilit@gmail.com; niilit@mail.belpak.b
www.belniilit.by

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ АВТОРОВ

ТРЕБОВАНИЯ К ИЛЛЮСТРАЦИЯМ И РЕКЛАМНЫМ МОДУЛЯМ

Разрешение растрового файла в цветовой модели RGB и CMYK (форматы TIFF, PSD, JPEG) должно быть 300 dpi. Если графические данные представлены в модели Grayscale, Bitmap (серый, черно-белый), то их разрешение не должно быть менее 600 точек на дюйм. Не рекомендуется использование не предназначенных для полиграфии форматов файлов типа BMP, GIF, TGA и других.

Формат растрового файла при верно заданном разрешении в точках на дюйм должен на 100 процентов соответствовать тому формату, с которым будет проводиться его печать. Различные масштабирования и трансформации в программах обычно дают худшие результаты (и при злоупотреблении это обычно является признаком «дурного» тона). Недопустимо сильное увеличение размеров растрового файла (более чем на 50–70 процентов относительно исходного размера), так как это приведет к ухудшению четкости картинки. Формат журнала 210×297 мм до реза. Если фон рисунка должен полностью заполнять страницу журнала, то размер его должен быть не менее данного размера. Информативные текстовые элементы не должны выходить за пределы размера 190×277 мм.

Должны отсутствовать заказные цвета. Если вы переходите из цветовой модели RGB в CMYK, то обычно не следует использовать общее количество краски, большее, чем 300–320 процентов (параметр Total ink).

Если около краев изображения имеются практически бесцветные области, такие, как, например, яркие светлые облака или солнечные блики, то рекомендуется заключать все изображение в тонкую «технологическую» рамочку темного цвета во избежание появления в печати «дыр» по краям картинки.

Крайне не рекомендуется печатать мелкие элементы, например, тонкие линии толщиной около 0,1 пункта и меньше или размещать текстовые блоки с использованием кегля для текста размером менее 8 пунктов, с использованием в печати двух или более красок. Те же элементы не рекомендуется печатать «вывороткой», т.е. белым цветом на составном цветном фоне.

Текстовые блоки в программах векторной графики (Illustrator, CorelDraw) желательно преобразовывать в кривые или предоставить используемые в работе шрифты.

Желательно использование «кроющего» 100%-го черного цвета при условии, что они визуально непрозрачны. Проверьте атрибуты «Overprint Fill/Stroke» и при необходимости установите их во включенное положение.

Величина треппинга в общем случае должна составлять 0,15–0,3 pt.

Реклама: Обложка. 1-я стр. – ширина 215 мм, высота 225 мм; 4-я стр. – ширина 215 мм, высота 283 мм; внутри – ширина 215 мм, высота 300 мм. **Реклама внутри журнала.** Ширина 210 мм, высота 297 мм до обрез. Края журнала под обрез учитывается 5 мм. Отодвигайте информативные элементы рекламы от края реза еще как минимум на 5 мм!!! Не принимаются рекламные модули в случае, если они были сделаны в программах типа Microsoft Word/Excel/Powerpoint. Реклама может быть предоставлена и в формате InDesign, но предварительно ее нужно собрать вместе, «упаковать» средствами самой программы. Рекомендуемые форматы для хранения векторных данных – AI, PS/EPS, а также PDF.

ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ

К публикации принимаются материалы, касающиеся результатов оригинальных научно-технических исследований и разработок, не опубликованные и не предназначенные для публикации в других изданиях. Тематика предоставляемого материала должна соответствовать рубрикам журнала (литейное производство, металлургия, САПР, охрана труда, материаловедение).

Статьи должны быть написаны в сжатой и ясной форме и содержать соответствующий индекс УДК; название на русском и английском языках; инициалы и фамилии авторов на русском и английском языках; полное название учреждений (с указанием адреса), в которых выполнялось исследование; аннотацию на русском и английском языках (3–5 предложений).

В **2015 г.** редакция журнала «Литье и металлургия» подготавливает журналы к предоставлению для включения в зарубежные индексы цитирования SCIVERSE SCOPUS. В связи с этим **изменились основные требования к оформлению статей (см. <http://limrb.by>)**.

Необходимо представить экспертное заключение о возможности опубликования материалов в открытой печати.

Рукопись представляется на бумажном и электронном носителях. Текст набирается на листах формата А4 в одну колонку без абзацного отступа (красная строка), между символами допускается не более одного пробела, шрифт 12 пунктов, интервал одиночный. Поля справа, слева, сверху и снизу не менее 1,5 см, страницы должны быть пронумерованы. Объем не должен превышать 8 страниц машинописного текста (шрифт Times New Roman). Электронный вариант должен быть набран в Word под Windows, для формул – формульный редактор Word или Mathtape. Формульным редактором в Word пользоваться только для набора сложных формул. Вставку символов выполнять через меню «Вставка/символ». Выключку вверх и вниз (C^2 , C_2) выполнять через

меню «Формат/шрифт/надстрочный или подстрочный» (выключка вверх или вниз). При наборе греческих символов и математических знаков использовать только гарнитуру «Symbol» прямым начертанием, латинские буквы набираются курсивом. Формулы в тексте следует нумеровать подряд в круглых скобках. Нумеровать рекомендуется те формулы, на которые имеются ссылки в последующем тексте. Если при наборе встречаются символы гарнитуры, установленной отдельно в вашу операционную систему, то она должна быть предоставлена вместе с текстовым материалом. Гарнитура должна быть в формате Unicode (восприниматься Word не ниже версии 8). Правильно набирать «10 °С», «10°», «№ 34», «23%», «34–68», «+12°», «42 + 16». Нельзя заменять букву «О» нулем (0), знак градуса нулем (0). Не отбиваются кавычки и скобки от находящегося в них текста. Если заключенный в кавычки текст набран курсивом или полужирным выделением, то кавычки набираются тем же начертанием. Скобки набираются начертанием основного текста. Рисунки представляются в виде отдельных файлов в формате TIF, PSD, JPEG с разрешением 600 точек на дюйм для черно-белых иллюстраций и 300 – для цветных. Текст на рисунках должен быть набран гарнитурой «Arial», светлый курсив. Размер кегля должен быть соизмерим с размером рисунка (желательно 9-й кегль). Все обозначения на рисунках должны быть расшифрованы. Подписи к рисункам представляются отдельным файлом в Word и на отдельной распечатке. Нумерация рисунков и нумерация подписей к ним должны совпадать. Представленный электронный вариант рукописи должен быть идентичен бумажному. В случае расхождений правильным считается бумажный вариант. Таблицы располагаются непосредственно в тексте статьи и не должны дублировать графики. Каждая таблица имеет заголовок. На все таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте. Ссылки на литературу приводятся в порядке их появления в тексте статьи и заключаются в квадратные скобки; цитирование двух или более работ под одним номером не допускается.

Статьи могут быть предоставлены и в формате InDesign, но предварительно их нужно собрать вместе, «упаковать» средствами самой программы.

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

Статьи, не соответствующие перечисленным требованиям, к рассмотрению не принимаются и возвращаются авторам. Датой поступления считается день получения редакцией первоначального варианта текста.

Редакция предоставляет первоочередного опубликования статей лицам, осуществляющим послевузовское обучение (аспирантура, докторантура, соискательство), в год завершения обучения; не взимает плату с авторов за опубликование научных статей; оставляет за собой право производить редакторские правки, не искажающие основное содержание статьи.