

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

Том 92, № 3, 2018 г.

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

УЧРЕДИТЕЛИ

Белорусский национальный технический университет
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, Заслуженный изобретатель РБ

РЕДСОВЕТ

Харитончик С. В., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Хрусталева Б. М., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Анелкин Н. И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Сайков М. А., ОАО «Гомельский литейный завод «Центролит», Беларусь
Самончик В. Г., ОАО «Речицкий метизный завод», Беларусь
Николайчик Ю. А., Белорусский национальный технический университет, Беларусь

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

РЕДАКЦИЯ

Машканова С. В., редактор
Вольнец П. В., компьютерная верстка, дизайн
Голосюк Н. В., менеджмент
Соболев В. Е., перевод

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

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

Подписано в печать 01.09.2018. Выход в свет 10.09.2018. Формат 60×84%. Цена свободная

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 19,53. Уч.-изд. л. 7,64. Тираж 150 экз. Заказ 716

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

Редакция не несет ответственности за содержание рекламных объявлений.

Журнал «Литье и металлургия» включен в Перечень научных изданий Республики Беларусь, DOAJ, РИНЦ.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Марукович Е. И., главный редактор, ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси», Беларусь
Иваницкий Н. И., зам. главного редактора, Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Анелкин Н. И., зам. главного редактора, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Анисович А. Г., ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», Беларусь
Бевза В. Ф., ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси», Беларусь
Гордиенко А. И., ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», Беларусь
Дибров И. А., Российская ассоциация литейщиков, Россия
Иванов И. А., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Калиниченко А. С., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Константинов В. М., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Крамер О. М., HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH, Германия
Ли Джон-Хун, Республика Корея
Ловищенко Г. Ф., УО «Белорусская государственная академия авиации», Беларусь
Маляревич А. М., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Маяускас Э. П., Литва
Найдек В. А., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Украина
Неменюк Б. М., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Николайчик Ю. А., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Нифал А., Центральная научно-исследовательский металлургический институт, Египет
Пантелеенко Ф. И., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Перетягина Е. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Беларусь
Стеценко В. Ю., ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси», Беларусь
Трусова И. А., Белорусский национальный технический университет, Беларусь
Чой Ки-Йонг, Республика Корея

АДРЕС РЕДАКЦИИ

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

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

Vol. 92, no. 3, 2018

Quartely Journal

Issued in Russian with annotations in English.

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

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

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

PUBLISHER

Belarusian National Technical University

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

Savenok A. N., General Director of OJSC «BSW – Management Company
of Holding «BMC»

DEPUTY CHAIRMAN OF THE EDITORIAL COUNCIL

Marukovich E. I., Academician of NAS RB, Dr. of Engineering Sciences,
Professor, Laureate of State Prize of BSSR and RB, Honoured In-
ventor of Belarus

EDITORIAL COUNCIL

Kharitonchik S. V., Belarusian National Technical University, Belarus
Khrustalev B. M., Belarusian National Technical University, Belarus
Anel'kin N. I., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»,
Belarus
Saykov M. A., OJSC Gomel Foundry Plant «TSENTROLIT», Belarus
Samonchik V. G., OJSC Rechitsa Metizny Plant, Belarus
Nikolaychik Yu. A., Belarusian National Technical University, Belarus

CHIEF EDITOR

Marukovich E. I., Academician of National Academy of Sciences of Be-
larus, Dr. of Engineering Sciences, Professor

EDITORIAL STAFF

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

EDITORIAL BOARD

Marukovich E. I., Chief Editor, Institute of Technology of Metals of
National Academy of Sciences of Belarus, Belarus
Ivanitsky N. I., Deputy Chief Editor, Belarusian National Technical
University, Belarus
Anel'kin N. I., Deputy Chief Editor, OJSC «BSW – Management Com-
pany of Holding «BMC», Belarus
Anisovich A. G., Physical-Technical Institute of National Academy of
Sciences of Belarus, Belarus
Bevza V. F., Institute of Technology of Metals of National Academy of
Sciences of Belarus, Belarus
Gordienko A. I., Physical-Technical Institute of National Academy of
Sciences of Belarus, Belarus
Dibrov I. A., Russian Foundry Association, Russia
Ivanov I. A., Belarusian National Technical University, Belarus
Kalinichenko A. S., Belarusian National Technical University, Belarus
Konstantinov V. M., Belarusian National Technical University, Belarus
Kramer O. M., HEINRICH WAGNER SINTO Maschinenfabrik GmbH,
Germany
Lee John-Hoon, Republic of Korea
Lovshenko G. F., Belarusian State Academy of Aviation, Belarus
Malyarevich A. M., Belarusian National Technical University, Belarus
Mayuskas E. P., Lithuania
Naidek V. L., Physical-Technological Institute of Metals and Alloys
National Academy of Sciences of Ukraine, Ukraine
Nemenenok B. M., Belarusian National Technical University, Belarus
Nikolaychik Yu. A., Belarusian National Technical University, Belarus
Nofal A., Central Research Institute of Metallurgy, Egypt
Panteleenko F. I., Belarusian National Technical University, Belarus
Peretyagina E. A., OJSC «BSW – Management Company of Holding
«BMC», Belarus
Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Aca-
demy of Sciences of Belarus, Belarus
Trusova I. A., Belarusian National Technical University, Belarus
Choi Ki-Jong, Republic of Korea

ESTABLISHER OF THE JOURNAL

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

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

Nezavisimosti ave., 65, 220013, Minsk
Tel.: (017) 292-74-75, Tel./fax (017) 331-11-16,
E-mail: limrb@tut.by Web: www.alimrb.by, www.lim.bntu.by

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

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

Base print pages 19,53. Account. publ. pages 7,64. Circulation 150 copies. Order 716

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

The editorial staff does not accept responsibility for advertisements.
The Journal is included in the Databases DOAJ and RISC.

© Belarusian National
Technical University, 2018

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

Ровин С. Л., УП «Технолит» 25 лет в литейном производстве	7
Немененок Б. М., Трусова И. А., БНТУ Кафедра «Металлургия черных и цветных сплавов»	11
Лазаренков А. М., БНТУ Подготовка инженерных кадров по вопросам охраны труда в технических вузах Республики Беларусь	19
ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО	
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси Кристаллизация металлов и сплавов. Проблема. Пути решения	22
Марукович Е. И., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Демченко Е. Б., БНТУ Теплопередача в кристаллизаторе при вертикальном непрерывном литье стали.	26
Крутилин А. Н., Гуминский Ю. Ю., Русевич О. А., БНТУ, Кульбицкая Л. В., ГНУ «Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси» Повышение эффективности использования жидкостекольных смесей. Часть 3. Нанодисперсные материалы	31
Фасевич Ю. Н., Рудницкий Ф. И., БНТУ Разработка методики экспериментальных исследований управления кристаллизацией литых заготовок путем оптимизации теплофизических свойств элементов литниковой системы.	36
Рудницкий Ф. И., БНТУ, Куликов С. А., Шумидай В. А., ОАО «МТЗ» Повышение прочности серого чугуна путем введения в расплав дисперсных добавок	43
Ровин С. Л., УП «Технолит», Ровин Л. Е., Русая Л. Н., Герасимова О. В., ГГТУ им. П. О. Сухого Экология печей	50
Панасюгин А. С., Григорьев С. В., Терап А. И., Ануфриев В. Н., БНТУ, Цыганов А. Р., БГТУ, Машерова Н. П., Военная академия Республики Беларусь Извлечение из водных растворов ионов железа и свинца фильтрующей загрузкой, созданной на основе сталеплавильного шлака.	58
МЕТАЛЛУРГИЯ	
Савинков В. В., Ковалева И. А. ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Оптимизация режимов двухстадийного охлаждения катанки диаметром 5,5–6,5 мм низкоуглеродистых марок сталей с целью обеспечения требуемой степени удаления окалины механическим способом перед ее последующей переработкой.	63
Кухаренко М. А., Мохорева В. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Обзор методов испытаний для определения прочностных и пластических свойств проволоки	67
Серегина Е. С., Аюпова Т. Н., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Дефекты сварных соединений проволоки, вызывающие обрывы во время волочения	71
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ	
Анисович А. Г., ГНУ ФТИ НАН Беларуси Резкость изображений в металлографии.	76
Томило В. А., БНТУ, Левкович В. В., ГНУ ФТИ НАН Беларуси Ревверсивная калибровка при поперечно-винтовом редуцировании трубных заготовок	82
Минько Д. В., БНТУ Влияние параметров импульсного лазерного воздействия на формирование градиента структуры пористых материалов из порошка титана	88
Елистратов А. П., БНТУ Особенности лазерной наплавки с подачей присадочной ленты	95
Исаевич Л. А., Крицкий А. Д., Иваницкий Д. М., Сидоренко М. И., БНТУ Прочностной расчет бандажированного вала для ассиметричной прокатки малолистовых рессор.	101
Гольцова М. В., Жиров Г. И., Назаров Д. А., БНТУ Градиентный материал PD-PDH _x	110
Трибушевский Л. В., Немененок Б. М., Румянцева Г. А., БНТУ Влияние технологии плавки отходов алюминия на состав и возможность использования образующейся пыли.	118
Калиниченко М. Л., Долгий Л. П., БНТУ, Ровин С. Л., УП «Технолит», Кукареко В. А., ГНУ ОИМ НАН Беларуси, Калиниченко В. А., БНТУ Современные способы создания модельных комплектов для литья	125
Ловшенко Ф. Г., Хабибуллин А. И., ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет» Получение, структура и свойства модифицированных сварных швов	131
Федулов В. Н., БНТУ Режимы упрочнения высокопрочного ($\alpha+\beta$)-титанового сплава BT23 для применения в авиационной технике.	141

ОХРАНА ТРУДА

Лазаренков А. М., БНТУ

Безопасность труда в литейном производстве 148

НОВОСТИ

Николайчик Ю. А., Соболев В. Е., БНТУ

Деловой визит в Великобританию 153

CONTENTS

Subscription 75034

Rovin S. L., Technolit Co 25 years at Foundry Production	7
Nemenenok B. M., Trusova I. A., Belarusian National Technical University Department «Metallurgy of ferrous and non-ferrous alloys»	11
Lazarenkov A. M., Belarusian National Technical University Training of engineers on labor protection in technical universities of the Republic of Belarus	19
FOUNDRY	
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus Crystallization of metals and alloys. Problem. Solutions	22
Marukovich E. I., Institute of technology of metals of National Academy of Sciences of Belarus, Demchenko E. B., Belarusian National Technical University Heat transfer in the mold during vertical continuous casting of steel	26
Krutilin A. N., Huminski Yu. Yu., Rusevich O. A., Belarusian National Technical University, Kulbitskaya L. V., SSI Institute of General and Inorganic Chemistry of National Academy of Sciences of Belarus Improvement of efficiency of use of liquid-glass mixtures Part 3. Nanodispersed materials	31
Fasevich Yu. N., Rudnitsky F. I., Belarusian National Technical University Development of methodology of experimental studies of control in crystallization of castings by optimizing the thermophysical properties of the elements of the gating system	36
Rudnitsky F. I., Belarusian National Technical University, Kulikov S. A., Shumigai V. A., JSC «Minsk Tractor Works» Increasing the strength of grey cast iron by introducing of dispersed additives into the melt	43
Rovin S. L., Technolit Co, Rovin L. E., Rusaya L. N., Gerasimova O. V., Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj Furnace ecology	50
Panasyugin A. S., Grigor'ev S. V., Teran A. I., Anufriev V. N., Belarusian National Technical University, Tsyganov A. R., Belarusian State Technological University, Masheroval N. P., Military Academy of the Republic of Belarus Extraction from aqueous solutions ions of iron and lead by filter loading, created on the basis of steel melting slag	58
METALLURGY	
Savinkov V. V., Kovaleva I. A., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» Optimization of two-stage cooling conditions for wire rod diameter 5.5–6.5 mm of low-carbon steel grades in order to ensure the required degree of descaling mechanically before its subsequent processing	63
Kukhareenko M. A., Mokhoreva V. A., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» Overview of test methods to determine strength and plastic properties of the wire	67
Seregina E. S., Ayupova T. N., OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC» Defects of welded joints of the wire, causing breakages during drawing	71
SCIENCE OF MATERIALS	
Anisovich A. G., State Scientific Institution «Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus» The sharpness of the images in metallography	76
Tamila V. A., Belarusian National Technical University, Liaukovich V. V., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Reverse grooving for cross-screw reduction of tube bullets	82
Minko D. V., Belarusian National Technical University Influence of parameters of impulse laser impact on the formation of the gradient of the structure of porous titanium powder	88
Yelistratov A. P., Belarusian National Technical University Peculiarities of laser cladding with feeding of the filler tape	95
Isaevich L. A., Kritsky A. D., Ivanickij D. M., Sidorenko M. I., Belarusian National Technical University Strength analysis of banded roll for asymmetric rolling of few-leaf springs	101
Goltsova M. V., Zhiron G. I., Nazarov D. A., Belarusian National Technical University GRADIENT MATERIAL Pd-PdHx	110
Tribushevskiy L. V., Nemenenok B. M., Rumiantseva G. A., Belarusian National Technical University Influence of the technology of aluminum waste melting on the composition and the possibility of using the generated dust	118
Kalinichenko M. L., Dolgiy L. P., Belarusian National Technical University, Rovin S. L., «Technolit» Co, Kukareko V. A., The Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus, Kalinichenko U. A., Belarusian National Technical University Modern Methods of Creating Casting Model Kits	125
Lovshenko F. G., Khabibulin A. I., Belarusian-Russian University Generation, structure and properties of the modified welding seams	131

Fedulov V. N., Belarusian National Technical University

Modes of hardening of a high-strength ($\alpha+\beta$)-titanium alloy VT23 for use in aeronautical engineering. 141

PROTECTION OF LABOUR

Lazarenkov A. M., Belarusian National Technical University

Labour safety in foundry production. 148

NEWS

Nikolaichik Yu. A., Sobolev V. E. , Belarusian National Technical University

Business visit to the United Kingdom. 153

Поступила 25.07.2018

Received 20.07.2018

25 ЛЕТ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

С. Л. РОВИН, УП «Технолит», г. Минск, Беларусь, Я. Коласа, 24. E-mail: technolit@tut.by

25 YEARS AT FOUNDRY PRODUCTION

S. L. ROVIN, Technolit Co, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: technolit@tut.by



С. Л. Ровин, директор УП «Технолит»,
д-р техн. наук

Научно-производственному республиканскому дочернему унитарному предприятию «Технолит» (УП «Технолит») в декабре 2018 г. исполняется 25 лет. Предприятие было создано на механико-технологическом факультете БНТУ по инициативе заведующего кафедрой «Машины и технология литейного производства», доктора технических наук, профессора, Лауреата государственной премии БССР Давыда Михайловича Кукуя и стало одним из первых резидентов молодого Научно-технологического парка БНТУ «Политехник».

С момента создания главной задачей УП «Технолит» было решение технических и технологических проблем, стоящих перед литейным и металлургическим производством.

От анализа проблемы к ее решению, от идеи к внедрению в производство новой технологии, оборудования или материалов с максимальным эффектом за минимальные сроки – вот кредо, которому следует «Технолит» уже 25 лет.

За эти годы предприятие получило известность и уважение не только в Беларуси, но и за ее пределами. На предприятии разработан и организован выпуск целого ряда специальных материалов для литейного и металлургического производств (разделительные покрытия для литейного и штампового производства, противопригарные добавки в формовочные смеси, антипригарные краски и покрытия, материалы для связывания и удаления шлака, порошковые смеси для химико-термической обработки инструмента и др.), создан участок и налажено изготовление пластполимерной модельной оснастки для разовых форм и стержней. Материалы и оснастка, изготовленные в УП «Технолит», поставляются более чем на 30 предприятий Беларуси и России.

Разработанные в УП «Технолит» технологии, оборудование, оснастка сегодня с успехом работают в Казахстане и Украине, в различных регионах Российской Федерации и на большинстве машиностроительных предприятий Беларуси. Вот лишь краткий список основных проектно-конструкторских разработок, которые были реализованы предприятием за эти годы: системы автоматического контроля качества и управления процессами приготовления формовочной смеси – на заводах ОАО «ГАЗ» (г. Нижний Новгород, РФ), ОАО «МТЗ» и ОАО «МАЗ» (г. Минск, Беларусь), Гомельский завод литья и нормалей (г. Гомель, Беларусь), ОАО «Полесьеэлектромаш» (г. Лунинец, Беларусь), ОАО «Центролит» (г. Сумы, Украина) и др.; высокоскоростной турбинный смеситель для формовочных материалов «УСТ-0701» – на ОАО «МАЗ» (г. Минск, Беларусь) и ООО «Днепромлит» (г. Днепропетровск, Украина); система бессточного водоснабжения для литейного цеха – на ОАО «Технолит-Полоцк» (Беларусь); блок автоматизированных 3-тонных коксовых вагранок закрытого типа – на ЗАО ЛМЗ «Стройэкс» (г. Челябинск, РФ); 3-тонная коксовая вагранка с низкоэнергоемкой системой пылегазоочистки – на ОАО «Сантэп» (г. Гомель,

Беларусь); модернизация действующих вагранок с установкой рекуператора и переходом на горячее дутье – на заводе «Изотерм» (г. Усть-Каменогорск, Казахстан); модернизация минераловатных вагранок – на Гомельском заводе стройматериалов (Беларусь); модернизация 20-тонной вагранки с внедрением многоступенчатой системы пылегазоочистки – на ОАО «МТЗ» (г. Минск, Беларусь); системы аспирации и пылегазоочистки для литейных цехов – в Институте технологии металлов НАН Беларуси (г. Могилев, Беларусь), на ООО «Белинвестторг-Сплав» (г. Белоозерск, Беларусь), ОАО «Белцветмет» (п. Гатово, Минский р-н), ЗАО «КПВР «Сплав» (г. Рязань, РФ); технологическое оборудование для производства свинцовых сплавов из аккумуляторного лома – на ООО «Эрни» (г. Волковыск, Беларусь) и ООО «Белинвестторг-Сплав» (г. Белоозерск, Беларусь); установки высокотемпературного подогрева шихты в загрузочных бадах – на Заводе стальной дробы (г. Алчевск, Украина), ОАО «БелАЗ» (г. Могилев, Беларусь) и ОАО «МТЗ» (г. Минск); система утилизации ВЭР для цеха по переработке лома и отходов меди – на УП «Цветмет» (г. Жодино, Беларусь); ротационные наклоняющиеся плавильные печи для рециклинга дисперсных металлоотходов, включая окалину для ОАО «БМЗ» (г. Жлобин, Беларусь), лом аккумуляторных батарей для ООО «Авангард Юнион» (г. Владимир, РФ), железный огарок для ООО «Карбонатех» (г. Пермь, РФ), отходы алюминиевых сплавов для ООО «Белтор-Элит» (г. Мозырь, Беларусь), чугунную стружку для ОАО «Гомельский литейный завод «Центролит», свинецсодержащие отходы для ЗАО «КПВР «Сплав» (г. Рязань, РФ) и др.

Многие из перечисленных работ были выполнены в сотрудничестве с кафедрой «Металлургия и литейное производство» ГГТУ им. П. О. Сухого.

Все разработки УП «Технолит» направлены на повышение качества и снижение себестоимости продукции литейного и металлургического производств, защиту окружающей среды, ресурсо- и энергосбережение. Так, модернизация вагранки с установкой двухступенчатого выносного рекуператора и переходом на горячее дутье на заводе «Изотерм» (2011 г., г. Усть-Каменогорск, Казахстан) позволила на 30% сократить удельный расход кокса, в 4 раза уменьшить среднечасовой расход кислорода и снизить таким образом ежегодные затраты на производство на сумму около 1 млн. долл. США. Внедрение установки высокотемпературного подогрева шихты в завалочных бадах на Заводе стальной дробы (2012 г., г. Алчевск, Украина) позволило повысить производительность электродуговых печей и на 10% увеличить объем производства при сокращении удельных затрат электроэнергии на 20% и снижении себестоимости дробы в среднем на 10 долл. США за 1 т (годовой экономический эффект составил около 300 000 долл.). Строительство в литейном цехе ЛМЗ «Стройэкс» (2016 г. г. Челябинск, РФ) двух 3-тонных ваграночных установок закрытого типа, оснащенных многоступенчатой системой мокрой пылегазоочистки, системой взвешивания и скиповой завалки шихты, системами грануляции шлака, замкнутого водоснабжения с шламоудалением и подготовкой оборотной воды, системой КИПиА, включающей контроль температурно-дутьевого режима, уровня завалки, контроль и управление работой приводами и механизмами вагранки и периферийных систем, позволило на 25% снизить удельный расход кокса (до 11–12% от металлозавалки), в 40 раз сократить выбросы CO (до 0,2–1,0 г/м³), почти в 10 раз снизить выбросы пыли (до 80–100 мг/м³), в 3–5 раз выбросы NO_x и SO₂ (до 20–30 мг/м³).

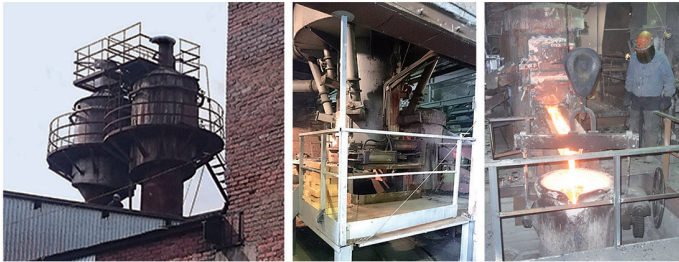
УП «Технолит» дважды, в 2005 и 2008 гг., признавался Ассоциацией литейщиков и металлургов Беларуси лучшим малым инновационным предприятием отрасли. Многие разработки предприятия были отмечены дипломами и наградами престижных международных салонов и выставок, в том числе Международной Технической ярмарки в Санкт-Петербурге (Серебряная медаль ярмарки трижды вручалась предприятию: в 2008 г. – за разработку «Низкоэнергетическая система мокрой пылегазоочистки», в 2011 г. – за разработку «Противопригарные покрытия на основе наноструктурированных огнеупорных материалов», в 2007 г. – за разработку «Системы автоматического контроля и управления качеством формовочной смеси «САКС») и Московского Международного Салона Инноваций и Инвестиций (2006 г. – Диплом победителя и Золотая медаль Российской торгово-промышленной палаты за разработку «Технологии и оборудование для рециклинга металлоотходов», 2009 г. – Серебряная медаль за разработку «Установка высокотемпературного подогрева шихты в завалочных бадах»). В 2007 г. разработка «Технология рециклинга дисперсных металлоотходов» была отмечена специальным Дипломом правительства Республики Татарстан. Разработка «Ротационная наклоняющаяся печь для переработки чугунной и стальной стружки» в 2009 г. была удостоена Премии Министерства промышленности Беларуси. В 2017 г. за исследования и разработки в области рециклинга дисперсных металлоотходов предприятие было награждено дипломом Лауреата Премии Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь (АЛиМ) и бронзовой статуэткой.



Система рекуперации и подогрева дутья для минераловатной вагранки (завод «Изотерм», Усть-Каменогорск, Казахстан, 2011г.)



Восстановительная плавка прокатной окалины (Белорусский металлургический завод, 2010г.)



Ввод в эксплуатацию блока 3-тонных автоматизированных вагранок на ЛМЗ «Стройэкс» (г. Челябинск, РФ, 2016г.)



Запуск ротационной наклоняющейся печи для переработки чугуной стружки (ГЛЗ «Центролит», 2008 г.)



Системы мокрой пылегазоочистки: Минский тракторный завод, 2015г.



ОАО «Белцветмет», 2010г.



15-тонная РНП для рецилинга свинецсодержащих отходов ЗАО КПВР «Сплав» (г. Рязань, РФ, 2015г.)



1



2

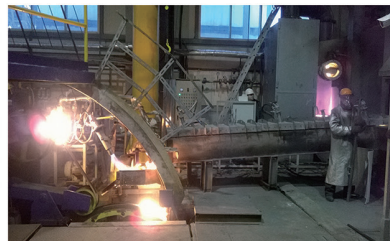


3

Установки подогрева шихты: 1. МоАЗ-БелАЗ (2005г.) 2. Завод стальной дробы (г. Алчевск, Украина, 2012г.) 3. МТЗ (2009г.)



Первый в Беларуси завод по производству свинца из аккумуляторного лома (г. Белоозёрск, 2013г.)



Завод по переработке лома и отходов меди УП «Цветмет» (г. Жодино, 2015г.)



Модернизация ЛЦ Гомельского ВСЗ (2009г.)



Изготовление пластполимерной модельной оснастки на производственном участке УП «Технолит

Разработку оборудования для плавки и разливки металла, нагрева шихты, рекуперации и утилизации ВЭР, а также газопотребляющего оборудования УП «Технолит» осуществляет на основании Лицензии Госпромнадзора МЧС РБ № 02300/1757–1 на право осуществления деятельности в области промышленной безопасности (уже 20 лет «Технолит» подтверждает свое соответствие требованиям, предъявляемым к организациям, занимающимся проектированием и конструированием в области промышленной безопасности).

УП «Технолит» является постоянным членом Ассоциации литейщиков и металлургов Республики Беларусь, активно участвует в национальных и международных специализированных выставках и конференциях, в государственных и региональных научно-технических программах.

Важное значение для работы предприятия имеют тесные партнерские отношения, которые установились с ведущими учеными и специалистами, работающими в области литейного производства, как в республике, так и за ее пределами: БНТУ (г. Минск), ГГТУ им. П. О. Сухого (г. Гомель), ОАО «БЕЛНИИЛИТ» (г. Минск), ИТМ НАН Беларуси (г. Могилев), МГИУ (г. Москва), «Институт металлургии железа» (г. Гливице, Польша) и др.

УП «Технолит» является эксклюзивным дистрибьютором в Беларуси ведущего европейского производителя пластполимерных материалов для прототипирования и изготовления модельной оснастки – компании «SikaAxson».

УП «Технолит» – единственная организация, обладающая Разрешением Госпромнадзора МЧС Республики Беларусь на право разработки декларации промышленной безопасности для опасных производственных объектов литейного производства (разрешение от 01.08.2016 № 11-1-120-2016). За два года предприятием разработаны и прошли госэкспертизу уже более 10 деклараций, в том числе для УП «Цветмет» и ОАО «Белцветмет», ООО «Белинвестторг-Сплав» и ПЧУП «Виктория», Гомельского завода литья и нормалей, Гомельского вагоностроительного завода, литейных цехов РУПП «Гранит» и ОАО «Беларускалий» и др.

Еще одним важнейшим направлением работы УП «Технолит» является проектирование новых и модернизация действующих литейных цехов и металлургических производств – разработка технологических и планировочных решений (Аттестат соответствия (Лицензия) Министерства архитектуры и строительства Республики Беларусь от 30.06.2016 г. № 0001800-ПР): 2008–2009 гг. – проект модернизации литейного цеха Гомельского вагоностроительного завода; 2010–2011 гг. – проект строительства завода по производству свинца и сплавов в Белоозерске (ООО «Белинвестторг-Сплав») – первого в Беларуси предприятия полного цикла переработки аккумуляторного лома с получением свинца и марочных свинцовых сплавов (в феврале 2013 г. на предприятии прошли первые плавки, а уже к концу года завод вышел на проектную мощность – 10 000 т свинца в год); 2012–2014 гг. – проект строительства цеха по переработке лома и отходов медной группы (к декабрю 2015 г. все пусковые комплексы завода были введены в эксплуатацию и уже в 2016 г. завод вышел на проектную мощность – 5000 т в год изделий из меди и медных сплавов, в том числе впервые в Беларуси была освоена выплавка технической меди из отходов методом огневого рафинирования и производство медной катанки, а также изготовление латунного прутка методом горячего прессования – экструзии); 2016 г. – модернизация завода по производству свинца и сплавов в Белоозерске с увеличением производственной мощности до 20 000 т свинца в год; 2018 г. – модернизация литейного производства на предприятии «Филиал ЗАО «Атлант» – БСЗ» с увеличением объема выпуска чугуновых отливок до 30 000 т в год.

Основу всех достижений предприятия составляет творческая, целеустремленная, напряженная и слаженная работа коллектива. Особенно хочется отметить главного инженера и руководителя многих наиболее значимых проектов УП «Технолит» – канд. техн. наук, доцента Леонида Ефимовича Ровина, технического директора – Игоря Антоновича Нелюба, главного специалиста, конструктора первой категории – Игоря Святославовича Насевича, бессменного (вот уже 20 лет) главного бухгалтера – Татьяну Дмитриевну Герасюк.

УДК 669.714
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-11-18

Поступила 07.08.2018
Received 07.08.2018

КАФЕДРА «МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ»

Б. М. НЕМЕНЕНОК, И. А. ТРУСОВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: nemenenok@tut.by

Приведена информация об истории кафедры «Металлургия черных и цветных сплавов», которая за время своего существования претерпела три изменения в названии: «Литейное производство черных и цветных металлов» – «Металлургия литейных сплавов» – «Металлургия черных и цветных сплавов». Перечислены основные разработки, выполненные на кафедре и реализованные на предприятиях Республики Беларусь, Российской Федерации и Украины. Приведены сведения о наградах и почетных званиях работников кафедры, которых они были удостоены за время существования кафедры. Дана информация о специальностях, по которым реализуется подготовка специалистов с высшим образованием на I и II ступенях, в аспирантуре и докторантуре. приведены фамилии руководителей предприятий, ведущих специалистов и государственных служащих – выпускников кафедры.

Ключевые слова. Кафедра, исследования, разработки, лаборатории, специальности, награды, выпускники, сотрудничество.

Для цитирования. Немененок Б. М. Кафедра «Металлургия черных и цветных сплавов» / Б. М. Немененок, И. А. Трусова // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 11–18. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-11-18.

DEPARTMENT «METALLURGY OF FERROUS AND NON-FERROUS ALLOYS»

B. M. NEMENENOK, I. A. TRUSOVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: nemenenok@tut.by

The information is given about the history of the Department of «Metallurgy of ferrous and non-ferrous alloys», which has undergone three changes in the name: «Foundry of ferrous and non – ferrous metals» – «Metallurgy of casting alloys» – «Metallurgy of ferrous and non-ferrous alloys». The article describes the main developments made at the Department and implemented at the enterprises of the Republic of Belarus, the Russian Federation and Ukraine. The information is provided about the awards and honorary titles of employees of the Department during the existence of the Department. The specialties for which training of specialists with higher education at the I and II stages is implemented in postgraduate and doctoral studies are given. The names of the heads of enterprises, leading specialists and civil servants – graduates of the Department are provided.

Keywords. Department, research, development, laboratory, specialty, awards, graduates, cooperation.

For citation. Nemenenok B. M., Trusova I. A. Department «Metallurgy of ferrous and non-ferrous alloys». Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 11–18. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-11-18.

Деятельность кафедры начинается с 1 апреля 1969 г., когда была организована кафедра «Литейное производство черных и цветных металлов» для подготовки инженеров-металлургов по одноименной специальности. 1 февраля 1993 г. кафедра получила название «Металлургия литейных сплавов», а с 30 июня 2017 г., в связи с объединением с кафедрой «Металлургические технологии» – «Металлургия черных и цветных сплавов».

Основателем кафедры «Литейное производство черных и цветных металлов» является доктор технических наук, профессор Дмитрий Николаевич Худокормов, который возглавлял кафедру до 1993 г. Одновременно с ним на кафедру перешли его бывшие аспиранты ассистенты кафедры «Технология металлов» Валентин Михайлович Королев и Анатолий Маркович Галушко, успешно защитившие кандидатские диссертации и избранные на должности. Для работы на кафедре была приглашена кандидат технических наук, доцент Ольга Филипповна Корякова, проработавшая до 1973 г.

В дальнейшем, после окончания аспирантуры, в преподавательскую работу включились Владимир Афанасьевич Бахмат (1969 г.), получивший опыт практической работы на Минском моторном заводе

и в Минском филиале НИИТАвтопрома; Валерий Константинович Винокуров (1971 г.), после работы в Минском филиале НИИТАвтопрома и Михаил Николаевич Мартынюк (1970 г.), прошедший инженерную закалку Минского автомобильного завода и проработавший на кафедре до 2000 г. Первый выпуск специалистов состоялся в 1971 г.

В 1972 г. на кафедру с научно-исследовательской группой переходит кандидат технических наук Вадим Иванович Тутов, создавший и развивший новое направление в области специальных методов литья – непрерывное литье фасонных заготовок, и вскоре защитивший докторскую диссертацию. Перспективность данного направления в дальнейшем привела к созданию научно-исследовательской лаборатории «Прогрессивные технологические процессы производства отливок из черных и цветных сплавов».

С первых дней своего существования кафедра ориентировалась на развитие исследований по специальности с привлечением для этих целей студентов 3–5-х курсов. В рамках научного направления в 70-е годы при кафедре создаются две отраслевые научно-исследовательские лаборатории по перспективным металлургическим направлениям литейного производства. Одну из них – ОНИЛ «Прогрессивных процессов плавки высокопрочного чугуна» возглавил кандидат технических наук Семен Наумович Леках, другую – ОНИЛ «Очистки газовых выбросов литейных цехов» – кандидат технических наук Леонид Ефимович Ровин (в настоящее время доцент кафедры «Металлургия и технология обработки материалов» Гомельского ГТУ им. П. О. Сухого).

В 70–80-е годы к преподавательской работе привлекаются выпускники кафедры Иван Владимирович Дорожко (1973 г.), Болеслав Мечеславович Немененок (1980 г.), Геннадий Витольдович Довнар (1982 г.), Александр Миронович Михальцов (1983 г.), что приводит к активизации научных исследований по модифицированию алюминиевых сплавов и совершенствованию технологии литья под высоким давлением.

В 1993 г. кафедру возглавляет профессор В. М. Королев и она реорганизуется в кафедру «Металлургия литейных сплавов». Усиливается подготовка студентов в области переработки различных отходов машиностроительного производства, экологии, гибких технологий в металлургическом переделе. При кафедре открывается четвертая НИЛ «Ресурсосберегающие технологии» (заведующий – доктор технических наук С. Н. Леках).

В 1999 г. на должность заведующего кафедрой избирается доцент Б. М. Немененок, который в декабре этого же года успешно защищает докторскую диссертацию и при кафедре открывается пятая НИЛ «Металлургия сплавов и литейные материалы» (заведующий – кандидат технических наук Анатолий Григорьевич Слуцкий). Для педагогической работы привлекаются молодые кандидаты технических наук – Александр Павлович Бежок и Сергей Петрович Задруцкий, окончившие кафедру с отличием и оставленные при ней в аспирантуру. Одновременно открывается набор студентов на специализацию «Охрана окружающей среды в металлургическом производстве» и завязываются более тесные контакты с Белорусским металлургическим заводом.

В 2000 г. создается учебно-научно-производственное объединение БГПА – БМЗ и открывается подготовка инженеров-металлургов по специализации «Электрометаллургия черных и цветных металлов». В это время для работы на кафедре приглашается кандидат технических наук, доцент Игорь Владимирович Рафальский, специализирующийся в области САПР и информатики. В декабре 2000 г. за выдающийся вклад в развитие высшего образования Президентом Республики Беларусь установлены персональные надбавки заведующему кафедрой Б. М. Немененку и доценту И. В. Рафальскому.

Из проведенных исследований на кафедре наиболее широко известен технологический процесс получения отливок из алюминиевых сплавов с использованием в шихте вторичных силуминов, внедренный на Минском моторном заводе и Мелитопольском заводе «Автоцветлит». Основные разработчики данной темы – Д. Н. Худокормов, А. М. Галушко, С. Н. Леках, Б. М. Немененок, Г. В. Довнар, М. И. Стриженков. В 1978 г. работа была отмечена Государственной премией БССР. Внедрение разработки на ММЗ дало возможность использовать в шихте при выплавке сплава АЛ4 (АК9ч) до 30% вторичного сплава АК9, что позволило получить экономический эффект более 400 тыс. руб. (в ценах 1980 г.). В дальнейшем разработка была внедрена и на других предприятиях сельхозмашиностроения. Несмотря на более чем 40-летний срок, данный технологический процесс используется и в настоящее время, при этом интерес к его применению постоянно растет из-за высокой стоимости шихтовых материалов. Кафедрой выполнены также исследования по снижению металлоемкости отливок из алюминиевых сплавов, повышению их эксплуатационной надежности и использованию вторичных силуминов взамен деформируемых алюминиевых сплавов в линейных шаговых двигателях. Учитывая, что качественное литье из силуминов невозможно получить без рафинирования, были разработаны и предложены новые низкотоксичные со-

ставы для дегазации алюминиевых сплавов, разработаны технические условия и экологические паспорта Республики Беларусь и Российской Федерации, которые позволили использовать новые рафинирующие препараты на 28 заводах стран СНГ, включая АвтоВАЗ, АМО ЗИЛ и другие крупные предприятия (разработчики – Б. М. Немененок, С. П. Задруцкий, Г. А. Румянцева, С. П. Королев, Н. И. Бестужев). В настоящее время данные составы дегазаторов и модификаторов производятся ОДО «Эвтектика» и ООО «Политег-Мет». Продукция поставляется на предприятия Республики Беларусь, Российской Федерации, Украины.

В области литья под высоким давлением кандидатами технических наук В. А. Бахматом, А. М. Михальцовым и инженером В. А. Алешко разработаны водоэмульсионные смазки для пресс-форм, исключая образование налета на отливках и улучшающие санитарно-гигиенические условия труда, а также предложены мероприятия по повышению плотности отливок, включающие допрессовку и вентиляцию пресс-форм. В настоящее время работы в данном направлении проводятся под руководством кандидата технических наук, доцента А. М. Михальцова. Запатентованный им совместно с А. А. Пивоварчиком и В. А. Розумом состав разделительного покрытия широко используется при литье под высоким давлением на многих предприятиях СНГ.

Группа исследователей под руководством доктора технических наук В. И. Тутова разработала новый способ получения машиностроительных заготовок методом непрерывного литья с использованием песчаных стержней, который был отмечен премией Совета Министров СССР. Данная разработка широко внедрена на предприятиях Беларуси, Украины и Казахстана при производстве отливок из легированного чугуна, бронзы, нержавеющей стали.

Старейшая научно-исследовательская лаборатория кафедры НИЛЮгаз занимается разработкой высокоэффективных систем очистки пылегазовых выбросов от вагранок открытого типа, электродуговых печей, гальванических отделений, пескострельных автоматов для изготовления стержней по горячей оснастке. Малоэнергоёмкие аппараты очистки легко компонуются с действующим оборудованием, а конструкция мокрого пылеуловителя для вагранок с использованием пневмогидравлических форсунок на втором ярусе орошения ваграночных газов позволила обеспечить остаточную запыленность в пределах 100–150 мг/м³. Разработки лаборатории используются на многих предприятиях Беларуси, Украины, Российской Федерации. Предложен ряд кассетных фильтров с использованием ионообменных волокон, хорошо зарекомендовавших себя на цветнолитейных и гальванических участках. В лаборатории также были выполнены исследования по локализации и обезвреживанию газовых выбросов при изготовлении стержней по нагреваемой оснастке с использованием вакуумирования. Для широких диапазонов колебаний режимов обезвреживания многокомпонентных газовых потоков в лаборатории разработана абсорбционно-биологическая система улавливания и обезвреживания органических соединений при производстве стержней в нагреваемой оснастке. Освоенная на Барановичском станкостроительном заводе ЗАО «Атлант» система показала высокую степень очистки от фенола, формальдегида, аммиака, метанола с последующим обезвреживанием сточных вод биологическим методом. В настоящее время данное направление развивается на УП «Промышленные экологические системы» (директор – выпускник кафедры Ю. П. Шаповалов).

Сотрудниками лаборатории НИЛлит разработаны и внедрены в производство технологические процессы получения высокопрочного чугуна взамен литой стали, проката, серого и ковкого чугунов для отливок массой от 0,5 до 6000 кг, что практически охватывает весь диапазон развеса машиностроительного литья (разработчики – С. Н. Леках, В. М. Королев, Н. И. Бестужев, В. А. Розум, И. В. Хорошко, С. П. Королев, В. М. Михайловский). Разработанные технологии получения ЧШГ и ЧВГ внедрены на ПО «Чебоксарский завод промышленных тракторов», Купянском литейном заводе, Назаровском заводе сельскохозяйственного машиностроения, Павлодарском тракторном заводе, Барановичском станкостроительном заводе и других предприятиях. Для модифицирования серого чугуна при получении отливок в кокиль и разовых литейных формах разработаны составы легкоплавких модификаторов и освоено производство гранулированного модификатора МИГ (разработчики – С. Н. Леках, Н. И. Бестужев, А. Г. Слуцкий, В. А. Шейнерт) и быстроохлажденных ленточных модификаторов («чипс»-процесс) (разработчики – Д. Н. Худокормов, С. Н. Леках, А. С. Калиниченко, Н. П. Жвавый, В. А. Шейнерт). Разработана также технология внутриформенного инокулирующего модифицирования с помощью литых легкоплавких вставок из сплава на основе системы Al–Si–PЗМ–Fe, обеспечивающая за счет конструктивных параметров равномерную степень обработки расплава (разработчики – Д. Н. Худокормов, С. Н. Леках, Г. Ф. Андреев). Применение данной технологии дало возможность проводить выборочное модифицирование отдельных отливок и получать различные марки чугуна на основе одного расплава.

Физико-химический анализ процессов легирования чугунов и сталей через шлаковую фазу, выполненный С. Н. Лекахом, М. Н. Мартынюком, А. Г. Слуцким и В. Л. Трибушевским, позволил использовать в качестве носителей легирующих элементов (Mo, V, Ni, Co, W) отходы и полупродукты смежных производств. Разработанные новые технологии легирования через шлаковую фазу обеспечили снижение затрат на легирующие присадки в 2–5 раз. Выплавка экономнолегированных чугунов с использованием разработанных лабораторией технологий реализована на Саранском заводе «Центролит», ПО «Минский тракторный завод», Алма-атинском заводе «Поршень», Белорусском автомобильном, Ульяновском, Заволжском и Алтайском моторных заводах.

В дальнейшем исследования в этом направлении были продолжены профессором О. С. Комаровым, кандидатом технических наук, доцентом И. Б. Проворовой, кандидатом технических наук Р. Э. Трубицким. И. Б. Проворова и Р. Э. Трубицкий по данной тематике защитили кандидатские диссертации.

Для очистки расплавов литейных сплавов от неметаллических включений сотрудниками лаборатории НИЛлит разработаны тканевые фильтровальные сетки, пропитанные специальным составом, что позволяет устанавливать их непосредственно в литейной форме для наиболее браконосных отливок. Основные разработчики данной технологии – М. М. Бондарев и И. А. Храмченков.

Работы по рециклингу цветных металлов получили свое дальнейшее развитие применительно к алюминиевым шлакам и стружке. Сотрудники лаборатории «Ресурсосберегающих технологий» (С. Н. Лекаха, В. А. Шейнерт, А. Г. Слуцкий, В. Л. Трибушевский, С. Л. Римошевский) разработали и внедрили технологию плавки вторичных алюминиевых сплавов и окисленных шлаков и стружки в роторной печи методом динамической адсорбции. Разработанный метод плавки и созданная для его реализации специальная роторная печь позволяют с высоким металлургическим выходом годного при минимальных энергетических затратах получать вторичные алюминиевые сплавы из дешевых отходов производства.

В настоящее время применительно к данной печи Л. В. Трибушевским разработана безотходная технология переработки отходов алюминиевых сплавов, алюминиевой стружки и шлаков с получением раскислителя АВ87 в виде чушек и пирамидок, а также раскислительной смеси (АРС) для обработки рафинировочных шлаков на установке «печь-ковш». Предложена технология получения разжижителей рафинировочных шлаков на основе вторичных алюминиевых шлаков, что позволяет отказаться от использования для этих целей плавикового шпата.

Следует отметить, что усилия сотрудников кафедры и лабораторий направлены не только на разработку новых высокоэффективных и экологически чистых технологий, но и на создание приборов и методик, позволяющих контролировать эти технологии.

Для Назаровского завода сельскохозяйственного машиностроения при участии С. Н. Лекаха и В. А. Розума разработана и внедрена методика прогнозирования формы включений графита по активности кислорода в расплаве чугуна и остаточному содержанию магния, что позволило исключить образование брака по несоответствию структуры. С. В. Киселевым создана гамма микропроцессорных приборов и устройств для контроля эффективности процесса модифицирования силуминов по величине переохлаждения при эвтектической кристаллизации; экспресс-анализатор содержания кремния и углерода в чугунах (СЕ-метр); устройство калориметрирования сплавов по собственному жидкому состоянию; установка «Термозонд» для контроля процесса затвердевания отливок и работы литниковых систем; устройство компьютерной металлографии, позволяющее считывать информацию со шлифа и проводить количественный анализ параметров структуры.

С использованием данных термического анализа кандидатом технических наук, доцентом И. В. Рафальским, кандидатом технических наук А. В. Арабей, аспирантом П. Е. Лушиком разработана методика определения объема твердой фазы в процессе кристаллизации модифицированного силумина и его теплофизических характеристик. Такая информация позволяет более оперативно и точно реализовывать компьютерное моделирование технологического процесса получения отливок из модифицированных силуминов.

Кандидатом технических наук, доцентом И. В. Рафальским и кандидатом технических наук А. В. Арабей разработана технология получения износостойких литейных композиционных сплавов на основе алюминия с использованием отходов алюминия, кварц- и карбидосодержащих материалов.

В связи с уходом на пенсию Д. Н. Худокормова, В. А. Бахмата, А. М. Галушко, В. К. Винокурова, переходом на другую работу В. И. Дорожки, выездом в США С. Н. Лекаха и смертью В. И. Тутова,

М. Н. Мартынюка, В. М. Королева к преподавательской работе привлекаются выпускники кафедры кандидаты технических наук А. Г. Слуцкий, А. А. Андриц, В. А. Розум, К. Э. Барановский.

С целью совершенствования процесса обучения будущих специалистов в области литейного и металлургического производств в 2008 г. на базе УП «Белцветмет» организован филиал кафедры «Металлургия литейных сплавов».

С 1971 по 2018 г. на кафедре подготовлены четыре доктора технических наук (В. И. Тутов, Ри Хосен, С. Н. Леках, Б. М. Немененок), три доктора философии (Гопи Махендранат, Чон Зон Нам, Син Ен Чер), 44 кандидата технических наук, 1779 инженеров (в том числе – 39 специалистов для 11 иностранных государств).

Научно-технические разработки сотрудников кафедры и лаборатории отмечены:

- Государственной премией БССР (д-р техн. наук, профессор Д. Н. Худокормов, канд. техн. наук, доцент А. М. Галушко);
- Премией Совета Министров СССР (д-р техн. наук, профессор Тутов В. И.);
- Премией ВЛКСМ (канд. техн. наук С. Н. Леках);
- Премией ЛКСМБ (кандидаты техн. наук Н. И. Бестужев, С. В. Дорожко, В. А. Розум, А. Г. Слуцкий, В. Л. Трибушевский, Л. Л. Счисленок);
- девятью медалями ВДНХ СССР и многочисленными дипломами международных выставок, почетными грамотами НАН Беларуси и Министерства образования.

С целью дальнейшего развития металлургической отрасли страны, совершенствования системы подготовки инженерных кадров для промышленного комплекса Республики Беларусь и укрепления научно-технических связей науки с производством в мае 2000 г. была создана кафедра «Металлургические технологии» в рамках учебно-научно-производственного объединения «БГПА – ОАО «БМЗ». Фундаментом кафедры явились достижения Комплексной научно-производственной лаборатории «Проблемы металлургического производства», созданной в 1988 г. совместным приказом Министерства черной металлургии СССР, Академии наук БССР и Белорусского политехнического института. Возглавил кафедру д-р техн. наук, профессор В. И. Тимошпольский, а первыми преподавателями стали канд. техн. наук, доцент И. А. Трусова, С. М. Кабишов, Г. А. Климович и специалисты БМЗ (д-р техн. наук А. Б. Стеблов, канд. техн. наук В. В. Филиппов).

За время существования кафедры ею руководили:

- д-р техн. наук, профессор В. И. Тимошпольский (2000–2008 гг.), который является создателем нового научного направления «Ресурсо- и энергосберегающие теплотехнологические процессы в металлургии»;
- д-р техн. наук, профессор И. А. Трусова (2008–2017 гг.).

Основное направление научно-исследовательской деятельности ученых и специалистов кафедры и лаборатории – модернизация металлургического и машиностроительного комплекса, разработка ресурсо- и энергосберегающих металлургических технологий, теория и технология металлургических процессов (выплавка и внепечная обработка стали в агрегатах высшего технического уровня; кристаллизация, затвердевание и охлаждение слитков и заготовок; технология нагрева и термообработки стали в печах различного конструктивного оформления в линиях прокатных станов; оптимизация теплотехнологических процессов; экспериментальные исследования высокотемпературных теплотехнологических процессов в металлургии; математическое моделирование высокотемпературных металлургических процессов).

К основным разработкам специалистов кафедры и лаборатории «Теории и техники металлургических процессов» можно отнести:

- освоение производства импортозамещающих наукоемких марок сталей в условиях ОАО «БМЗ» (ШХ15, ШХ15СГ с использованием непрерывной разливки, 50ХГФА, высокоуглеродистых марок сталей 80К-90К и др.);
- создание концепции энергосберегающих совмещенных теплотехнологических процессов в металлургических теплотехнологиях;
- формулирование основных положений концепции модернизации парка нагревательных печей металлургических и машиностроительных предприятий;
- разработку комплексной методологии исследования процессов разливки слитков и заготовок, включающую методики проведения промышленных экспериментов и математические модели процессов формирования слитков и непрерывнолитых заготовок с учетом термических напряжений, явлений сегрегации, воздействия электромагнитного перемешивания и других факторов;

- разработку комплексных математических моделей процесса выплавки в сверхмощных дуговых печах при наличии остатка жидкого металла и шлака,
- разработку комплекса математических моделей процессов нагрева в печах различного конструктивного оформления;
- разработку ряда методик расчета процессов затвердевания, охлаждения и нагрева, базирующихся на использовании приближенных методов;
- разработку методики энергоэкологических исследований высокотемпературных процессов и агрегатов;
- разработку проекта газовой нагревательной полуметодической печи (ОАО МПЗ);
- осуществление модернизации электропечей сопротивления СШЦМ 6.12–9,5, Ц-105 (УП «РМЗ ОАО «Могилевхимволокно», ОАО «БЗТДиА»);
- осуществление модернизации закаочно-отпускных агрегатов ОАО «МАЗ», термических печей ООО «Маштехсервис», обжиговой печи Т-240 ОАО «Мотовело».

Для промышленного комплекса страны кафедрой «Металлургические технологии» подготовлено более 600 специалистов, 25 магистров.

Деятельность лаборатории, а впоследствии и кафедры, всегда была тесно связана с производством. В 1988 г. за освоение первой очереди БМЗ В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова, Д. Г. Седяко совместно со специалистами БМЗ были удостоены звания Лауреатов премии Ленинского комсомола БССР за работу «Системный анализ высокотемпературных металлургических процессов и его применение для освоения первой очереди Белорусского металлургического завода». В 2001 г. за многолетний плодотворный труд, большой вклад в обеспечение досрочного пуска в эксплуатацию и освоение проектных мощностей мелкосортно-проволочного стана 150 РУП «БМЗ» В. И. Тимошпольский был награжден орденом Почета, И. А. Трусова – медалью «За трудовые заслуги».

Деятельность кафедры не ограничивается только прикладными исследованиями, а включает ряд фундаментальных теоретических работ. В 1998 г. авторскому коллективу (В. И. Тимошпольский, И. А. Трусова и др.) присуждена Государственная премия Республики Беларусь в области науки и техники за цикл научных работ «Теория высокотемпературных энерго- и ресурсосберегающих технологических процессов в машиностроении и металлургии».

За высокий научный уровень материалов, обобщающих многолетний опыт исследований в области создания энерго- и ресурсосберегающих технологий, в 2001 г. В. И. Тимошпольскому была присуждена премия Национальной академии наук Беларуси за лучшую научную работу.

В 2003 г. за опубликованные монографии в области промышленных теплотехнологий, включающих металлургические теплотехнологии, в соответствии с совместным Постановлением Президиума отделения естественных наук РАН и Международной академии наук экологии и безопасности жизнедеятельности В. И. Тимошпольскому была присуждена Золотая медаль им. М. В. Ломоносова.

В 2004 г. заведующему кафедрой В. И. Тимошпольскому присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки Республики Беларусь», а в 2007 г. почетное звание «Заслуженный деятель науки Республики Беларусь» – профессору И. А. Трусовой.

В сентябре 2005 г. за фундаментальные исследования в области теории теплопроводности в составе международного коллектива авторов В. И. Тимошпольскому и И. А. Трусовой была присуждена Премия Национальной академии наук Беларуси им. академика А. В. Лыкова.

В настоящее время на кафедре «Металлургия черных и цветных сплавов» работают два д-ра техн. наук, профессора (Б. М. Немененко, И. А. Трусова) и 10 канд. техн. наук, доцентов (К. Э. Барановский, А. П. Бежок, Г. В. Довнар, С. П. Задруцкий, С. В. Корнеев, А. М. Михальцов, П. Э. Ратников, И. В. Рафальский, Г. А. Румянцева, А. Г. Слуцкий). Это одна из немногих выпускающих кафедр университета, где все преподаватели имеют ученые степени и звания. Подготовка инженерно-технических кадров осуществляется по специальности 1–42 01 01 «Металлургическое производство и материалобработка» по специализациям:

1-42 01 01-01 01 «Литейное производство черных и цветных металлов»;

1-42 01 01-01 02 «Электрометаллургия черных и цветных металлов»;

1-42 01 01-02 02 «Металлургическая теплотехника и печи»;

1-42 01 01-02 03 «Организация металлургического производства»

и по направлению специальности 1–42 01 01–03 «Промышленная безопасность».

На второй ступени получения высшего образования в магистратуре кафедра реализует образовательный процесс по двум специальностям:

1-42 80 01 – «Металлургия»;

1-42 81 01 – «Металлургические технологии повышения конкурентоспособности продукции».

Подготовка научных кадров высшей квалификации осуществляется через аспирантуру и докторантуру по двум специальностям:

05.16.02 – Metallургия черных, цветных и редких металлов;

05.16.04 – Литейное производство.

При кафедре функционируют три научно-исследовательские лаборатории:

- НИЛ очистки газовых выбросов литейных цехов (зав. лабораторией канд. техн. наук А. С. Панасюгин);

- НИЛ теории и техники металлургических процессов (зав. лабораторией канд. техн. наук Н. Г. Малькевич);

- НИИЛ «Литейные технологии» (зав. лабораторией канд. техн. наук Л. П. Долгий), в состав которой входит студенческое научно-исследовательское бюро «Сплав».

Гордостью кафедры являются ее выпускники – руководители предприятий:

- В. И. Коршак – директор станкостроительного завода «Вистан»;
- Р. Э. Трубицкий – канд. техн. наук, директор ОАО «Лидский литейно-механический завод»;
- М. Г. Цыцены – директор ОАО «ЛМЗ УНИВЕРСАЛ»;
- А. И. Турок – директор завода «Амкодор-Логойск»;
- Е. Г. Шварц – директор ЗАО «Амкодор-Лит»;
- А. В. Лешко – главный инженер ОАО «Минский завод отопительного оборудования»;
- С. П. Королев – канд. техн. наук, директор ООО «Эвтектика»;
- Ю. П. Шаповалов – директор УП «Промышленные экологические системы»;
- В. Л. Трибушевский – канд. техн. наук, директор НПФ «Металлон»;
- Фам Ван Фа – директор завода в Республике Вьетнам, полковник.
- Као Ван Тхи – канд. техн. наук, заместитель директора ООО «Завод 27» в Республике Вьетнам;
- С. Э. Овсянников – главный инженер ОАО «Лидский литейно-механический завод».

Главные металлурги и начальники цехов:

- В. С. Гайкевич – главный металлург Белоозерского энергомеханического завода;
- В. В. Гралько – главный металлург Управления металлургии и станкоинструментальной промышленности Минпрома Республики Беларусь;
- Г. В. Комиссаров – главный металлург Могилевского лифтостроительного завода;
- Н. Н. Сергиеня – начальник литейного цеха Барановичского станкостроительного завода ЗАО «Атлант»;
- А. М. Скибарь – начальник Управления главного металлурга ОАО «МАЗ»;
- О. Г. Наливайко – начальник цеха ОАО «Белцветмет»;
- В. М. Русак – главный металлург ЗАО «Амкодор-Лит»;
- О. В. Козлова – главный металлург ОАО «Минский завод отопительного оборудования».

Сотни выпускников кафедры честно трудятся мастерами, технологами, конструкторами на различных предприятиях СНГ и в странах дальнего зарубежья, работают преподавателями в университетах, колледжах, занимаются научными исследованиями.

Воспитание активной жизненной позиции у студентов кафедры способствовало их дальнейшему росту в науке, на государственной и военной службе:

- Л. В. Анфимов – председатель Комитета госконтроля Республики Беларусь;
- О. А. Белый – канд. техн. наук, ученый секретарь Центра системного анализа и стратегических исследований НАН Беларуси;
- А. А. Дульский – генерал-майор, начальник Института академии управления МВД Украины;
- М. М. Мятликов – Чрезвычайный и полномочный посол Республики Беларусь в Грузии;
- А. С. Черезов – полковник финансовой милиции г. Минска;
- А. А. Пивоварчик – канд. техн. наук, доцент Гродненского государственного университета.

На кафедре имеются все условия для активной научно-исследовательской работы, обучения в магистратуре и аспирантуре. Преподаватели и студенты проводят свои исследования по грантам Министерства образования Республики Беларусь, участвуют в выполнении заданий государственных научно-технических программ. Сотрудники кафедры принимают активное участие в подготовке к изданию ежегодного сборника научных трудов «Металлургия» и материалов республиканской студенческой научно-технической конференции «Новые материалы и технологии их обработки».

Сотрудники кафедры и лабораторий поддерживают связи с научными организациями и промышленными предприятиями Республики Беларусь, Российской Федерации, Украины, Словакии, Китая, Грузии, Египта, Казахстана.

В настоящее время кафедра совместно с тремя научно-исследовательскими лабораториями и филиалом кафедры представляет собой крупное научно-педагогическое подразделение, способное на современном уровне готовить высококвалифицированных инженеров и магистров, решать сложные научно-практические задачи в области металлургии и литейного производства.

УДК 621.74:331.45(078)
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-19-21

Поступила 26.06.2018
Received 26.06.2018

ПОДГОТОВКА ИНЖЕНЕРНЫХ КАДРОВ ПО ВОПРОСАМ ОХРАНЫ ТРУДА В ТЕХНИЧЕСКИХ ВУЗАХ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Тел. +375 29 669 90 98

Отражена деятельность кафедры «Охрана труда» БНТУ (учебно-методическая, научная, исследовательская). Кратко освещены дисциплины, осуществляющие подготовку инженерных кадров для промышленных предприятий.

Ключевые слова. Кафедра, сотрудники, дисциплины: «охрана труда», «пожарная безопасность», «безопасность жизнедеятельности».

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Подготовка инженерных кадров по вопросам охраны труда в технических вузах Республики Беларусь / А. М. Лазаренков // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 19–21. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-19-21.

TRAINING OF ENGINEERS ON LABOR PROTECTION IN TECHNICAL UNIVERSITIES OF THE REPUBLIC OF BELARUS

A. M. LAZARENKOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Tel. +375 29 669 90 98

The educational-methodical, scientific and research activities of the Department «Labor Protection» of Belarusian Technical University (BNTU) were shown in the article. The disciplines involved in the training of engineers for Industry were briefly covered.

Keywords. Department, staff, The disciplines (courses) «Labor Protection», «Fire Safety», «Life Protection».

For citation. Lazarenkov A. M. Training of engineers on labor protection in technical universities of the Republic of Belarus. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 19–21. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-19-21.

Кафедра «Охрана труда» Белорусского национального технического университета является ведущей в Республике Беларусь. Она была создана в 1963 г. как одна из первых в высших учебных заведениях республики. За 55-летнюю историю ее существования сформировался коллектив высококвалифицированных преподавателей, среди которых один доктор технических наук, профессор, семь кандидатов технических наук, доцентов. Большинство преподавателей получили базовое образование в нашем вузе по различным специальностям: инженер-механик, инженер-электрик, инженер-строитель и т.п.

Профессиональная подготовка и повышение квалификации преподавателей соответствуют уровню и профилю дисциплины «Охрана труда», так как они проходят повышение квалификации в Департаменте Государственной инспекции труда Республики Беларусь, в управлениях охраны труда Министерств труда и энергетики, в отделах охраны труда ведущих предприятий ОАО «МТЗ», ОАО «МАЗ», ЗАО «Атлант» и др., на курсах повышения квалификации Республиканского института инновационных технологий БНТУ. Кафедра сотрудничает с Республиканским научно-практическим центром гигиены Министерства здравоохранения, что позволяет использовать при изучении вопросов охраны труда полученную информацию, данные о состоянии условий труда, травматизма и профзаболеваниях, принимаемых мерах по улучшению их показателей. Молодые специалисты проходят стажировки в Республиканском институте инновационных технологий с изучением также и таких дисциплин, как «Педагогика», «Психология», «Охрана труда в системе образования» и других с подготовкой и защитой выпускной работы или сдачи экзамена.

Кафедра БНТУ ведет подготовку инженерных кадров по дисциплинам «Охрана труда», «Пожарная безопасность» и «Безопасность жизнедеятельности» на всех факультетах университета (проведение лек-

ций, лабораторных и практических занятий, прием экзаменов и зачетов, консультирование раздела «Охрана труда» дипломных проектов, участие в работе ГЭК).

Наша учебная база – это семь оборудованных учебных лабораторий, в которых ежегодно проходят обучение около четырех тысяч студентов при выполнении лабораторных работ, проведении практических занятий и около 3200 человек при консультировании раздела «Охрана труда» дипломных проектов. Руководство университета оказывают большую помощь кафедре в организации лабораторий и оснащении их современными измерительными приборами и другим оборудованием, в издании учебной литературы. Учебные лаборатории оснащены измерительными приборами производства Российской Федерации и Германии для оценки параметров шума, вибрации, микроклимата, ультрафиолетовых излучений, электромагнитных и электростатических полей, что позволило совершенствовать имеющиеся и подготовить новую лабораторную работу по исследованию условий труда пользователей ПЭВМ.

В 2010 г. создан и оснащен современной техникой компьютерный класс кафедры «Охрана труда», для которого разработано программное обеспечение для контроля знаний студентов по выполняемым лабораторным работам, проведения некоторых лабораторных работ с использованием ПЭВМ (по исследованию электромагнитных излучений СВЧ, оценке параметров микроклимата и освещения конкретных производственных помещений, оценке эффективности различных защитных средств от источников производственного шума и др.). В перспективе предполагается разработать программы для проверки знаний сотрудников университета по вопросам охраны труда. В 2009 г. в университете на базе Республиканского института инновационных технологий БНТУ было организовано обучение руководителей подразделений и сотрудников университета по вопросам охраны труда и проверка их знаний. Большую помощь в программном обеспечении компьютерного класса оказывает кафедра инженерной психологии и эргономики и лично заведующий кафедрой К. Д. Яшин Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники.

Преподавание дисциплины «Охрана труда» осуществляется с учетом актуальных нормативных, законодательных и других документов.

Преподавателями кафедры подготовлены и изданы шесть учебников и восемь учебных пособий по охране труда с грифом Министерства образования Республики Беларусь для большинства специальностей, в которых учтены положения действующих в настоящее время нормативных, законодательных и других документов. Кроме того, подготовлены и изданы учебно-методические пособия для студентов-заочников, студентов-дипломников различных специальностей (с учетом их специфики).

Раздел «Охрана труда» включен в дипломные проекты всех технических специальностей. На консультирование раздела «Охрана труда» дипломных проектов кафедрами специальных дисциплин выделяется от 1 до 2 ч, но по большинству специальностей – 1 ч, что недостаточно для подробного рассмотрения вопросов охраны труда.

Кафедра постоянно совершенствует функционирование системы менеджмента качества, осуществляет постоянное регулирование учебного и воспитательного процесса, занимается научной и методической работой. Результативность СМК кафедры повышается посредством использования политики и целей в области качества вуза и механико-технологического факультета, результатов аудитов, анализа данных, корректирующих и предупреждающих действий, а также анализа со стороны руководства. Постоянно предпринимаются действия, направленные на устранение причин несоответствий с целью предупреждения их повторного возникновения.

Преподаватели кафедры «Охрана труда» в настоящее время (2016–2020 гг.) выполняют научно-исследовательскую работу по теме «Исследование, анализ и оценка безопасности, экологичности и надежности технологических процессов и оборудования предприятий промышленного комплекса и производственной сферы Республики Беларусь». Работа выполняется за счет рабочего времени профессорско-преподавательского состава.

На кафедре с 1993 по 2016 г. функционировала испытательная лаборатория, аккредитованная на независимость и техническую компетентность в системе аккредитации Республики Беларусь в соответствии с требованиями СТБ ИСО/МЭК 17025, которая проводила исследования и инструментальные замеры факторов производственной среды для аттестации рабочих мест по условиям труда. Работа выполнялась в рамках хоздоговоров с предприятиями и организациями Республики Беларусь. Это позволило совершенствовать преподавателям свои знания и использовать материал при проведении занятий по дисциплине «Охрана труда» и консультировании раздела «Охрана труда» дипломных проектов.

По результатам научных исследований кафедрой за период 2000–2018 гг. опубликованы две монографии и более 200 научных статей. Результаты НИР внедряются в учебный процесс.

Преподаватели кафедры руководят научно-исследовательской работой студентов. Ежегодно на конференциях студентами делается 25–30 докладов. За последние пять лет студентами по результатам исследований опубликовано около 100 тезисов докладов.

Разработаны и утверждены в Министерстве образования восемь типовых учебных программ по дисциплине «Охрана труда» для специальностей по направлениям (строительным, энергетическим, машиностроительным, металлургическим и др.).

На кафедре система идеологической и воспитательной работы осуществляется в соответствии с Кодексом Республики Беларусь об образовании, требованиями «Концепции непрерывного воспитания детей и защиты молодежи в Республике Беларусь». Проводится целенаправленная работа по формированию у студентов активной гражданской позиции, готовности к трудовой деятельности на благо Республики Беларусь.

Кафедра поддерживает связи с родственными кафедрами ведущих вузов Беларуси.

Актуальной проблемой является подготовка специалистов в области охраны труда в Республике Беларусь. За последние годы Министерство образования Республики Беларусь разрешило осуществлять переподготовку специалистов с высшим образованием по специальности «Охрана труда» с присвоением квалификации «Специалист по охране труда» Республиканскому институту повышения квалификации и переподготовки работников Министерства труда и социальной защиты, Институту повышения квалификации и переподготовки руководителей и специалистов промышленности «Кадры индустрии» Министерства промышленности Республики Беларусь и др. Эти институты осуществляют подготовку кадров по охране труда с участием ведущих преподавателей кафедры «Охрана труда» Белорусского национального технического университета.



УДК 621.74.

DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-22-25

Поступила 28.06.2018

Received 28.06.2018

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ. ПРОБЛЕМА. ПУТИ РЕШЕНИЯ

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

Для решения проблемы кристаллизации металлов и сплавов необходимо принять, что основными строительными элементами при формировании кристаллов являются нанокристаллы фаз. Удельная межфазная поверхностная энергия центра кристаллизации прямо пропорциональна его радиусу. Водород оказывает непосредственное влияние на процесс кристаллизации дендритных кристаллов фаз.

Ключевые слова. Кристаллизация, металлы, сплавы, нанокристаллы, центр кристаллизации, дендритные кристаллы, поверхностная энергия.

Для цитирования. Марукович Е. И. Кристаллизация металлов и сплавов. Проблема. Пути решения / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 22–25. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-22-25.

CRYSTALLIZATION OF METALS AND ALLOYS. PROBLEM. SOLUTIONS

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

For a solution of the problem of crystallization of metals and alloys it is necessary to take for granted that the basic construction elements in forming crystals are nanocrystals of phases. Specific interphase surface energy of a crystallization center is directly proportional to its radius. Hydrogen exerts direct impact on process of crystallization of dendritic crystals of phases.

Keywords. Crystallization, metals, alloys, nanocrystals, crystallization center, dendritic crystals, surface energy.

For citation. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. Crystallization of metals and alloys. Problem. Solutions. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 22–25. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-22-25.

Согласно существующей теории кристаллизации металлов и сплавов, образование зародышей – центров кристаллизации (ЦК) происходит по гипотетическому флуктуационному механизму из неравновесных кластеров в условиях переохлаждения – ниже равновесной температуры. Но температурно-временные кривые затвердевания больших масс металла в условиях медленного охлаждения свидетельствуют о том, что процесс кристаллизации происходит при постоянной равновесной температуре без переохлаждения. Оно наблюдается только в начальный момент процесса, длится кратковременно и происходит при затвердевании относительно малых масс металла – в условиях более быстрого охлаждения. Поэтому следует считать переохлаждение при кристаллизации металлического расплава неравновесным процессом, который практически не влияет на процесс затвердевания металлов и сплавов. Время существования кластеров в металлических расплавах по разным оценкам составляет от 10^{-7} до 10^{-11} с в зависимости от вида флуктуации [1, 2]. Поэтому маловероятно, что такие крайне нестабильные структурные образования могут стать ЦК. Кроме того, кластеры не имеют межфазных границ. Тогда не ясны механизмы их образования и действия поверхностно-активных элементов (ПАЭ). Для их адсорбции нужны стабильные межфазные границы.

В существующей теории кристаллизации металлов и сплавов основными строительными элементами кристаллов являются атомы. Но в этом случае очень трудно объяснить высокую скорость кристаллизации при большой интенсивности охлаждения отливки. Атомарно-кластерные представления о металлических расплавах не в состоянии объяснить явление структурной наследственности. Для этого эффекта необходимо, чтобы в расплаве стабильно присутствовал ЦК.

В существующей теории кристаллизации металлов и сплавов априори постулируется независимость удельной межфазной поверхностной энергии ЦК от их радиусов. Но в этом случае ЦК должны формироваться с переохлаждением, т. е. в неравновесных условиях. Реально процесс кристаллизации металлических расплавов является термодинамически равновесным. Это означает, что энергия Гиббса образования кристаллов равна нулю, что выражается следующим уравнением:

$$G_p - G_k = 0, \quad (1)$$

где G_p , G_k – энергия Гиббса расплава и кристаллов. Если считать, что металлический расплав является атомарно-кластерной системой, не имеющей межфазных границ, то значения G_p и G_k при постоянной температуре T будут выражаться следующими уравнениями:

$$G_p = H_p - TS_p, \quad G_k = H_k - TS_k + P_k, \quad (2)$$

где H_p , H_k и S_p , S_k – соответственно энтальпии и энтропии расплава и кристаллов; P_k – межфазная поверхностная энергия кристаллов. Значения $H_p - H_k$ и $S_p - S_k$ определяются известными уравнениями:

$$H_p - H_k = Q_k, \quad S_p - S_k = \frac{Q_k}{T}, \quad (3)$$

где Q_k – теплота кристаллизации. Решая уравнение (1) с учетом (2) и (3), получаем, что $P_k = 0$. Это означает, что кристаллы не могут образовываться из кластеров и атомов. Для этого нужны стабильные нанокристаллы с межфазной поверхностной энергией. Только в этом случае выполняется условие (1).

Молярные теплоты плавления металлов в среднем составляют 3% от их молярных теплот сублимации и атомизации [3]. Это означает, что при плавлении атомизируется в среднем только 3% ионов кристаллической решетки металла. Свободные атомы в металлических расплавах образуют разупорядоченные бесструктурные зоны. При атомизации ионов в металлах и сплавах уменьшается концентрация свободных электронов. Это приводит к тому, что в металлических кристаллических решетках начинают преобладать силы отталкивания. В результате микрокристаллы распадаются на нанокристаллы. Поэтому плавление – это процесс распада микрокристаллов металлов и сплавов на их нанокристаллы фаз с частичной атомизацией ионов. Свободные атомы ослабляют связь между нанокристаллами, снижают удельную межфазную поверхностную энергию между нанокристаллами и разупорядоченной зоной (атомным газом). Это стабилизирует нанокристаллы и делает металлический расплав двухфазной системой. Одна фаза – нанокристаллы, другая – разупорядоченная зона, состоящая из атомного газа. Между ними существует равновесие, так как металлический расплав – термодинамически равновесная система. Поэтому с учетом лапласовского давления применимо уравнение правила фаз [4]:

$$\Phi = K - C + 2, \quad (4)$$

где Φ – число фаз; K – количество компонентов; C – число степеней свободы. Для жидких металлов $K = 1$ и $C = 1$, поэтому $\Phi = 2$.

Микрокристаллы металлов и сплавов, как правило, являются дендритными образованиями (дендритами). Каждый дендрит состоит из ЦК и отростков (ветвей). ЦК имеет глобулярную форму и нанометровые размеры. Эффект структурной наследственности свидетельствует о том, что ЦК в металлическом расплаве сохраняют стабильность. Следует полагать, что ЦК состоит из скоагулированных более мелких нанокристаллов. Образование ЦК происходит по следующей реакции:



Пусть из n нанокристаллов радиусом r_n и удельной межфазной поверхностной энергией σ_n образуется ЦК радиусом $r_{\text{цк}}$ с удельной межфазной поверхностной энергией $\sigma_{\text{цк}}$. Металлический расплав является равновесной системой, поэтому реакция (5) проходит в равновесных условиях. Тогда энергия Гиббса процесса образования ЦК равна нулю и будет справедливо следующее уравнение:

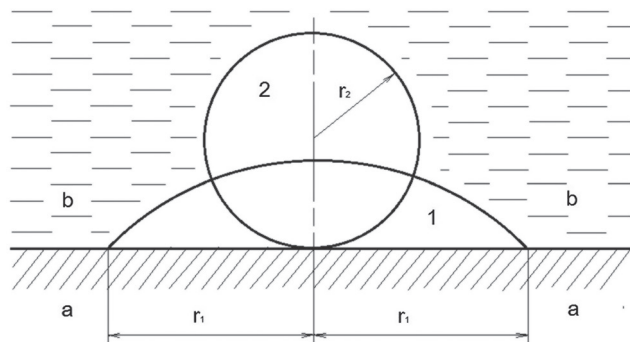
$$n4\pi r_n^2 \sigma_n = 4\pi r_{\text{цк}}^2 \sigma_{\text{цк}}. \quad (6)$$

Поскольку объем n нанокристаллов равен объему ЦК, то это условие можно выразить уравнением:

$$n \frac{4}{3} \pi r_n^3 = \frac{4}{3} \pi r_{\text{цк}}^3. \quad (7)$$

Решая систему из уравнений (6) и (7), получаем:

$$\frac{\sigma_{\text{цк}}}{\sigma_n} = \frac{r_{\text{цк}}}{r_n}. \quad (8)$$



Формирование газового пузырька на подложке: a – подложка; b – расплав; 1 и 2 – пузырьки газа

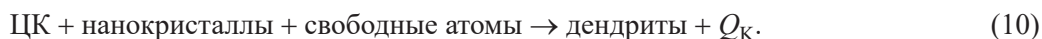
Это означает, что при формировании ЦК справедливы уравнения:

$$\sigma_{\text{цк}} = k r_{\text{цк}}, \quad \sigma_{\text{н}} = k r_{\text{н}}, \quad (9)$$

где k – константа.

Из уравнения (9) следует, что при образовании ЦК удельная межфазная поверхностная энергия не является постоянной величиной, а пропорциональна радиусу.

При отводе от металлического расплава теплоты кристаллизации происходит конденсация атомарного газа с последующей металлизацией. В результате усиливается связь между нанокристаллами. Они начинают присоединяться к ЦК, а затем к этим нанокристаллам присоединяются другие по дендритному механизму. В результате образуется дендрит. Процесс кристаллизации металлического расплава можно представить реакцией:



Высокая скорость кристаллизации металлических расплавов при большой интенсивности теплоотвода объясняется тем, что основными строительными элементами кристаллов служат не атомы, а нанокристаллы.

В существующей теории кристаллизации металлов и сплавов растворенный водород, выделяющийся при затвердевании металлического расплава, не оказывает непосредственного влияния на формирование дендритных кристаллов. Но установлено, что обработка жидких алюминиевых сплавов АЛ32, ВАЛ5, АЛ2, АЛ9 электрическим током способствует их дегазации по водороду и модифицирует микроструктуру отливок [5]. Рассмотрим процесс формирования пузырька водорода на подложке при кристаллизации металлического расплава (см. рисунок). Сначала образуется пузырек 1. Когда его объем достигнет критического значения, то формируется пузырек 2, который отрывается от подложки и всплывает на поверхность металлического расплава. Интенсивность такого процесса будет определяться изменением энергии Гиббса ($\Delta G_{\text{п}}$) при переходе газового пузырька постоянного объема из состояния 1 в состояние 2:

$$\Delta G_{\text{п}} = \pi r_1^2 (\sigma_{\text{пр}} - \sigma_{\text{пг}}) + (S_1 - S_2) \sigma_{\text{рг}}, \quad (11)$$

где r_1 – радиус контактной поверхности пузырька 1 с подложкой; $\sigma_{\text{пр}}$ и $\sigma_{\text{пг}}$ – удельные межфазные поверхностные энергии на границах «подложка – расплав» и «подложка – газ»; S_1 и S_2 – площади межфазных поверхностей пузырьков 1 и 2 с расплавом; $\sigma_{\text{рг}}$ – удельная межфазная поверхностная энергия на границе «расплав – газ». Чем меньше $\Delta G_{\text{п}}$, тем выше вероятность и интенсивность процесса газовой выделения. Это означает, что данный процесс термодинамически наиболее предпочтителен на подложках, которые формируют пузырьки с меньшим $\Delta G_{\text{п}}$. При прочих равных (неизменных) значениях S_1 , S_2 , $\sigma_{\text{рг}}$, $\sigma_{\text{пг}}$, $\Delta G_{\text{п}}$ ниже на подложках с меньшим значением $\sigma_{\text{пр}}$, т. е. на более смачиваемых расплавах. Это означает, что при затвердевании металлических расплавов пузырьки водорода предпочтительно будут образовываться на кристаллах фаз, а не на неметаллических включениях, которые хуже смачиваются расплавом. Пузырьки водорода, выделяясь на формирующихся дендритных кристаллах, снижают степень их разветвленности, т. е. действуют как демодифицирующий фактор [6].

Выводы

- Основными строительными элементами при кристаллизации металлов и сплавов являются не атомы, а нанокристаллы.
- Центры кристаллизации образуются в равновесных условиях путем коагуляции нанокристаллов.

- Дендритные кристаллы образуются из центров кристаллизации путем последовательного присоединения нанокристаллов по дендритному механизму.
- Удельная межфазная поверхностная энергия центра кристаллизации прямо пропорциональна его радиусу.

Растворенный водород, выделяющийся при затвердевании металлов и сплавов, оказывает непосредственное влияние на процесс кристаллизации дендритных кристаллов.

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. 370 с.
2. Ершов Г. С., Бычков Ю. Б. Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья. М.: Металлургия, 1979. 192 с.
3. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства: Справ. / Под ред. Г. В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
4. Жуховицкий А. А., Шварцман Л. А. Физическая химия. М.: Металлургия, 1968. 520 с.
5. Килин А. Б. Влияние электрического тока на дегазацию и модифицирование алюминиевых сплавов // Литейное производство. 2002. № 8. С. 21–22.
6. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.

REFERENCES

1. Brodova I. G., Popel' P. S., Barbin N. M., Vatolin N. A. *Ishodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv aljuminievyh splavov* [Initial melts as basis of structure formation and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005. 370 p.
2. Ershov G. S., Bychkov Ju. B. *Vysokoprochnye aljuminievyje splavy na osnove vtorichnogo syr'ja* [High-strength aluminum alloys on the basis of secondary raw materials]. Moscow, Metallurgija Publ., 1979. 192 p.
3. *Svojstva jelementov. p. 1. Fizicheskie svojstva: Spravochnik* [Physical properties. Reference book]. Moscow, Metallurgija Publ., 1976. 600 p.
4. Zhuhovickij A. A., Shvarcman L. A. *Fizicheskaja himija* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgija Publ., 1968. 520 p.
5. Kilin A. B. Vlijanie jelektricheskogo toka na degazaciju i modifizirovanie aljuminievyh splavov [Influence of an electric current on degassing and modifying of aluminum alloys]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2002, no. 8, pp. 21–22.
6. Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. *Modifizirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.



УДК 621.74.047
 DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-26-30

Поступила 20.07.2018
 Received 20.07.2018

ТЕПЛОПЕРЕДАЧА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ПРИ ВЕРТИКАЛЬНОМ НЕПРЕРЫВНОМ ЛИТЬЕ СТАЛИ

*Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь,
 ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: maruko@46mail.ru,
 Е. Б. ДЕМЧЕНКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
 пр. Независимости, 65. Тел. +375 29 620-52-60*

Анализ выполненных исследований показал, что предложенная методика расчета является эффективным средством управления процессом формирования отливки. Найденные зависимости и экспериментальные данные позволяют рассчитать для конкретного способа литья значения удельного теплового потока в заданном диапазоне значений технологических параметров, полученных при проведении серии успешных экспериментов.

Проведя анализ исследований температурного режима кристаллизатора при литье отливки определенного размера и профиля, можно рассчитать тепловое состояние кристаллизатора для такого же процесса литья, но уже для получения отливок любого другого размера и профиля.

Получив результаты исследований по температурному режиму кристаллизатора при различных способах литья, можно создать интегрируемую базу данных, содержащую необходимые сведения для решения задач затвердевания отливки. При последующем проектировании оснастки и оборудования отпадает необходимость проведения дополнительных экспериментальных исследований и анализа полученных результатов.

Ключевые слова. Непрерывное литье, стальная отливка, тепловой режим кристаллизатора, удельный тепловой поток, затвердевание, оптимальные параметры литья, метод наименьших квадратов, константы аппроксимации.

Для цитирования. Марукович Е. И., Демченко Е. Б. Теплопередача в кристаллизаторе при вертикальном непрерывном литье стали // *Литье и металлургия*. 2018. Т. 92. № 3. С. 26–30. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-26-30.

HEAT TRANSFER IN THE MOLD DURING VERTICAL CONTINUOUS CASTING OF STEEL

*E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: maruko@46mail.ru,
 E. B. DEMCHENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
 Tel. +375 29 620-52-60*

The analysis of the performed researches has shown that the offered calculation technique is an effective means of management of formation process in casting. The found dependences and experimental data allow to calculate the specific value of the exact heat flux in a given range of technological parameters obtained during a series of successful experiments for a particular casting method.

Having the results of studies of the temperature regime of the mold during casting of a certain size and profile, it is possible to calculate the thermal state of the mold for the same casting process, but for the production of castings of any other size and profile.

Having a certain amount of information on the temperature regime of the mold at different casting methods, you can use the solutions obtained to become the owner of a database containing the necessary information for solving the problems of solidification of the casting. In the subsequent design of equipment and equipment there is no need for additional experimental studies and analysis of the results.

Keywords. Continuous casting, steel casting, heat treatment of the mold, specific heat flow, solidification, optimum casting parameters, least square method, the constants of approximation.

For citation. Marukovich E. I., Demchenko E. V. Heat transfer in the mold during vertical continuous casting of steel. *Foundry production and metallurgy*, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 26–30. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-26-30.

Одним из главных этапов проектирования технологии непрерывного литья является поиск значений оптимальных тепловых и технологических параметров процесса. Оптимальными параметрами принято считать параметры, когда какому-либо определенному значению одного параметра или значений группы

параметров соответствуют строго определенные значения другого параметра или группы других параметров, т. е., строго говоря, имеет место прямая взаимосвязь между параметрами, установленная в результате расчета технологии. Оптимальные параметры обеспечивают стабильность процесса литья и получение качественных заготовок. При этом значения оптимальных параметров не обязательно должны быть максимальными.

Известно, что в процессе литья значения отдельных оптимальных параметров не всегда остаются постоянными, что весьма важно, а изменяются в ту или иную сторону [1]. Могут изменяться температура заливаемого расплава, скорость вытяжки отливки, тепловой поток в кристаллизаторе, температура поверхности отливки в зоне вторичного охлаждения. Такие изменения происходят по разным причинам, в частности, из-за длительности разлива расплава из разливочного устройства (промежуточный ковш, литниковая система), газового зазора, образующегося в кристаллизаторе в результате неравномерной усадки отливки, износа графитовой втулки кристаллизатора при литье с закрытым уровнем и т. д. Довольно часто такая же картина наблюдается и при разливке стали на МНЛЗ. В работе [2] отмечалось, что изменение скорости вытягивания слитка, расхода и параметров жидкого металла, подаваемого в кристаллизатор, обусловлено нарушением стабильной работы огнеупоров, прожиганием разливочных стаканов, уменьшением скорости разлива при смене промежуточного ковша и сталеразливочных стаканов, при запуске и остановке МНЛЗ. В результате искажается процесс формирования отливки и нарушается технология литья, что проявляется в ухудшении качества получаемых заготовок, частых задержках, сбоях в работе узлов и механизмов установок часто из-за ручной корректировки параметров режима вытяжки отливки, прорывах расплава, приводящих к аварийным ситуациям.

Поэтому правильно было бы в процессе литья при изменении значений одного параметра или группы параметров приводить их к начальным оптимальным значениям и в дальнейшем поддерживать их на этом уровне, либо изменять значения других параметров на значения, которые бы удовлетворяли значениям изменившихся параметров, компенсируя, тем самым, возникающий дисбаланс и переводя режим литья в более или менее устойчивое стабильное состояние.

Если первый вариант действий в принципе осуществим, в случае если такое позволяет технология (например, для постоянства температуры расплава используются обогреваемые металлоприемники или дозаторы), то во втором такая корректировка параметров не всегда возможна. Точнее она возможна тогда, когда изменение параметров не носит критического нарушения характера процесса литья и имеется определенная зависимость оптимальных параметров между собой, выраженная с помощью математического аппарата. Это позволит провести корректировку параметров таким образом, чтобы новому измененному значению параметра или группы параметров строго соответствовали новые, заранее рассчитанные значения зависимых между собой оптимальных параметров, т. е. фактически осуществить решение задачи управления процессом формирования отливки.

Такое решение было найдено в работе [3], где на примере полунепрерывного литья чугуна полученные зависимости и экспериментальные данные позволяют рассчитать значения удельного теплового потока и значения оптимальных параметров в заданном диапазоне, необходимые для решения задачи затвердевания отливки. Решим эту же задачу, но для случая непрерывного литья стальной отливки.

Установлено, что удельный тепловой поток в кристаллизаторе q можно определить по следующему уравнению [3]:

$$q = \frac{q_0}{1 + \beta t}, \quad (1)$$

где q_0 – начальный удельный тепловой поток на уровне мениска расплава; β – коэффициент, характеризующий степень снижения q с увеличением времени формирования отливки в кристаллизаторе t .

Находим, что величины q_0 и β должны зависеть от температуры заливаемого расплава $T_{\text{зал}}$ и скорости течения охлаждающей воды $w_{\text{в}}$ в кристаллизаторе:

$$q_0 = a_0 + a_1 T_{\text{зал}} + a_2 w_{\text{в}}, \quad (2)$$

$$\beta = b_0 + b_1 T_{\text{зал}} + b_2 w_{\text{в}}, \quad (3)$$

где a_i, b_i ($i = 0, \dots, 2$) – константы аппроксимации.

Исследования проводили методом термического анализа при литье отливки из стали 12Х18Н10ТЛ диаметром 80 мм в медный кристаллизатор длиной 200 мм с ребреной водоохлаждаемой поверхностью*. Толщина стенки кристаллизатора по впадинам составляла $X = 7,5$ мм, по ребрам $X = 12,5$ мм. Термопары

* Отчет по НИР. Разработка и внедрение технологии полунепрерывного литья заготовок из стали 12Х18Н10ТЛ. Минск, 1989.

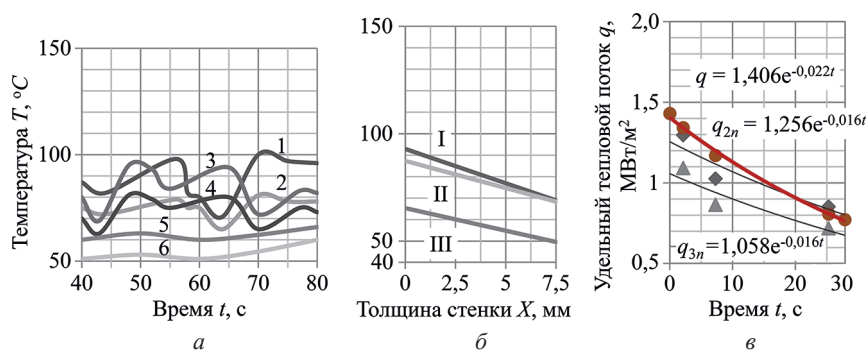


Рис. 1. Температурное поле (а, б) и расчетные удельные тепловые потоки q (в) в кристаллизаторе (режим № 6): I – I пояс (термопары 1, 2); II – II пояс (термопары 3, 4); III – III пояс (термопары 5, 6)

располагались в трех поясах по высоте кристаллизатора и в двух поясах по толщине рабочей втулки. Технологические параметры литья принимали следующими: средняя скорость вытяжки отливки $w_{\text{ср}} = 0,0062\text{--}0,0095$ м/с, $T_{\text{зал}} = 1470\text{--}1650$ °С, $w_{\text{в}} = 5,1\text{--}6,0$ м/с. Проводили серию заливок из шести экспериментов. По усредненным значениям температур рассчитывали экспериментальные значения удельного теплового потока [4]: q – на рабочей поверхности кристаллизатора, q_{2n} – в первом и q_{3n} – во втором поясе по толщине рабочей втулки (рис. 1).

Константы аппроксимации рассчитывали непосредственно по данным измерения температурного режима кристаллизатора методом наименьших квадратов (МНК) [5]. Для этого уравнения (1)–(3) преобразовали к виду:

$$1 = \frac{1}{q} a_0 + \frac{T_{\text{зал}}}{q} a_1 + \frac{w_{\text{в}}}{q} a_2 - t b_0 + t T_{\text{зал}} b_1 + t w_{\text{в}} b_2. \quad (4)$$

В результате получили следующие значения констант:

$$a_0 = -0,603778; a_1 = -8,66 \cdot 10^{-4}; a_2 = 0,580196, \\ b_0 = 0,20644; b_1 = -1,1 \cdot 10^{-4}; b_2 = -2,507 \cdot 10^{-3}.$$

Параметры процесса литья ($w_{\text{ср}}$, $T_{\text{зал}}$, $w_{\text{в}}$), значения экспериментальных (q) и расчетных (q_p , q_0) удельных тепловых потоков, коэффициента β , рассчитанных по уравнениям (1)–(3), приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Расчетные значения удельного теплового потока

Режим литья	Параметры литья				Тепловой поток, МВт/м²			
	$w_{\text{ср}}$, м/с	T , °С	$w_{\text{в}}$, л/с	t , с	q	q_0	b , с ⁻¹	q_p
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	0,0095	1620	5,1	0		0,95	0,0156	0,95
				2,1	0,77			0,92
				7,2	1,39			0,86
				24,8	0,68			0,69
				27,4				0,67
2	0,0072	1650	6,0	0		1,45	0,0101	1,45
				2,8	1,33			1,41
				9,5	1,31			1,32
				32,9	1,23			1,09
				36,3				1,06
3	0,0092	1590	5,7	0		1,33	0,0174	1,33
				2,2	1,56			1,28
				7,4	1,12			1,17
				25,7	0,87			0,92
				28,4				0,89
4	0,0062	1590	5,7	0		1,33	0,0174	1,33
				3,2	1,50			1,26
				11,0	1,36			1,11
				38,3	0,67			0,80
				42,2				0,77

1	2	3	4	5	6	7	8	9
5	0,0092	1510	5,7	0		1,40	0,0262	1,40
				2,2	1,40			1,32
				7,4	1,23			1,17
				25,7	0,88			0,83
				28,4				0,80
6	0,0093	1470	5,7	0		1,43	0,0306	1,43
				2,1	1,30			1,34
				7,3	1,03			1,17
				25,3	0,85			0,81
				27,9				0,77

Необходимо отметить, что уровень значений экспериментальных (q) и расчетных (q_p, q_0) удельных тепловых потоков коррелируют с данными работ других исследователей [6].

Для подтверждения адекватности расчетных и экспериментальных данных определяли дисперсию ошибки опытов S_y^2 , трижды повторив режим литья № 3. Статистические расчеты выполнены по методике [7] (табл. 2).

Т а б л и ц а 2. Статистическая оценка результатов экспериментов

Характеристика	Обозначение	Единица измерения	Значение
Дисперсия ошибок опытов	S_y^2	(МВт/м ²) ²	0,031
Степень свободы дисперсии	f_y	—	8
Дисперсия неадекватности	S_D^2	(МВт/м ²) ²	0,19399
Степень свободы дисперсии	f_D	—	12
Доверительная вероятность	P	—	0,99
Расчетное значение критерия Фишера	F_p	—	15,65
Табличное значение критерия Фишера	$F_T(0,01; f_D; f_y)$	—	30,82
Табличное значение критерия Стьюдента	$t(0,01; f_y)$	—	3,055
Доверительный интервал	Δq	МВт/м ²	0,17

Анализ исследований показал, что предложенная методика является эффективным средством управления процессом формирования отливки. Найденные зависимости и экспериментальные данные позволяют рассчитать для конкретного способа литья значения удельного теплового потока в заданном диапазоне значений технологических параметров литья, полученных при проведении серии экспериментов. По значениям удельного теплового потока рассчитывается значение предельно допустимой толщины корки отливки на выходе из кристаллизатора [1]. При этом значения параметров литья, соответствующие значению предельно допустимой толщины корки, и будут являться оптимальными параметрами. В случае изменения одного или нескольких параметров процесс приводится в устойчивое состояние при пересчете параметров с помощью зависимостей (1)–(3).

Получив результаты исследований температурного режима кристаллизатора при литье отливки определенного размера и профиля, можно рассчитать тепловое состояние кристаллизатора для такого же процесса литья, но уже для получения отливок любого другого размера и профиля. Однако при этом в расчетах нужно соблюдать идентичность теплофизических коэффициентов материала отливки и кристаллизатора.

Если иметь большое количество данных по температурному режиму кристаллизатора при различных способах литья, то с помощью полученных решений можно создать базу данных для решения задач затвердевания отливки. При последующем проектировании оснастки и оборудования отпадает необходимость проведения дополнительных экспериментальных исследований и анализа полученных результатов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Марукович Е. И., Демченко Е. Б. Тепловые явления при формировании непрерывной отливки. Мн.: БНТУ, 2012. 208 с.
2. Лукин С. В. Математическое моделирование теплообмена сляба с кристаллизатором машины непрерывного литья заготовок при динамических режимах разлива / С. В. Лукин, Н. И. Шестаков, В. В. Мухин, В. И. Славов // Вестн. Череповецкого гос. ун-та. 2012. Т. 2. № 2. С. 16–20.

3. Демченко Е. Б. Исследование процесса теплопередачи при вертикальном полунепрерывном литье чугуна / Е. Б. Демченко, А. А. Офенгенден // *Металлургия: республ. межвед. сб. науч. тр.* Минск: Выш. шк., 2004. Вып. 28. С. 81–86.
4. Михеев М. А., Михеева И. М. Основы теплопередачи. М.: Энергия, 1977. 344 с.
5. Касандрова О. Н., Лебедев В. В. Обработка результатов наблюдений. М.: Наука, 1970. 104 с.
6. Liangliang GUO, Xudong WANG, Huiying ZHAN, Man YAO and Dacheng FANG. Mould Heat Transfer in the Continuous Casting of Round Billet. *ISIJ International*, Vol. 47 (2007), no. 8, pp. 1108–1116.
7. Хартман К., Лецкий Э., Шеффер В. Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов. М.: Мир, 1977. 552 с.

REFERENCES

1. Marukovich E. I., Demchenko E. B. *Teplovyje javlenija pri formirovanii nepreryvnoj otlivki* [Thermal phenomena in the formation of continuous casting]. Minsk, BNTU Publ., 2012, 208 p.
2. Lukin S. V., Shestakov N. I., Muhin V. V., Slavov V. I. Matematicheskoe modelirovanie teploobmena sljaba s kristallizatorom mashiny nepreryvnogo lit'ja zagotovok pri dinamicheskikh rezhimakh razlivki [Mathematical modeling of heat transfer of a slab with a crystallizer of a continuous casting machine under dynamic casting conditions]. *Vestnik Cherepoveckogo gosudarstvennogo universiteta = Bulletin of Cherepovets State University*, 2012, no. 2, vol. 2, pp. 16–20.
3. Demchenko E. B., Ofengenden A. A. Issledovanie processa teploperedachi pri vertikal'nom poluneprryvnom lit'e chuguna [Investigation of the heat transfer process for vertical, semi-continuous casting of cast iron]. *Metallurgija: respublikanskij mezhvedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: the republican interdepartmental collection of scientific papers*. Minsk, Vyshhejschaja shkola Publ., 2004, vyp. 28, pp. 81–86.
4. Miheev M. A., Miheeva I. M. *Osnovy teploperedachi* [Fundamentals of Heat Transfer]. Moscow, Jenergija Publ., 1977. 344 p.
5. Kasandrova O. N., Lebedev V. V. *Obrabotka rezul'tatov nabljudenij* [Processing of observation results]. Moscow, Nauka Publ., 1970, 104 p.
6. Liangliang GUO, Xudong WANG, Huiying ZHAN, Man YAO and Dacheng FANG. Mould Heat Transfer in the Continuous Casting of Round Billet. *ISIJ International*, Vol. 47 (2007), no. 8, pp. 1108–1116.
7. Hartman K., Leckij Je., Sheffer V. *Planirovanie jeksperimenta v issledovanii tehnologicheskikh processov* [Planning an experiment in the study of technological processes]. Moscow, Mir Publ., 1977, 552 p.



УДК 621.74.045
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-31-35

Поступила 15.06.2018
Received 15.06.2018

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЖИДКОСТЕКОВЫХ СМЕСЕЙ. ЧАСТЬ 3. НАНОДИСПЕРСНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

А. Н. КРУТИЛИН, Ю. Ю. ГУМИНСКИЙ, О. А. РУСЕВИЧ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: kantminsk@gmail.com, Л. В. КУЛЬБИЦКАЯ, ГНУ «Институт общей и неорганической химии» НАН Беларуси, Минск, Беларусь, ул. Сурганова, 9/1. E-mail: anna119@igic.bas-net.by

Рассмотрены механизмы взаимодействия различных ультрадисперсных веществ с формовочными материалами, а также их влияние на физические и технологические свойства. Приведены примеры применения ультрадисперсных наноразмерных добавок в литейном производстве. Описаны возможности повышения уровня технологических свойств (начальной прочности, газопроницаемости и антипригарных свойств) смесей благодаря добавкам ультрадисперсных порошков (УДП), что способствует повышению качества поверхности отливок и снижению трудоемкости финишных операций.

Ключевые слова. Наноматериалы, жидкостекловые смеси, связующее, модификатор, физико-механические свойства, поверхностно-активные частицы.

Для цитирования. Крутилин А. Н. Повышение эффективности использования жидкостекловых смесей. Часть 3. Нанодисперсные материалы / А. Н. Крутилин, Ю. Ю. Гуминский, О. А. Русевич, Л. В. Кульбицкая // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 31–35. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-31-35.

IMPROVEMENT OF EFFICIENCY OF USE OF LIQUID-GLASS MIXTURES PART 3. NANODISPERSED MATERIALS

A. N. KRUTILIN, Yu. Yu. HUMINSKI, O. A. RUSEVICH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: kantminsk@gmail.com, L. V. KULBITSKAYA, SSI Institute of General and Inorganic Chemistry of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 9/1, Surganova str. E-mail: anna119@igic.bas-net.by

The mechanisms of interaction of various ultradisperse substances with molding materials, as well as their influence on physical and technological properties, are considered. Examples of using of ultrafine nano-sized additives in foundry are given. The possibilities of increasing level of technological properties (initial strength, gas permeability and non-stick properties) of mixtures due to additives of UPC, which contributes the improvement of the surface quality of castings and to the reduction laboriousness of finishing operations are described.

Keywords. Nanomaterials, sodium silicate binder, modifier, physical and mechanical properties, surface active particles.

For citation. Krutilin A. N., Huminski Yu. Yu., Rusevich O. A., Kulbitskaya L. V. Improvement of efficiency of use of liquid-glass mixtures. Part 3. Nanodispersed materials. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 31–35. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-31-35.

Обзорная информация

Традиционные пути улучшения свойств формовочных и стержневых смесей за счет изменения их состава путем введения различного рода добавок практически исчерпали свои возможности.

Наиболее перспективным направлением в настоящее время является способ управления структурой кристаллизующихся систем путем введения в растворы ультрадисперсных материалов в малых количествах. Однако данные о влиянии ультрадисперсных материалов на свойства полимеризующихся систем как органической, так и неорганической природы, в том числе связующих, используемых при изготовлении литейных форм, таких, как химический состав, размер частиц и способ получения материалов, носят ограниченный характер.

Исследования закономерностей влияния ультрадисперсных порошков на физико-механические и технологические свойства связующих материалов представляют интерес как с теоретической, так и практической точки зрения.

К ультрадисперсным наноматериалам относятся кластерные и волоконные материалы, пленки, а также поликристаллические материалы, зерна которых имеют сравнимые размеры во всех трех направлениях. В последние годы этому классу наноматериалов уделяется большое внимание. Многократное повышение уровня свойств материалов основано на реализации потенциальных возможностей наноразмерного состояния вещества. Физические характеристики, такие, как температура плавления, проводимость, удельная теплота образования, ионизационный потенциал, существенно зависят от размера ультрадисперсных частиц. Изменение свойств веществ происходит в результате непосредственного влияния размера частиц, вклада границ раздела в свойства системы, соизмеримости размера частиц с физическими параметрами, имеющими размерность длины, а также коллективного поведения, зависящего от характера взаимодействия между наночастицами.

В наночастицах межатомное расстояние закономерно изменяется при переходе от центра частицы к ее поверхности. Равновесие в расположении атомов на поверхности наночастиц нарушается, в слое толщиной в 2–3 нм происходит структурная релаксация, которая приводит к смещению межатомного расстояния. Влияние силового поля атомов на свойства ультрадисперсных частиц, находящихся внутри материала и ненасыщенных связей периферийных атомов, достигает равновесия при размере частиц около 10 нм. В случае если равновесие сдвигается и влияние периферийных атомов на свойства вещества начинает преобладать над влиянием внутренних атомов, возникают качественно новые эффекты, свойства и процессы, определяемые законами квантовой механики, размерным квантованием в малых структурах, отношением поверхность/объем и другими явлениями и факторами [1].

Поверхностно-активные частицы отдельно и в комбинации с другими веществами оказывают существенное влияние на происходящие процессы. Протекание физико-химических процессов на границе раздела ультрадисперсная частица – окружающая среда ведет к образованию продуктов с новыми функциональными характеристиками. Ультрадисперсное состояние способствует увеличению абсорбционной и каталитической активности частиц в различных физико-химических процессах, активность частиц усиливается аномалиями строения поверхности, особенностями строения ее кристаллической структуры. Увеличение поверхностной энергии и изменение термодинамических условий фазовых равновесий приводят к изменению температур фазовых превращений, ускорению окислительных процессов. Окисление наноматериалов начинается при сравнительно низких температурах, они склонны к агломерации, поэтому очень важно учитывать эти факторы на стадии практического применения. Искаженная кристаллическая решетка наночастиц влияет на энергию активации процессов, в которых они участвуют. С уменьшением размеров частиц снижается длительность протекания процессов с их участием, возрастает их потенциальное быстроедействие. Высокая диффузионная подвижность атомов по границам зерен наноматериалов на 5–6 порядков превосходит таковую в обычных поликристаллах. Перемешивание компонентов смеси на атомарном уровне ускоряет массоперенос, активирует химическое взаимодействие твердых реагентов, что особенно важно для многокомпонентных систем. Четкое понимание механизмов воздействия наноразмерных соединений на структурообразование и физико-механические характеристики различных веществ к настоящему времени отсутствует. Высокоразвитая поверхность и высокая реакционная способность наночастиц сильно осложняют изучение структуры и свойств частиц.

Несмотря на большое количество публикаций, практически отсутствует информация о применении нанопорошков в приложении к формовочным смесям. Учитывая эффективность использования наночастиц, рассмотрим результаты экспериментальных работ, представленные в литературе, имеющие, на наш взгляд, принципиальное значение.

Использование нанопорошков тугоплавких химических соединений (карбидов, нитридов, карбонитридов и др.), размеры частиц которых <100 нм, в составах противопопригарных покрытий обеспечивает их высокую седиментационную устойчивость. Материал покрытия обладает высокой проникающей и кроющей способностью, обеспечивает противопопригарный эффект даже при однослойной окраске литейных форм и стержней. Высокая седиментационная устойчивость обусловлена малыми размерами и высокой удельной поверхностью частиц, которые находятся в постоянном движении и не оседают под действием силы тяжести [2].

В работе [3] разработан состав противопопригарного покрытия, модифицированного наноструктурированным материалом. Высокая термостойкость противопопригарного покрытия обеспечивается искус-

ственным синтезом муллитоподобных минералов. Механизм формирования высокотемпературной прочности связан с процессом образования частиц дисперсной фазы с высокой поверхностной активностью в процессе нагрева наноструктурированного бемита при температуре 285 °С. Образующаяся фаза при контакте расплава с формой обеспечивает интенсивное протекание реакций синтеза в противопопригарном покрытии муллитовой фазы ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$). Данная фаза формирует термостойкий слой, предотвращающий возможность протекания химико-термических реакций взаимодействия оксидов расплава и литейной формы.

Благодаря специфическим свойствам ультрадисперсных материалов возможно их встраивание в структуру силикагеля с образованием химических соединений. Введение модификатора уменьшает угол смачивания, что ведет к более равномерному покрытию зерен кварцевого наполнителя связующим, увеличивает количество связей, а, следовательно, способствует повышению прочности отвержденной смеси. Частицы углеродсодержащего модификатора разрыхляют отвержденную пленку силикатного связующего, при температурах выше 730 °С они стремятся к границе раздела связующее – наполнитель и, тем самым, препятствуют спеканию жидкого стекла с зёрнами кварцевого песка.

В качестве ускорителя растворения силикат-глыбы использовали высокомолекулярный полимер – полиакриламид. Из порошкового поликриаламида марки «PRAESTOL-2500» изготавливали водный 5%-ный раствор. В состав модификатора, кроме углерода ~70%, входят мусковит, гидробиотит, корренсит и альбит. Присутствие модификатора приводит к более высокой степени полимеризации жидкого стекла при температурах, превышающих 800 °С, и образованию более сложных структур.

При оптимальном содержании наноструктурированного бемита (4–5%) в диапазоне температур 1000–1500 °С скорость образования муллитовой фазы увеличивается в 1,4 раза, а ее количество в покрытии возрастает более чем в 2 раза, прочность покрытия увеличивается в 1,4 раза. Противопопригарное покрытие обладает высокой седиментационной устойчивостью 99%, требуемой проникающей способностью 0,3–0,7 мм. Адгезионная прочность на истирание противопопригарного покрытия при высокотемпературном воздействии возрастает на 25% (от 2,4 до 3,2 кг/мм). Образующийся на поверхности литейной формы слой толщиной 1,0–1,2 мм исключает образование пригара.

В работе [4] приводятся результаты исследования влияния коллоидных растворов наночастиц ZnO на адгезию, когезию и смачиваемость модифицированного жидкостекольного связующего формовочной смеси.

Изучению направленности процесса структурных преобразований и изменения физико-механических свойств фосфатно-силикатных связующих, модифицированных ультрадисперсными порошками, посвящены работы [5–8]. Проведены исследования влияния концентрации различных по химическому составу ультрадисперсных порошков (УДП) в широком концентрационном диапазоне на структурообразование и свойства кальцийфосфатного связующего (КФС) и гидролизованного раствора этилсиликата (ЭТС-40).

На основе термодинамической теории поверхностных явлений и теории неравновесных фазовых переходов по результатам изменения поверхностного натяжения жидкого раствора КФС проведена оценка влияния УДП в зависимости от их размера, химического состава и способа получения на структуру и свойства КФС.

Совокупность экспериментальных и теоретических результатов позволила создать физическую модель структурных преобразований на мезо- и макроуровнях фосфатно-силикатных связующих при модифицировании их УДП. Экспериментальные исследования показали мультиэкстремальный характер (чередование максимальных и минимальных значений) изменения свойств КФС в зависимости от количества введенного УДП.

Предложена технология модифицирования УДП гидролизованного раствора ЭТС-40, применяющегося в качестве связующего для изготовления керамических форм.

Разработанная бифуркационная диаграмма перестройки кристаллизующихся структур в зависимости от концентрации УДП позволяет прогнозировать свойства связующих, используемых для изготовления литейных форм.

Поверхностное натяжение раствора, размер кристаллов, время кристаллизации при введении УДП уменьшаются, а прочность возрастает. Максимальным значениям поверхностного натяжения раствора соответствуют максимальные размеры кристаллов после кристаллизации. Поверхностное натяжение раствора связано с активностью раствора на границе с газовой фазой, при малых концентрациях УДП поверхностное натяжение уменьшается, независимо от вида УДП форма кристаллов изменяется от сферической до пластинчатой.

Кристаллическое строение после затвердевания связано с изменением энергетического состояния системы. При увеличении концентрации, вносимой в раствор УДП, происходит диссипация энергии за счет распада крупных кластеров на мелкие. Изменение формы кристаллов от сферолитов до отдельных пластин происходит скачкообразно через разрушение старой структуры и образование новой. Процесс периодически повторяется и носит необратимый характер. Далее происходит слияние мелких кластеров в более крупные, поверхностное натяжение раствора повышается, увеличивается размер кристаллов.

В качестве УДП для модифицирования раствора на основе дистен-силлиманита и гидролизованного раствора ЭТС-40 можно использовать микропорошки SiC, Al₂O₃, TiCo и других в количестве 0,01–1,0% от массы связующего. В результате модифицирования поверхностное натяжение раствора КФС уменьшается с 121 до 60 мН/м, прочность КФС возрастает с 40 до 61 МПа; строение кристаллов изменяется от сложных, пространственно-разветвленных форм до простых, пластинчатых кристаллов.

На основании научно обоснованных теоретических и экспериментальных исследований в работах [9–11] доказана принципиальная возможность управления механизмом формирования свойств жидкостекляных смесей микродобавками химически активного ингредиента (ультрадисперсного пироуглерода) с размерами частиц, соизмеримыми с размерами частиц силикагеля.

Установлен механизм формирования структуры и свойств разработанных составов жидкостекляных смесей как в процессе смесеприготовления и изготовления форм и стержней, так и под действием высоких температур заливаемого металла.

Введение УДП в жидкостекляную смесь ведет к повышению ее термостойкости и существенному снижению удельной работы выбивки. Разупрочнение жидкостекляной смеси происходит вследствие частичного окисления УДП и термохимической реакции с образованием новой высокотемпературной безкислородной фазы.

Повышение уровня технологических свойств (начальной прочности, газопроницаемости и антипригарных свойств) из смесей с добавками УДП способствует повышению качества поверхности отливок и снижению трудоемкости финишных операций.

Разработаны составы легковыбиваемых жидкостекляных смесей с содержанием УДП 12–16% от массы связующего, обеспечивающие снижение удельной работы выбиваемости в 4–6 раз. Опытные промышленные испытания разработанных составов жидкостекляных смесей подтвердили практическую целесообразность их использования.

Представленные немногочисленные исследования свидетельствуют о достаточно широких возможностях влияния ультрадисперсных материалов на свойства связующих и смесей на их основе. Необходимо проведение дополнительных экспериментальных исследований по совершенствованию технологии введения ультрадисперсных порошков с целью более эффективного использования. Применение в промышленных масштабах ультрадисперсных материалов ограничивается малой производительностью существующего оборудования и высокой себестоимостью получаемых продуктов, необходимо получение ультрадисперсных порошковых материалов в более широком ассортименте.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Nanotechnology.** Integrated Processing Systems for Ultra-Precision and Ultra-Fine Products / Ed. N. Taniguchi. Oxford: Oxford University Press, 1996. 406 p.
2. **Крушенко Г. Г.** Противопригарные покрытия, содержащие нанопорошки химических соединений / Г. Г. Крушенко // Литейное производство. 2002. № 2. С. 13.
3. **Николайчик Ю. А.** Технологии приготовления и использования модифицированных наноструктурированными материалами противопригарных покрытий для изготовления отливок из железоуглеродистых сплавов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Минск, 2013. 213 с.
4. Cohesion and Adhesion properties of modified water glass with colloidal solution of ZnO // K. Smyksy, A. Kmita, B. Hutera, D. Drozynski, B. Stypula, M. Hajos, Starowicz M. Metalurgija (Zagreb) 2014. Vol. 53. No. 4. P. 459–462.
5. **Седельников В. В.** Структурообразование кристаллизующихся систем при модифицировании их ультрадисперсными порошками. Часть 1 / В. В. Седельников // Литейное производство. 2005. № 1. С. 2–5.
6. **Седельников В. В.** Структурообразование кристаллизующихся систем при модифицировании их ультрадисперсными порошками. Ч. 2 / В. В. Седельников, Ю. К. Машков, Л. А. Битюцкая // Литейное производство. 2005. № 2. С. 2–6.
7. Пат. № 2160703 РФ, МКИ C04 B28/34. Способы получения металлофосфатных связующих. № 98124054/12; заявл. 31.12.98; опубл. 20.12.2000, бюл. № 38.
8. Пат. № 2227079 РФ, МКИ 7B22C1/02. Формовочная смесь для приготовления разовых литейных форм и способ ее получения. № 2002119237/02; заявл. 16.07.2002; опубл. 20.04.2004, бюл. № 11.
9. **Нефедов К. Е.** Легковыбиваемые жидкостекляные формовочные и стержневые смеси / К. Е. Нефедов // Литейное производство. 2004. № 1. С. 18–20.

10. **Марков В. А.** Концепция механизма формирования свойств единых песчано-глинистых смесей в процессе перемешивания / В. А. Марков, К. Е. Нефедов, М. В. Пешков, А. А. Апполонов // *Литейное производство*. 2004. № 1. С. 15–17.
11. **Марков В. А.** Эффективный способ улучшения выбиваемости жидкостекольных смесей / В. А. Марков, Г. А. Мустафин, В. Н. Афанасьев, К. Е. Нефедов // *Тр. пятого съезда литейщиков России*. М., 2001. С. 334–338.

REFERENCES

1. Nanotechnology. Integrated Processing Systems for Ultra-Precision and Ultra-Fine Products / Ed. N. Taniguchi. Oxford: Oxford University Press, 1996. 406 p.
2. **Krushenko G. G.** Protivoprigrarnye pokrytiya, sodержashchie nanoporoshki himicheskikh soedinenij [Non-stick coatings, containing nanopowders of chemical compounds]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2002, no. 2, p. 13.
3. **Nikolajchik Yu. A.** *Tekhnologii prigotovleniya i ispol'zovaniya modifitsirovannykh nanostrukturirovannykh materialami protivoprigrarnykh pokrytij dlya izgotovleniya otlivok iz zhelezouglerodistykh splavov. Dis. kand. tekhn. nauk* [Technologies of preparation and use of antifog coatings modified for nanostructured materials for the production of castings from iron-carbon alloys. Diss. Ph. D. In Engineering]. Minsk, 2013. 213 p.
4. Cohesion and Adhesion properties of modified water glass with colloidal solution of ZnO / K. Smyksy, A. Kmita, B. Hutera, D. Drozynski, B. Stypula, M. Hajos, M. Starowicz. *Metalurgija (Zagreb)*. 2014, Vol. 53, no. 4, c. 459–462.
5. **Sedel'nikov V. V.** Strukturoobrazovanie kristallizuyushchih sistem pri modifitsirovanii ih ul'tradispersnymi poroshkami. Chast' 1 [Structure formation crystallizing systems with modifying them by ultradispersed powder. Part 1]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2005, no. 1, pp. 2–5.
6. **Sedel'nikov V. V., Mashkov Y. K., Bityuckaya L. A.** Strukturoobrazovanie kristallizuyushchih sistem pri modifitsirovanii ih ul'tradispersnymi poroshkami. Chast' 2 [Structure formation crystallizing systems with modifying them by ultradispersed powder. Part 2]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2005, no. 2, pp. 2–6.
7. **Saburov V. P. e. a.** *Sposoby polucheniya metalofosfatnykh svyazuyushchih* [Method of taken metal phosphate binders]. Patent RF, no. 2160703, 2000.
8. **Himich T. S. e. a.** *Formovochnaya smes' dlya prigotovleniya razovykh litejnykh form i sposob ee polucheniya* [Molding mixture for the preparation of dispensable molds and the method of its]. Patent RF, no. 2227079, 2004.
9. **Nefyodov K. E.** Legkovybivaemye zhidkostekol'nye formovochnye i sterzhnevye smesi [Easily breakable liquid-glass molding and core mixtures]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2004, no. 1, pp. 18–20.
10. **Markov V. A.** Koncepciya mekhanizma formirovaniya svoystv edinykh peschano-glinistykh smesey v processe peremeshivaniya [Concept of the mechanism of forming properties of common sandy-clay mixtures during mixing] / V. A. Markov, K. E. Nefyodov, M. V. Peshkov, A. A. Appolonov. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2004, no. 1, pp. 15–17.
11. **Markov V. A., Mustafin G. A., Afanas'ev V. N., Nefyodov K. E.** Effektivnyj sposob uluchsheniya vybivaemosti zhidkostekol'nykh smesey [Effective method for improving breakable of liquid-glasses mixture]. *Trudy pyatogo s'ezda litejshchikov Rossii = Proceedings of fifth congress by Russian casters*. Moscow, 2001, pp. 334–338.



УДК 621.743.074:544.332-971.2
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-36-42

Поступила 22.06.2018
Received 22.06.2018

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ УПРАВЛЕНИЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ПУТЕМ ОПТИМИЗАЦИИ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭЛЕМЕНТОВ ЛИТНИКОВОЙ СИСТЕМЫ

Ю. Н. ФАСЕВИЧ, Ф. И. РУДНИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: fasevich_yura@tut.by

Фундаментальной целью проводимых исследований является выявление и анализ важных технологических параметров за счет получения характеристик исследуемых теплофизических свойств прибылей, обеспечивающих устойчивый режим наложения гидродинамического давления до начала кристаллизации отливки за счет разогрева прибыльной части взаимосвязанных элементов «литниковая система–отливка» на основе средств обеспечения вычислительных экспериментов с точки зрения управления процессом производства заготовок быстроизнашиваемых деталей.

Ключевые слова. Кристаллизация отливки, теплофизические характеристики, гидродинамическое давление, методика, алгоритм параметров, технологический модуль.

Для цитирования. Фасевич Ю. Н. Разработка методики экспериментальных исследований управления кристаллизацией литых заготовок путем оптимизации теплофизических свойств элементов литниковой системы / Ю. Н. Фасевич, Ф. И. Рудницкий // *Литье и металлургия*. 2018. Т. 92. № 3. С. 36–42. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-36-42.

DEVELOPMENT OF METHODOLOGY OF EXPERIMENTAL STUDIES OF CONTROL IN CRYSTALLIZATION OF CASTINGS BY OPTIMIZING THE THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF THE ELEMENTS OF THE GATING SYSTEM

Yu. N. FASEVICH, F. I. RUDNITSKY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus,
65, Nezavisimosti ave. E-mail: fasevich_yura@tut.by

The fundamental purpose of the proposed research is to identify and analyze important technological parameters by obtaining the characteristics of the studied thermal properties of hot tops, providing a stable mode of applying hydrodynamic pressure before the crystallization of the casting due to the heating of hot top part of the interrelated elements of the «gating system–casting» on the basis of means of providing computational experiments from the point of view of managing the production process of blanks of wearing parts.

Keywords. Casting crystallization, thermophysical characteristics, hydrodynamic pressure, methodology, algorithm of parameters, technological module.

For citation. Fasevich Yu. N., Rudnitsky F. I. Development of methodology of experimental studies of control in crystallization of castings by optimizing the thermophysical properties of the elements of the gating system. *Foundry production and metallurgy*, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 36–42. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-36-42.

Сложные процессы, происходящие при формировании отливки, требуют разработки достаточно специфического комплекса вычислительных моделей, позволяющих прогнозировать процессы заполнения, затвердевания и распределения механических свойств. Процессом, ответственным за формирование свойств большинства отливок, является кристаллизация, которая происходит в результате зарождения и роста кристаллов в охлаждающемся расплаве. От числа, скорости, формы роста кристаллов и их преимущественной ориентировки в теле отливки зависит ее кристаллическое строение и, следовательно, важнейшие технологические и эксплуатационные свойства.

Качественная и частично количественная картина технологического процесса ясна, для уточнения количественных значений всех исследуемых параметров необходимо разработать методику и дополнительно провести экспериментальные исследования.

Целью экспериментальных исследований является оценка влияния параметров технологии на показатели качества литых заготовок, повышение качества заготовок, приближение их свойств к свойствам быстрорежущей стали. Этого можно добиться на основе оптимизации основных технологических режимов литья на обобщенном использовании расчетных рекомендаций по определению характера изменения гидродинамического давления до начала кристаллизации отливки за счет разогрева прибыльной части взаимосвязанных элементов «литниковая система–отливка»; параметров и характеристик настройки технологического модуля, тепловых и геометрических параметров ЛПС, обеспечивающих выполнение гидродинамических критериев оптимальности и непрерывное питание отливки (заготовки), а также стабильность теплового режима заполнения формы.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи. Во-первых, провести планирование экспериментов, во-вторых, создать базу экспериментальных данных, а также выполнить анализ полученных данных, оценить технологические режимы для определения их оптимальных значений и разработать серию регрессионных моделей для установления количественной взаимосвязи между показателями качества заготовок и переменными технологическими параметрами процесса их изготовления.

На данном этапе принципиальная особенность состоит в том, что исследования проводятся в лабораторных условиях, максимально приближенных к производственным. Для выявления количественных данных о степени влияния тех или иных переменных параметров (факторов) на качество литых заготовок, быстроизнашиваемых деталей из инструментальной стали типа режущих вставок использовали математический метод планирования эксперимента. Существуют два пути оптимизации режимов. Первый – классический регрессионный анализ, базирующийся на результатах пассивного эксперимента, второй – дисперсионный и регрессионный анализы, основанные на планировании эксперимента [1]. В первом случае предполагают, что исследователь наблюдает за неуправляемым процессом или ставит эксперимент, основываясь на удобствах его проведения, во втором – исследователь меняет условия опыта в соответствии с математически обоснованным прогнозом. Он позволяет при минимально возможном числе опытов получить максимальную информацию. В данном конкретном исследовании для оценки качества отливок, изготовленных литьем с наложением гидродинамического давления до начала кристаллизации отливки за счет разогрева прибыльной части системы, будем использовать следующие показатели: шероховатость поверхности (визуально); дефекты в виде неслитин, неспаев, следов соединения струй и потоков; плотность и пористость; механические свойства литых заготовок. Сгруппируем их и выберем способы оценки.

Задача оптимизации технологических режимов решается путем построения модели процесса, в которой каждый переменный показатель исследуемого технологического режима выражается как функция переменных управления [1]:

$$y_j = f_i(x_1, x_2, \dots, x_n),$$

где y_j – переменный показатель управления качеством отливки: $j = 1, 2, \dots, m$; x_i – переменный показатель управления технологическим процессом: $i = 1, 2, \dots, n$.

Критерий качества для управления технологическим процессом можно сформировать из пересечения областей, образуемых параметрами технологического режима для каждого показателя качества, где значения этого показателя оптимальны и удовлетворяют предъявляемым требованиям. Опишем его составляющие, учитывая последовательность этапов литья.

1. Критерий формообразования ($K_{\text{форм}}$). Формируется из оценки дефектов и шероховатости поверхности. Характеризует процесс до момента полного формообразования отливки в полости формы. Зависит от скорости заполнения, температуры формы, температуры расплава. Необходимо обеспечить полное заполнение формы жидким расплавом не ниже температуры ликвидус с применением режима наложения гидродинамического давления за счет разогрева прибыльной части системы.

2. Критерий давления (K_d). Формируется из оценки плотности, пористости и механических свойств литых заготовок. Характеризует процесс после момента полного формообразования в полости формы. Зависит от продолжительности времени разогрева прибыли, закона его изменения и устойчивости режима наложения гидродинамического давления до начала кристаллизации отливки в форме.

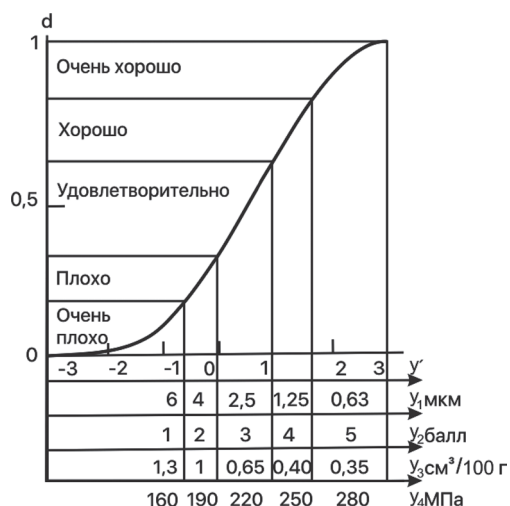


Рис. 1. Шкала желательности для технологического процесса изготовления отливок [2]

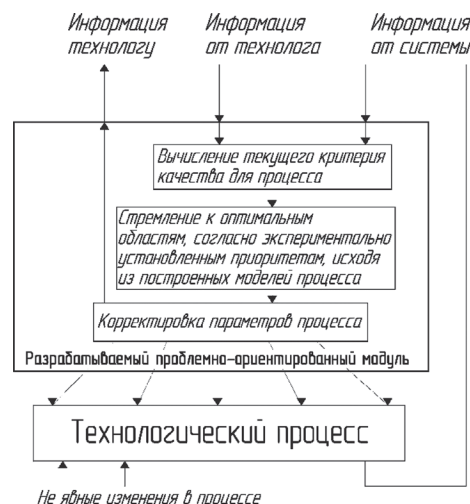


Рис. 2. Общая схема движения и обработки информации в технологическом модуле

3. Общий критерий качества ($K_{\text{кач}}$) управления технологическим режимом, есть совокупность критериев формообразования и геометрических характеристик литниково-питающей системы с теплофизическими свойствами прибылей.

Получение необходимого качества заготовок будет достигаться стремлением к попаданию в область пересечения областей в виде обобщенного отклика (табл. 1) на основе шкалы желательности [2], образуемых параметрами технологического процесса для каждого показателя качества.

Введем шкалу желательности для управления технологическим режимом (рис. 1).

Таблица 1. Стандартные отметки на шкале желательности

Желательность	Отметка на шкале желательности
Очень хорошо	1,00–0,80
Хорошо	0,80–0,63
Удовлетворительно	0,63–0,37
Плохо	0,37–0,20
Очень плохо	0,20–0,00

На основе данной шкалы можно преобразовать частные отклики в экспериментальные функции желательности и построить обобщенный показатель D , названный Харрингтоном «обобщенной функцией желательности» [2], т. е. переходить от d к D предлагается по формуле:

$$D = \sqrt[4]{\prod_{u=1}^4 d_u}.$$

Обобщенная функция желательности является единым и универсальным показателем качества исследуемого технологического режима и ее можно использовать в качестве критерия оптимизации:

$$K_{\text{кач}} = D \rightarrow 1,$$

т. е. в нашем случае это и есть общий критерий качества, основываясь на котором можно уточнить и предложить общую схему движения и обработки информации в разрабатываемом модуле (рис. 2).

Так как количество переменных факторов технологического процесса велико, то провести полный факторный эксперимент 2^4 представляется затруднительным из-за большого числа трудоемких необходимых экспериментов, поэтому воспользуемся методикой проведения дробно-факторного эксперимента.

Нахождение модели методом дробно-факторного эксперимента состоит из следующих этапов [3]: планирование и проведение эксперимента; проверка однородности выборочных дисперсий; получение математической модели объекта с проверкой статистической значимости выборочных коэффициентов регрессии; проверка адекватности математического описания.

Назначим уровни варьирования параметров технологического процесса (табл. 2) исходя из возможностей обеспечения их реализации на основании анализа имеющихся сведений и стремления свести к минимуму число проводимых экспериментов.

Т а б л и ц а 2. Уровни варьирования параметров

Параметр	Наименование параметра	Уровень варьирования параметра
x_1	Температура заливаемого расплава, °C	1750, 1850
x_2	Температура формы, °C	20
x_3	Разрежение в полости формы, кПа	7 либо отсутствует
x_5	Скорость заполнения, мм/с	24,50

Диапазоны и уровни варьирования переменных технологических параметров подобраны таким образом, чтобы любое сочетание их могло быть реализовано в данной системе с учетом сформированного математического программного алгоритма технологического модуля.

Составим матрицу планирования эксперимента [4]. В табл. 3 приведена матрица планирования эксперимента с четырьмя переменными показателями управления качеством отливки для изменяющихся показателей управления технологическим процессом y_1, y_2, y_3 и y_4 с использованием метода дробно-факторного эксперимента. Она представляет собой 1/16 реплику от полно-факторного эксперимента 2^4 , что дает возможность сократить число опытов.

Т а б л и ц а 3. Матрица планирования эксперимента

Номер опыта	Факторы (переменные технологические параметры)			
	x_1	x_2	x_3	x_5
1	+	+	+	+
2	+			
3			+	
4		+		+

П р и м е ч а н и е. Минимальному значению фактора соответствует (–), максимальному – (+).

Матрица задана генерирующими соотношениями

$$x_5 = x_1 x_3,$$

для которых имеем следующие определяющие контрасты:

$$1 = x_1 x_2, 1 = x_1 x_3 x_5, 1 = x_2 x_3, 1 = x_1 x_2 x_3.$$

Обобщающий определяющий контраст:

$$1 = x_1 x_2 = x_1 x_3 x_5 = x_2 x_3 = x_1 x_2 x_3 = x_2 x_3 x_5 = x_1 x_3 = x_3 = x_1 x_2 x_5 = x_2 x_5 = x_1 = x_5 = x_1 = x_2 = x_3 x_5 = x_1 x_2 x_3 x_5.$$

Такой обобщающий контраст получен в результате попарного перемножения исходных факторов, затем умножения по три и четыре.

Если всеми коэффициентами взаимодействия, начиная с тройных, можно пренебречь, то коэффициенты будут совместными оценками:

$$b_1 \rightarrow \beta_1 + \beta_{35},$$

$$b_2 \rightarrow \beta_2 + \beta_{15},$$

$$b_3 \rightarrow \beta_3 + \beta_{15},$$

$$b_5 \rightarrow \beta_5 + \beta_{13}.$$

Разрешающая способность такой реплики чрезвычайно мала, так как каждый линейный эффект определяется совместно с тремя парными взаимодействиями. Такой репликой можно пользоваться только в том случае, если все парные взаимодействия равны нулю. В большинстве случаев, начиная исследования процесса, трудно предсказать будут эффекты взаимодействия или нет. Поэтому необходимо наметить план дальнейших экспериментов согласно разработанной методике для случая, если парные эффекты значимы и поиск оптимальных условий будет неэффективным.

Матрицу планирования для этой реплики можно получить из первой реплики, изменив в ней все знаки на обратные. Такая реплика задается генерирующим соотношением

$$x_5 = -x_1 x_3.$$

В обобщающем определяющем контрасте все двойные и тройные произведения оказываются со знаком минус, поэтому в совместных оценках для линейных эффектов не будет парных взаимодействий со знаком плюс. Усредняя результаты вычислений для таких двух реплик, можно получить отдельные оценки для всех линейных эффектов.

При проектировании системы управления приходится решать одну из сложных задач разработки, а именно задачу оптимального распределения функций системы между аппаратными средствами и программным обеспечением. Решение этой задачи осложняется тем, что взаимосвязь и взаимовлияние аппаратных средств и программного обеспечения претерпевают постоянные изменения.

В настоящее время наибольшее распространение получил методологический прием, при котором весь цикл рассматривается как последовательность трех фаз:

- анализ задачи и выбор аппаратных средств системы;
- разработка прикладного программного обеспечения;
- комплексирование аппаратных средств и программного обеспечения.

Законы функционирования технологического оборудования полностью определяются прикладной программой, иными словами, специализация системы управления осуществляется путем разработки прикладных программ, алгоритмов согласования и связи системы с датчиками и исполнительными механизмами в каждом конкретном случае. Такие этапы разработки математически сформированного программного алгоритма технологического модуля, как обоснование принципиальной схемы, проектирование ЛПС, требуют принятия согласованных решений.

При отработке лабораторных данных, как показали самые первые попытки использования технологических элементов литниковой системы с теплофизическими свойствами прибылей, обеспечивающих устойчивый режим наложения гидродинамического давления до начала кристаллизации отливки на простую по конфигурации и размерам форму, технологическая форма должна быть приведена в соответствие с возможностями технологического режима и содержать специальные ЛПС для создания давления в достаточно широких температурных и временных интервалах.

Оценку степени влияния места подвода металла и режима заливки литейной формы на температурное поле в затвердевающем металле проводили на технологических пробах с размерами: длина – 200 мм, диаметр – 8,5–9,0 мм. Формы собирали из стержней, изготавливаемых из жидкостекольной смеси, отверждаемой по CO_2 -процессу, и окрашивали быстросохнущей противопопригарной краской.

Выбор конкретного типа огнеупорной основы и связующих для формовочных смесей, вида, конфигурации и различных вариантов сочетаний литниковой системы с теплофизическими свойствами прибылей обусловлен технологическими параметрами процесса кристаллизации отливки в области, где проводили эксперименты, с целью усовершенствования и удешевления технологического и производственного процесса получения опытных литых заготовок, улучшения их качества, увеличения выхода годного металла.

При выполнении экспериментов использовали следующие материалы.

1. Формовочные смеси:

- смесь № 1: основа – кварцевый песок; связующее – жидкое стекло (6,5 мас.%); способ отверждения – CO_2 -процесс;
- смесь № 2: основа – кварцевый песок; связующее – жидкое стекло (3,0 мас.%); способ отверждения – CO_2 -процесс.

2. Теплоизоляционные материалы:

- теплоизоляционные (экзотермические) элементы (ЭкВ-2) [5]: диаметр – 180 мм, высота – 300 мм, толщина стенки – 18 мм;
- химический состав элементов: С – 4,5%; Al_2O_3 – 56,3; SiO_2 – 36,9; Fe_2O_3 – 90,8; CaO – 0,6; MnO – 3,4; Na_2O – 3,4; K_2O – 0,58; F – 3,3; $\text{Al}_{\text{акт}}$ – 20,4%.

При выборе конфигурации, габаритных размеров, а следовательно, и массы опытной заготовки и ее количества в форме для исследования теплофизических свойств смесей с учетом емкости среднечастотной индукционной плавильной печи (50 кг) и наличия в лаборатории готовой модельно-опочной оснастки руководствовались требованиями к условиям протекания процесса затвердевания стали и прогрева формы. При изготовлении литых заготовок используются различные методы литья. Выбор того или иного технологического процесса заготовок инструмента определяется, главным образом, экономичностью процесса получения форм [6].

При выборе места подвода металла в форму и конструкции литниковой системы необходимо учитывать то, что металл должен поступать в форму плавно, без удара в ее стенки и стержни, с заданной ско-



Рис. 3. Температурные поля в кристаллизующемся металле за счет разогрева избыточной части системы «литниковая система-отливка»

ростью подъема уровня в форме, а также обеспечивать последовательное удаление газов и воздуха из формы. Кроме того, способ подвода металла должен обеспечивать направленное затвердевание заготовки с учетом ее конструкции и свойств сплава, из которого она изготавливается. С использованием противопригарных красок для форм можно устранить риск появления дефектов в виде пригара. Важнейшей проблемой при получении заготовок может стать то, что ХТС обладают высокой газотворной способностью, вследствие этого в отливках весьма вероятно появление брака в виде газовой шероховатости, газовых раковин, газовой пористости. Для организации способов питания и метода выбора, а также для снижения описанных выше дефектов в рамках исследования применяли технологический режим изготовления отливок с использованием технологических элементов литниковой системы с теплофизическими свойствами прибылей. Дефекты по включениям (металлическим и неметаллическим), несоответствию по структуре и ликвации необходимо предусматривать с момента приготовления шихты, плавки и термообработки заготовок.

Для регистрации температурных полей в затвердевающем металле в форме вдоль вертикальной оси формы устанавливали термопары типа ВР 5/20 с толщиной электродов 0,35 мм. Для оценки степени распределения температурных полей в процессе заливки и кристаллизации металла в форме термопары устанавливали на расстоянии 0, 5, 10, 15 мм от поверхности раздела металл – форма с расположением рабочих концов электродов строго в изотермической плоскости отливки. Запись термограмм осуществляли на приборе «Регулятор Сосна 002/ТП1 ХА ТП1» (рис. 3).

ЛИТЕРАТУРА

1. Адлер Ю. П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю. П. Адлер, Е. В. Маркова, Ю. В. Грановский. М.: Наука, 1976.
2. Анисович Г. А. Гидроудар в литейной форме как фактор нарушения направленности затвердевания отливки / Г. А. Анисович, В. Г. Никитин, А. Я. Клековин // Литейное производство. 1984. № 10.
3. Методика определения экономической эффективности автоматизированных систем управления предприятиями и производственными объединениями. М.: Статистика, 1979. 62 с.
4. Глинов Г. М. Теоретические основы автоматического управления металлургическими процессами / Г. М. Глинов, М. Д. Климовицкий. М.: Металлургия, 1985. 304 с.
5. Экзотермическая смесь для разогрева жидкого металла в прибылях при производстве отливок из черных металлов: пат. 21798 Респ. Беларусь, МПК В22Д27/06 / Ю. Н. Фасевич, Ю. А. Николайчик, К. В. Кобяков; заявитель Белорусский национальный технический университет. № а 20150371; заявл. 09.07.2015; опубл. 27.12.2017.
6. Кукуй Д. М., Фасевич Ю. Н., Рудницкий Ф. И., Сергиеня Н. Н., Синдель А. С. Разработка технологических решений получения черных и цветных сплавов с использованием среднечастотных индукционных печей // Литье и металлургия. 2014. № 1. С. 9–15.

REFERENCES

1. Adler Ju. P., Markova E. V., Granovskij Ju. V. *Planirovanie jeksperimenta pri poiske optimal'nyh uslovij* [Planning an experiment when searching for optimal conditions]. Moscow, Nauka Publ., 1976.
2. Anisovich G. A., Nikitin V. G., Klekovin A. Ja. *Gidroudar v litejnoj forme kak faktor narushenija napravlenosti zatverdevanija otlivki* [Hydroburst in the mold as a factor of distortion of the solidification direction of the casting]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1984, no. 10.
3. *Metodika opredelenija jekonomicheskoj jeffektivnosti avtomatizirovannyh sistem upravlenija predpriyatijami i proizvodstvennymi obedinenijami* [The method of determining the economic efficiency of automated control systems for enterprises and production associations]. Moscow, Statistika Publ., 1979, 62 p.
4. Glinkov G. M., Klimovickij M. D. *Teoreticheskie osnovy avtomaticheskogo upravlenija metallurgicheskimi processami* [Theoretical basis of automatic control of metallurgical processes]. Moscow, Metallurgija Publ., 1985, 304 p.
5. Fasevich Ju. N., Nikolajchik Ju. A., Kobjakov K. V. *Jekzotermicheskaja smes' dlja razogreva zhidkogo metalla v pribyljah pri proizvodstve otlivok iz chernyh metallov* [Exothermic mixture for heating molten metal in profits during the production of castings from ferrous metals]. Patent RB, no. 21798.
6. Kukuj D. M., Fasevich Ju. N., Rudnickij F. I., Sergienja N. N., Sindel' A. S. *Razrabotka tehnologicheskikh reshenij poluchenija chernyh i cvetnyh spлавov s ispol'zovaniem srednechastotnyh indukcionnyh pechej* [Development of technological solutions for the production of ferrous and non-ferrous alloys using medium-frequency induction furnaces]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 1, pp. 9–15.



УДК 621.745.551
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-43-49

Поступила 28.07.2018
Received 28.07.2018

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ В РАСПЛАВ ДИСПЕРСНЫХ ДОБАВОК

Ф. И. РУДНИЦКИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: stl_minsk@tut.by,
С. А. КУЛИКОВ, В. А. ШУМИГАЙ, ОАО «Минский тракторный завод», г. Минск, Беларусь, ул. Долгобродская, 29. E-mail: cyberlis@mail.ru

Рассмотрены основные механизмы повышения прочности сплавов, в том числе и за счет введения в расплав когерентных и некогерентных кристаллизующимся структурным составляющим сплава дисперсных частиц. Представлены новые сведения о влиянии ультрадисперсных частиц, получаемых из отходов шлифования инструментальных сталей (металлоабразивного шлама) и предложенных в качестве модифицирующих добавок, на структуру и прочностные свойства серого чугуна. Выявлено преобладающее влияние на свойства чугуна металлической составляющей металлоабразивного шлама. Установлены оптимальные количества добавок-модификаторов. Прирост прочности чугуна СЧ20 в результате модифицирования составляет до 20%.

Ключевые слова. Серый чугун, модифицирование дисперсными добавками, структура, свойства.

Для цитирования. Рудницкий Ф. И. Повышение прочности серого чугуна путем введения в расплав дисперсных добавок / Ф. И. Рудницкий, С. А. Куликов, В. А. Шумигай // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 43–49. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-43-49.

INCREASING THE STRENGTH OF GREY CAST IRON BY INTRODUCING OF DISPERSED ADDITIVES INTO THE MELT

F. I. RUDNITSKY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: stl_minsk@tut.by,
S. A. KULIKOV, V. A. SHUMIGAI, JSC «Minsk Tractor Works», Minsk, Belarus, 29, Dolgobrodskaya str.
E-mail: cyberlis@mail.ru

The basic mechanisms of increasing the strength of alloys, including methods through the introduction of the melt coherent and incoherent crystallizing structural components of the alloy dispersed particles were considered. New data on the influence of ultrafine particles obtained from grinding wastes of tool steels (metal abrasive slime) and proposed as modifying additives on the structure and strength properties of gray cast iron are presented. The prevailing influence of metal component of metal-abrasive sludge on the properties of cast iron is revealed. The optimum amount of additives-modifiers were defined. The increase in the strength of cast iron mid 20 as a result of modification is equal up to 20%.

Keywords. Grey iron, modifying particulate additives, structure, properties.

For citation. Rudnitsky F. I., Kulikov S. A., Shumigai V. A. Increasing the strength of grey cast iron by introducing of dispersed additives into the melt. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 43–49. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-43-49.

В большей степени прочность изделия определяется прочностью материала, из которого оно сделано. В начале XX в. развитие методов структурного анализа позволило четко установить зависимость прочности от внутренней структуры. Прочность – есть свойство сопротивления металла к разрушению при приложении нагрузки, т. е. при деформации. Многочисленные испытания образцов на растяжение, сжатие, изгиб не позволяли уточнить механизмы, происходящие при деформации. Только в середине 50-х годов с введением понятия «дислокация» были уточнены понятия пластической и упругой деформации, выведены формулы, позволяющие получать расчетные показатели прочности, удовлетворительно совпадающие с экспериментальными свойствами [1, 2].

Современные теории прочности основаны на дислокационном механизме. Все процессы, протекающие при деформации, можно разделить на четыре основных механизма сопротивления распространению дислокаций: субструктурное упрочнение $\sigma_{\text{суб}}$, твердорастворное упрочнение $\sigma_{\text{тв.р}}$, поликристаллическое упрочнение $\sigma_{\text{поликр}}$ и многофазное упрочнение $\sigma_{\text{многоф}}$ [3].

В чистых металлах увеличение сопротивления деформированию достигается за счет субструктурного упрочнения, когда в кристаллической решетке металла образуется большое количество дефектов. В результате приложения нагрузки в металле присутствуют скользящие подвижные дислокации и хаотично расположенные неподвижные. При этом скользящие дислокации испытывают сопротивление совокупного упругого поля всех дислокаций и контактное торможение отдельных дислокаций.

При твердорастворном упрочнении сопротивление деформации достигается путем искажения кристаллической решетки металла путем внедрения или замещения примесными атомами. В процессе деформации дислокации должны преодолеть ближний порядок в сплаве и искажения кристаллической решетки, что совокупно увеличивает работу, затрачиваемую на разрушение материала.

Поликристаллическое (зернограничное) упрочнение основано на том, что в реальном сплаве зерна хаотично расположены под некоторым углом друг к другу. В результате приложения нагрузки границы зерен выступают дополнительной преградой для распространения дислокаций. Связь размера зерна с изменением прочностных характеристик удовлетворительно описывается уравнением Холла-Петча для расчета предела текучести [4]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{1/2}, \quad (1)$$

где k – константа, характеризующая материал; d – средний диаметр зерна (свободный пробег дислокации); σ_0 – сопротивление движению дислокаций со стороны кристаллической решетки.

Многофазное упрочнение заключается в образовании выделений второй фазы в матрице основного металла, что создает дополнительные препятствия для движения дислокаций.

При пластической деформации реального сплава в той или иной степени участвуют все обозначенные механизмы. Таким образом, суммарную прочность, или другими словами, суммарную работу сопротивления разрушению можно представить в виде:

$$\sigma = \sigma_{\text{суб}} + \sigma_{\text{тв.р}} + \sigma_{\text{поликр}} + \sigma_{\text{многоф}}. \quad (2)$$

Однако физика прочности значительно сложнее, так как влияние каждого фактора не всегда аддитивно. При деформации происходят фазовые превращения, образование и распад ансамбля дислокаций и т. д., что значительно усложняет формирование объективной модели разрушения.

В современных условиях одним из важнейших направлений развития в машиностроении является уменьшение металлоемкости продукции без изменения (уменьшения) механических свойств. Очевидно, что с уменьшением толщины стенки отливки при неизменной технологии производства сплава ее ресурс будет снижаться. Поэтому необходимо применять различные технологические и конструктивные решения, направленные на увеличение прочности изделия. Одним из таких подходов может быть дисперсионное упрочнение сплавов, обусловленное созданием неоднородностей, которые служат дополнительной преградой на пути дислокаций. Такие неоднородности можно разделить на локальные неоднородности, обусловленные флуктуациями состава, приводящие к образованию метастабильных кластеров; метастабильные зоны (предвыделения); выделения второй фазы; смесь двух фаз [2].

Для литейного производства чаще всего применяют упрочнение выделением второй фазы. Физический смысл данного явления заключается в создании в металлической матрице когерентных и некогерентных частиц.

Упрочнение когерентными частицами описывается моделью Мотта-Набарра:

$$\tau = G_m f E_n, \quad (3)$$

где τ – прирост прочности; G_m – модуль сдвига; f – объемная доля когерентных частиц; E_n – параметр несоответствия кристаллических решеток матрицы и выделений.

Упрочнение когерентными выделениями достигается за счет того, что в месте контакта частицы со скользящей дислокацией создается препятствие ее распространению. Дальнейший сдвиг возможен лишь после того, как дислокация прорежет когерентную частицу.

Модель упрочнения некогерентными частицами предложена Орованом для случая, когда матрица содержит более жесткие частицы ($G_q > G_m$):

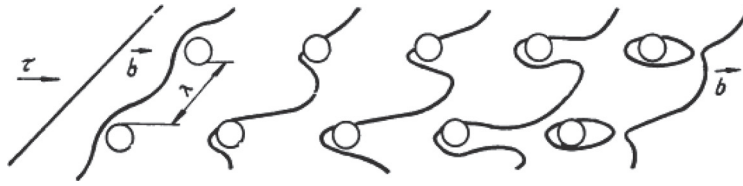


Рис. 1. Схема препятствия движению дислокаций некогерентными частицами (модель Орована)

$$\tau = \frac{1}{2\pi} \frac{G_M b}{\lambda} \phi \ln \frac{\lambda}{2b}, \quad (4)$$

где λ – расстояние между частицами; ϕ – коэффициент, учитывающий форму дислокаций.

Упрочнение некогерентными частицами достигается тем, что распространение дислокаций возможно только после того, как они обогнут частицу и создадут вокруг нее петлю (рис. 1).

На ОАО «Минский тракторный завод» для повышения конкурентоспособности продукции конструкции отливок постоянно совершенствуются, металлоемкость литья снижается. Поэтому остро стоит задача повышения эксплуатационных свойств изделий при минимальных затратах. В этом направлении особый интерес представляет процесс модифицирования отливок моторной группы добавками, содержащимися в отходах собственного производства. Эффект от их использования заключается, с одной стороны, в повышении свойств металла, с другой – решается задача утилизации подобных отходов, трудно поддающихся переработке. На площадях механических цехов повсеместно образуется тонкодисперсный металл-абразивный шлам, который состоит из ультрадисперсных металлических частиц и фрагментов абразива. Утилизация подобных отходов представляет собой определенную проблему. Учитывая, что шлам легированных сталей, особенно быстрорежущих, содержит такие дорогостоящие элементы, как молибден, вольфрам и ванадий, предпринята попытка опробовать его в качестве модификатора для чугуна при изготовлении отливок моторной группы. В работе [5] приведены результаты использования отходов шлифования инструмента из быстрорежущих сталей, в которых частицы представляли собой металлическую составляющую. Хотя в ходе экспериментов, прежде всего, ставилась задача использовать микролегирующее действие добавок для повышения твердости, в процессе работы было установлено значительное повышение прочности при условии легирования матрицы молибденом, вольфрамом и хромом. Также зафиксировано увеличение и выравнивание твердости по сечению отливки, что и явилось целью эксперимента. Добавки вводили в количестве от 1 до 5%. В результате был сделан вывод [5], что если целью модифицирования является повышение значения предела сопротивления на разрыв, то ультрадисперсный модификатор (УДМ) данного вида в количестве более 2,5% вводить нецелесообразно, так как при больших количествах зафиксировано снижение прочности. Кроме того, была решена проблема по изысканию приемлемого способа ввода частиц. В работе [6] приведены результаты введения в расплав УДМ в виде смеси оксидов тугоплавких металлов, причем массу добавок изменяли от 0,0125 до 0,1%. В работе [7] для ввода УДМ в расплав высокохромистого чугуна использовали брикетирование. В работе [8] УДМ вводили в виде прутка. Во всех случаях общее количество УДМ не превышало 0,5 мас.%. Учитывая результаты собственных работ, а также выводы других авторов, в данной работе условия эксперимента были скорректированы.

Эксперименты по модифицированию серого чугуна марки СЧ20 ультрадисперсным модификатором на основе отходов шлама быстрорежущей стали марки Р6М5 проводили в условиях плавильного участка ЦТСП ОАО «МТЗ». В ковш емкостью 100 кг на струю металла подавали предварительно взвешенный и упакованный в конверт из алюминиевой фольги модификатор в количестве 0,005–0,5 мас.%. От каждого ковша в форму из ХТС отливали по два образца для определения механических свойств. Результаты испытаний приведены на рис. 2.

Достаточно неожиданным было снижение прочности при введении 0,005% УДМ, при введении 0,1% УДМ прочность соответствует немодифицированному образцу, при 0,5% – возрастает на 30 МПа. Структура образцов показана на рис. 3. На втором этапе работы количество вводимого УДМ изменили от 0,1 до 5%.

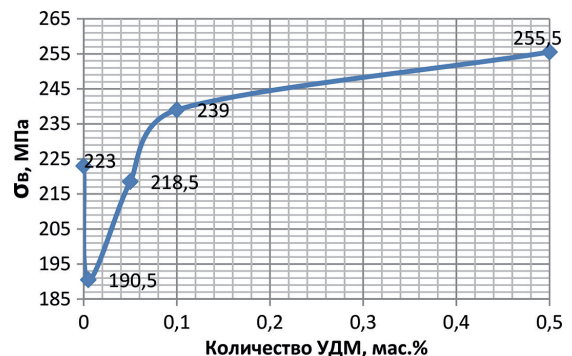


Рис. 2. Изменение σ_b в зависимости от количества вводимого УДМ

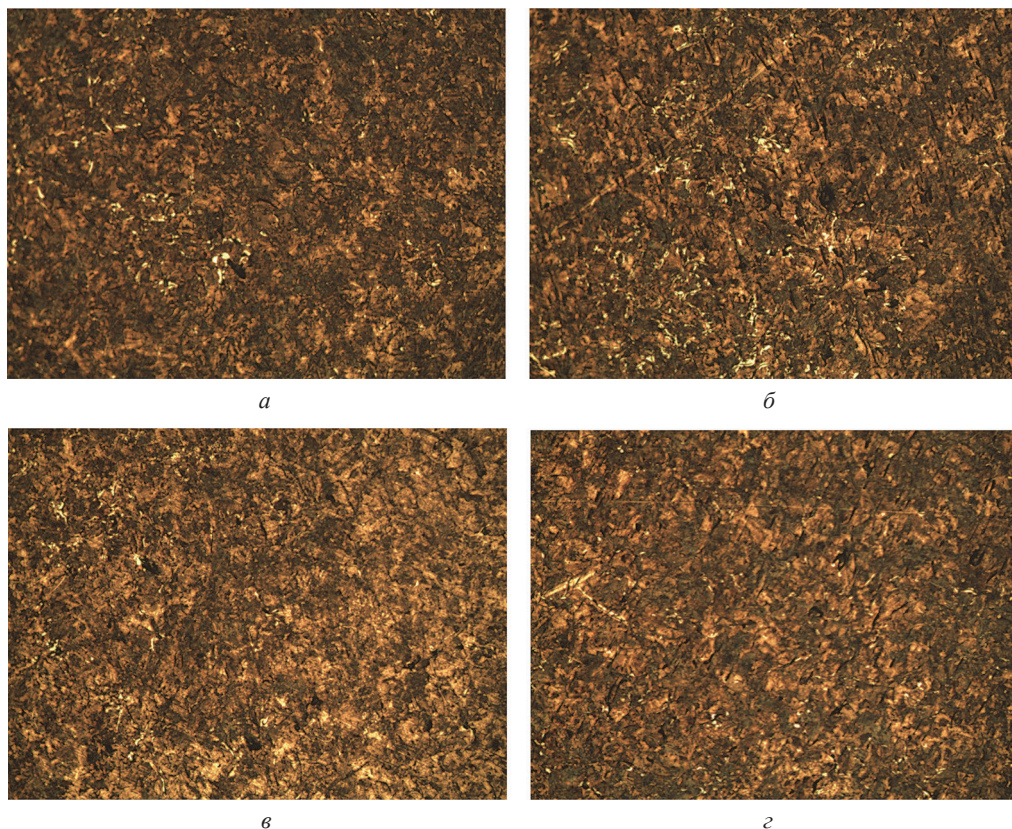


Рис. 3. Структура образцов первого эксперимента, оптический микроскоп. $\times 100$, травлено азотной кислотой: а – контрольный образец; б – 0,005% УДМ; в – 0,1; г – 0,5% УДМ

Результаты изменения прочности приведены на рис. 4, структура образцов – на рис. 5.

Анализ результатов эксперимента показывает, что введение УДМ в количестве более 0,5% нецелесообразно. При больших количествах прочность падает и возрастает только тогда, когда в химическом составе чугуна отмечаются Мо и W, т. е. проявляется микролегирующий эффект (при 5% УДМ), хотя это увеличение прочности незначительно по сравнению с прочностью образцов с 0,5% УДМ. Интересен тот факт, что в первом и втором экспериментах зафиксированы контрольные точки максимумов и минимумов σ_b , соответствующих определенному количеству УДМ, которые отличаются от значений, полученных в работе [5]. Таким образом, можно сделать вывод, что изменение σ_b при введении УДМ есть периодическая функция, период которой зависит не только от количества УДМ, но и от его вида. Так, для УДМ на основе дисперсной стружки в пределах 1–5% максимум σ_b достигается в пределах 2,5%, после чего происходит снижение этого показателя, а для УДМ на основе абразивного шлама в пределах 0,005–5% максимумы σ_b отмечаются при 0,5 и 5%.

После магнитной сепарации шлама было установлено количественное соотношение содержания в нем металлических частиц и абразива, составившее примерно 50 на 50%. Наличие такого количества неметаллической составляющей, несомненно, требует ответа на вопрос, в какой мере она влияет на механизм модифицирования расплава. Так, в некоторых работах [6–14] отмечается использование оксидов и карбидов тугоплавких металлов для управления процессами затвердевания, изоморфные же сплаву частицы отмечаются как неустойчивые.

Поэтому на следующем этапе работы, в тех же условиях был проведен еще один эксперимент, в котором в качестве модификатора использовали порошок стали марки 10P6M5MP,

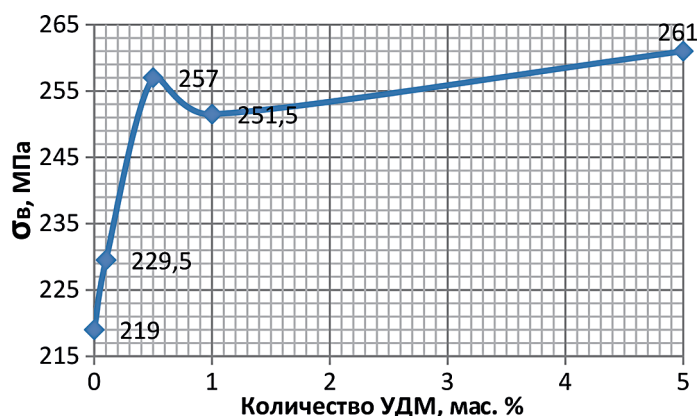


Рис. 4. Изменение σ_b при увеличении количества вводимого УДМ

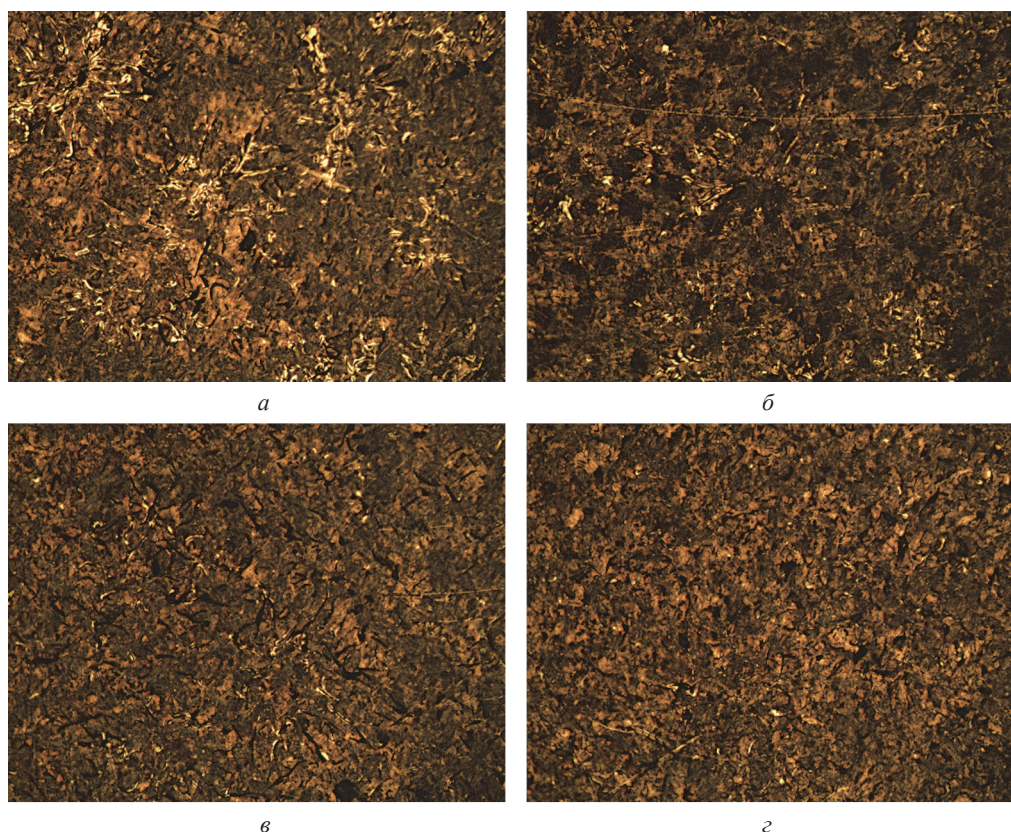


Рис. 5. Структура образцов второго эксперимента, оптический микроскоп. $\times 100$, травлено азотной кислотой: *а* – контрольный образец; *б* – 0,5% УДМ; *в* – 1; *г* – 5% УДМ

который также упаковывали свободным насыпом в алюминиевый конверт. Результаты эксперимента приведены на рис. 6, структура образцов показана на рис. 7.

Полученные результаты свидетельствуют об эффективном влиянии на свойства чугуна именно металлической составляющей, полученной после сепарации металлоабразивного шлама. Так, увеличение прочности чугуна СЧ20 при использовании в качестве модификатора металлического порошка из шлама и порошка стали 10Р6М5МП составляет до 30 и 50 МПа соответственно. Несмотря на лучшие результаты при модифицировании чугуна порошком быстрорежущей стали (повышение прочности) и технологические преимущества (большая насыпная плотность), применение металлоабразивного шлама в качестве исходного материала для получения комплексного модификатора весьма перспективно с точки зрения рециклинга отходов производства, повышения качества литья и снижения его себестоимости.

При введении УДМ в пределах 0,005–1% изменение химического состава чугуна за счет содержания в нем легирующих элементов не зафиксировано. В процессе дюрOMETрических испытаний и проверки микроструктуры, согласно ГОСТ 3443-87, наличие особенностей, которые бы однозначно указывали на изменение структуры металлической матрицы чугуна не выявлено. Поэтому говорить о дисперсионном упрочнении матрицы когерентными или некогерентными частицами преждевременно.

Для выявления формы графита и характера его распределения в металлической матрице в процессе металлографического анализа исследованы нетравленные образцы. Количественный анализ площади, занимаемой графитом, проводили при помощи программы SimpleIm, применяемой для обработки изображений (рис. 8).

Микроструктуры образцов чугуна, модифицированного УДМ на базе стального порошка, приведены на рис. 9.

Как видно из рисунков, структура контрольного образца типична для промышленной отливки из серого чугуна. При введении 0,005% УДМ выделяются обла-

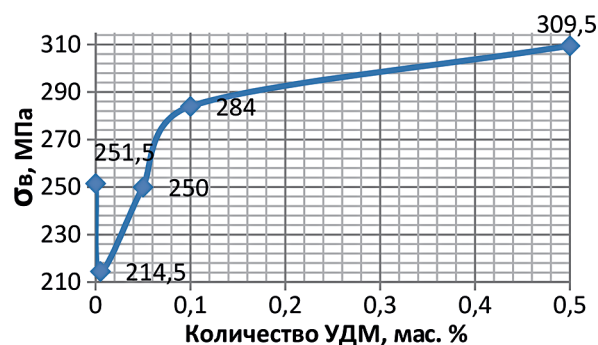


Рис. 6. Изменение σ_b в зависимости от количества вводимого порошка стали марки 10Р6М5МП

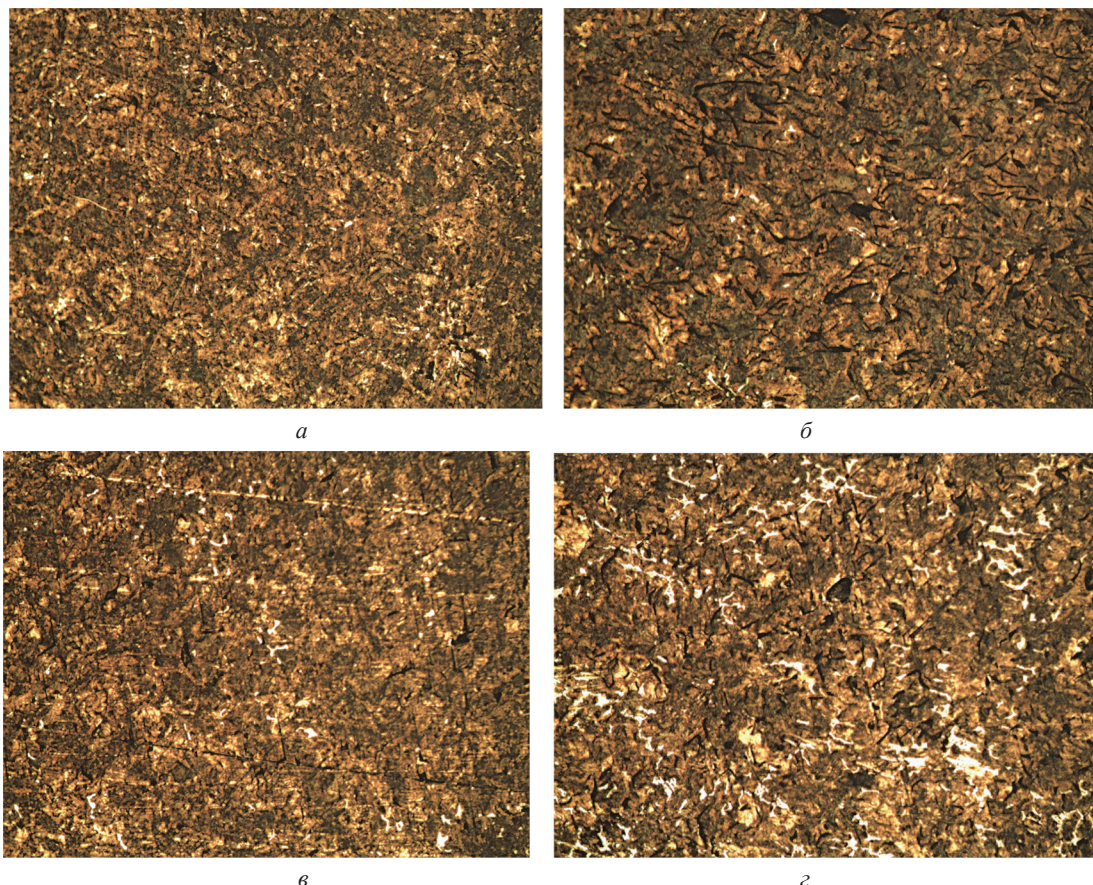


Рис. 7. Структура образцов чугуна, полученного с использованием в качестве модификатора стального порошка стали марки 10P6M5МП, оптический микроскоп. $\times 100$, травлено азотной кислотой: *a* – контрольный образец; *б* – 0,05% УДМ; *в* – 0,1; *г* – 0,5% УДМ

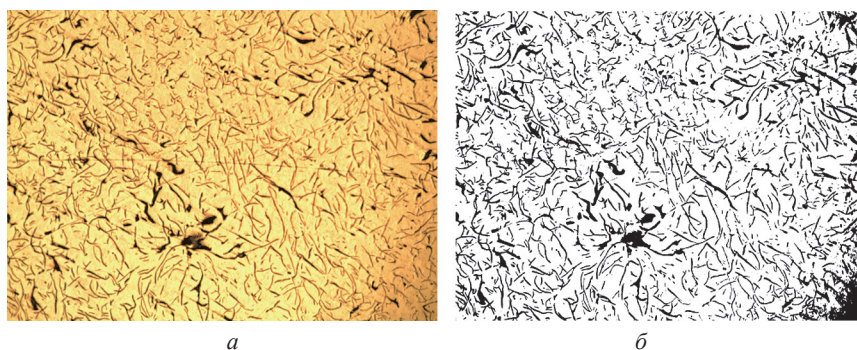


Рис. 8. Пример использования программы SimpleIm для выделения объектов (графита); контрольный образец первого эксперимента: *a* – оригинал; *б* – тот же снимок, но с удаленным фоном и выделенными объектами

сти междендритного точечного графита, что обуславливает снижение механических свойств. При введении 0,1% УДМ форма и распределение графита практически не отличаются от контрольного образца, что и отражается на σ_B . При введении 0,5% УДМ образцы имеют благоприятное равномерное распределение графита при некотором увеличении толщины пластинок, что вызывает рост σ_B .

Выводы

1. Изменение σ_B при введении УДМ есть периодическая функция, период которой зависит не только от количества УДМ, но и от вида модификатора.
2. При вводе УДМ для модифицирования металлических расплавов необходимо определить оптимальное количество этих материалов с учетом их особенностей (химический, фракционный состав и др.).
3. Для ультрадисперсных частиц предел эффективности модифицирования расплавов находится в диапазоне 0,001–0,6%. При большем количестве вводимого УДМ эффективность ультрадисперсных частиц снижается.

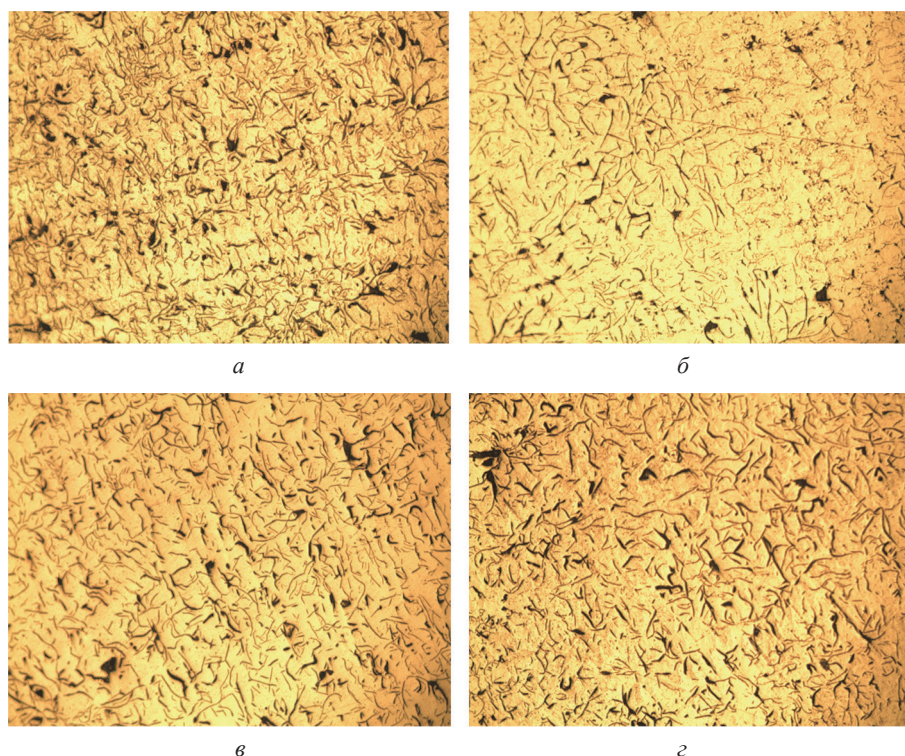


Рис. 9. Структура нетравленных образцов чугуна, полученного с использованием в качестве модификатора стального порошка стали марки 10P6M5МП, оптический микроскоп. $\times 100$: а – контрольный образец; б – 0,005% УДМ; в – 0,1; г – 0,5% УДМ

4. Введение УДМ не влияет на структуру основы сплава, при этом оказывая значительное влияние на форму других фаз.

Механизм влияния УДМ требует дальнейшего уточнения. По-видимому, имеет место образование локальных флуктуаций, вызванных растворением введенных частиц. При этом, учитывая огромное количество вводимых на единицу массы частиц, их кажущаяся термодинамическая неустойчивость не является препятствием для формирования структуры, повышающей прочность конечного изделия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Механические свойства металлов. М: Металлургия, 1979. 496 с.
2. Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов, Киев: Наукова думка, 1989. 256 с.
3. Конева Н. А. Физика прочности металлов и сплавов // Соросовский образовательный журнал. 1997. № 7. С. 95–102.
4. Клецова О. А. Разработка оптимальных режимов термической обработки микролегированных инструментальных сталей: дис. ... канд. техн. наук. Орск, 2014. 158с.
5. Рудницкий Ф. И., Куликов С. А. Модифицирование чугунов ультрадисперсными добавками// Литье и металлургия. 2017. № 1. С. 11–15.
6. Гаврилова Р., Манчев М., Манолов В., Черепанов А. Исследование влияния модификаторов с наноразмерами на кристаллизационный процесс в сплавах на основе железа// Научные известия. 2013. № 2(139). С. 313–315.
7. Сабуров В. П. Суспензионное модифицирование сталей и сплавов ультрадисперсными порошками // Литейное производство. 1991. № 4. С. 14–16.
8. Крушенко Г. Г., Балашов Б. А., Василенко З. А., Фильков М. Н., Миллер Т. Н. Повышение механических свойств алюминиевых литейных сплавов с помощью ультрадисперсных порошков// Литейное производство. 1991. № 4. С. 17–18.
9. Коротаева З. А. Получение ультрадисперсных порошков механохимическим способом и их применение для модифицирования материалов: автореф. дис. ... канд. хим. наук. Кемерово, 2008. 22 с.
10. Дроздов В. О., Черепанов А. Н. О температуре плавления плакирующего слоя на тугоплавкой нанодисперсной частице// Изв. вузов. Черная металлургия. 2014. № 2. С. 24–26.
11. Дроздов В. О. Исследование влияния физико-химических воздействий на структуру и свойства шва при лазерной сварке металлов: дис. ... канд. физ.-мат. наук. Новосибирск, 2014. 80 с.
12. Калинин А. П., Черепанов А. Н., Полубояров В. А., Сабуров В. П. Влияние размерных и электрических эффектов на нуклеацию в сплавах, содержащих тугоплавкие частицы // Физическая мезомеханика. 1999. № 5. С. 93–97.
13. Семенов И. В. Повышение эксплуатационных свойств свинцово-оловянистой антифрикционной бронзы: дис. ... канд. техн. наук. Томск, 2016. 148 с.
14. Воеводина М. А. Исследование обрабатываемости резанием чугуна с шаровидным графитом// Ультрадисперсные порошки, наноструктуры, материалы. VII ставеровские чтения. Красноярск: СФУ, 2015. С. 138–139.



УДК 621.745.5

DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-50-57

Поступила 25.07.2018

Received 25.07.2018

ЭКОЛОГИЯ ПЕЧЕЙ

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

В статье рассматриваются вопросы пылегазоочистки выбросов от плавильных агрегатов, приведен анализ взаимосвязи энергоэффективности печей и их экологических параметров, представлены комплексные системы, обеспечивающие высокую эффективность очистки газов, аспирируемых от плавильных агрегатов, при минимальных энергетических и инвестиционных затратах.

Ключевые слова. Пылегазоочистка, энергоэффективность, рекуперация.

Для цитирования. Ровин С. Л. Экология печей / С. Л. Ровин, Л. Е. Ровин, Л. Н. Русая, О. В. Герасимова // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 50–57. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-50-57.

FURNACE ECOLOGY

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

The article studies the issues of dust and gas cleaning of emissions from smelting units, the analysis of the relationship of furnaces energy efficiency and their environmental parameters, the complex systems that insure high efficiency of gas purification which are aspirated from the melting units are provided, with minimal energy and investment costs.

Keywords. Dust and gas cleaning, energy efficiency, recuperation.

For citation. Rovin S. L., Rovin L. E., Rusaya L. N., Gerasimova O. V. Furnace ecology. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 50–57. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-50-57.

Современные печи литейных цехов благодаря высокому уровню научного, конструкторского и металлургического обеспечения, автоматического, включая компьютерное, управления надежно обеспечивают получение металла с заданными характеристиками. Выбор типа агрегата для решения конкретных производственных задач определяется экономическими и экологическими факторами. Конечно, при этом речь не идет об устаревшем оборудовании, выработавшем ресурс 20–50 лет назад, но благодаря своей физической выносливости, эксплуатирующемся на некоторых предприятиях.

Экономические параметры, прежде всего, определяются затратами на энергоносители. Проследить эту зависимость можно на примере плавки чугуна – наиболее значимой доли выпускаемого в нашей стране литья.

Наиболее энергетически выгодным плавильным агрегатом для чугуна по-прежнему остается коксовая вагранка. В ней полезно используется до 45% затрачиваемой энергии при холодном дутье (устаревшая схема) и 60–65% – при горячем дутье с использованием рекуперации. Высокий КПД в вагранке обусловлен интенсивным теплообменом между шихтой и продуктами горения, который осуществляется в противотоке в шахте печи и приводит к интенсивному нагреву шихты до температуры плавления металла. В электропечах стадия нагрева шихты происходит при КПД < 20%.

В то же время перегрев металла в вагранках и получение высоких температур затруднительны: КПД вагранки при перегреве жидкого металла не превышает 10%. В электропечах, напротив, на стадии перегрева коэффициент полезного использования тепла достигает 60% и более. Однако если в электропечах используется энергия, получаемая с тепловых станций, где КПД ~ 25–30%, то очевидно, что общий ко-

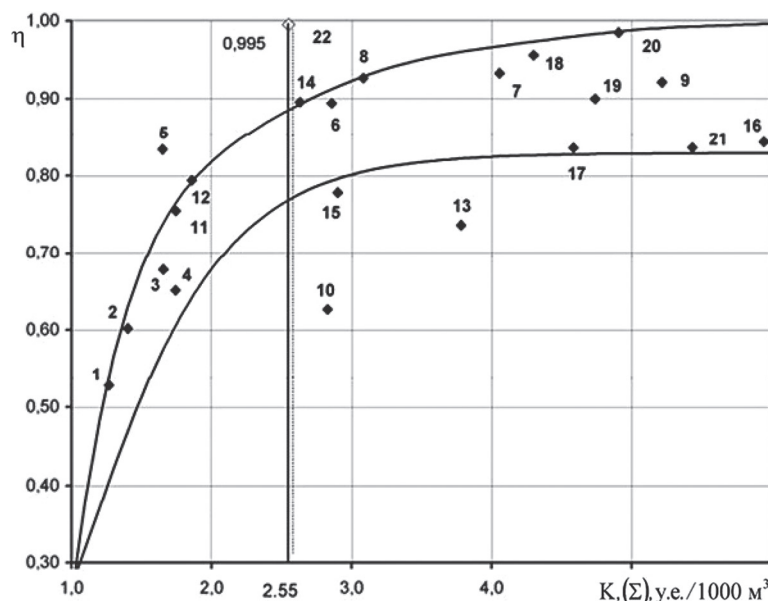


Рис. 1. Эффективность аппаратов очистки выбросов в зависимости от энергозатрат и их стоимости: 1 – инерционный пылеуловитель; 2 – циклон; 3 – циклон прямооточный; 4 – мультициклон скоростной; 5 – мультициклон; 6 – электрофильтр; 7, 8 – фильтр рукавный со встряхиванием; 9 – фильтр со струйной продувкой; 10 – эжекторный скруббер Вентури; 11 – мокрый циклон; 12 – ротоклон; 13 – полый скруббер; 14 – скруббер с насадкой; 15 – барботажный аппарат; 16 – дезинтегратор; 17 – мокрый электрофильтр; 18–21 – скрубберы Вентури: соответственно круглый, щелевой, средне- и высокоскоростной; 22 – комплексная система со II ступенью конденсационного типа

эффект полезного использования топлива составляет около 15%, соответственно растет и стоимость энергии, затрачиваемой на плавку.

Именно поэтому вагранка, особенно в составе дуплекс-процесса, сохраняет свое лидирующее положение в выплавке чугуна в мировой практике: Японии, Германии, Англии, США и др. Лишь в единичных случаях, в тех странах, где в избытке дешевая электроэнергия, доля ваграночного чугуна меньше 50%, например, во Франции (~ 40%), где основную часть электроэнергии производят атомные станции.

Удельный расход кокса на 1 т чугунных отливок в Беларуси составляет 250–280 кг или 150–180 кг на 1 т жидкого чугуна. В ряде случаев этот расход еще выше – до 300 и 200 кг соответственно. Практически все чугуноплавильные вагранки в Беларуси, России и на Украине и в других странах СНГ работают на холодном дутье. В мировой практике подавляющая часть вагранок работает с подогревом дутья, что позволяет снизить расход кокса до 100–120 кг на 1 т жидкого металла, а при высокотемпературном нагреве и качественном коксе – до 80–90 кг/т. Примерно такой же расход поддерживают коксгазовые вагранки, в которых 30% кокса заменяются природным газом.

Принцип энергетической целесообразности применим и при выборе оптимальных средств очистки выбросов в зависимости от требований экологии. На рис. 1 представлена классификация известных средств очистки выбросов плавильных агрегатов исходя из соотношения «эффективность очистки (η) / приведенная стоимость ($K(\Sigma)$)» с учетом удельных затрат на эксплуатацию и стоимость аппаратов очистки.

Общее количество высокодисперсных частиц (Z) в выбросах плавильных агрегатов коррелируется с удельными расходами энергии ($E_{уд}$), затрачиваемыми на 1 т жидкого металла, и с максимальной температурой в рабочем пространстве: $Z = f(E_{уд}, t_{max})$.

В вагранке на 1 т чугуна расходуется $(2,5–3,0) \cdot 10^3$ кДж, а максимальная температура (t_{max}) составляет 1750–1850 °С. При горячем дутье $t_{max} = 1900–2100$ °С.

Для расчета Z используют зависимость переноса частиц от энергии:

$$Z = Ae^{\alpha E_{уд}^\beta}, \ln Z = f(\alpha E_{уд}^\beta),$$

где коэффициенты A , α и β определяются экспериментально для каждого типа-размера плавильного агрегата и зависят от типа топлива, используемого сырья и технологического режима, для вагранок: $\alpha = 2,89–2,91$, $\beta = 0,42–0,44$. Коэффициент A коррелируется с производительностью печи.

Ваграночные аэрозоли фракцией $d < 5$ мкм содержат до 21–22% оксидов железа, а в распределенном составе – 8–9%; SiO_2 – 20–22%, среднее содержание – 40–50%; оксида магния – до 6,5%, марганца – 5, соединений серы – 2,5, меди – 2,8, цинка – 3,5% (в усредненном составе содержание указанных элементов

не превышает десятых долей процента каждого компонента). Также отличается плотность частиц: средняя – 2,0–3,0 г/см³ против 4,1–4,3 г/см³ для высокодисперсной фракции. Отличаются и магнитные свойства высокодисперсной фракции: магнитная проницаемость составляет 10⁻² ед. против 10⁻⁴ ед. для усредненных значений, что важно при использовании магнитных пылеуловителей и осадителей шлама в отстойниках.

Создание эффективных установок для дожигания оксида углерода и очистки колошниковых газов от пыли позволяет использовать вагранки в городской черте без нарушения санитарных норм. Современные экологические требования к вагранкам предполагают переоборудование установок открытого типа в закрытые агрегаты, т. е. оснащение их системой отбора и очистки газов с дополнительным побудителем тяги – дымососом. В состав таких систем входят узел дожигания газов (СО), аппараты очистки от пыли, дымосос, дымовая труба, системы КИПиА, система водооборота (в случае использования аппаратов очистки мокрого типа).

Отбор газов из вагранки может быть осуществлен ниже и выше завалочного окна. Первый способ требует использования быстродействующей, надежной аппаратуры для обеспечения безопасной эксплуатации системы.

Вторая схема использует для дожигания газов трубу вагранки, дальнейшая транспортировка газов происходит в безопасных условиях, т.е. надежность обеспечивается самой схемой системы очистки. Термический КПД обеих схем примерно одинаков, капитальные затраты по второму варианту ниже.

Для очистки от пыли промышленных выбросов широко используются сравнительно простые низкоэнергоемкие аппараты с удельными затратами не более 0,1 кВт·ч на 1000 м³ газа. Это циклоны различной конструкции и скрубберы (мокрые пылеуловители (МПУ)). Они обеспечивают высокую степень очистки (до 93–95%) при улавливании грубодисперсных аэрозолей с медианным диаметром $d_m \approx 50$ мкм. Однако с повышением дисперсности частиц эффективность таких аппаратов падает экспоненциально: фракции размером < 5 мкм улавливаются не более чем на 20%, а микронные частицы практически не осаждаются.

Доля мелких фракций при вторичной плавке металлов составляет 20–90% в зависимости от типа агрегата и максимальных температур в рабочей зоне.

В настоящее время используются три основных типа аппаратов тонкой очистки: трубы (скрубберы) Вентури, электро- и тканевые фильтры.

Трубы Вентури отличаются простотой конструкции, компактностью, сравнительно низкими капитальными затратами, возможностью применения для очистки высокотемпературных, агрессивных и горючих газов. Но они имеют высокие энергозатраты (> 5–10 кВт·ч на 1000 м³), что обусловлено инерционным механизмом пылеулавливания. Системы очистки выбросов плавильных агрегатов с трубами Вентури (рис. 2), разработанные специалистами БНТУ и ГГТУ им. П. Сухого, успешно прошли апробацию на вагранках, электродуговых печах и даже конвертерах (Дарницкий ВРЗ, г. Киев).

В качестве ресурса снижения удельных энергозатрат можно использовать для пылеосаждения эффект конденсации и транспортную магистраль, имеющую в двух- и многоступенчатых системах очистки значительную протяженность (до 100 м). При этом время пребывания аэрозолей в них составляет 3–10 с против 0,3–0,5 с в скрубберах (мокрых пылеуловителях) и 0,08–0,05 с в трубах Вентури. Такое увеличение продолжительности обработки существенно повышает эффективность осаждения мелких фракций пыли за счет термодиффузионного (диффузиофорез) и градиентного механизмов пылеосаждения, которые в скоростных аппаратах не играют заметной роли, так же как и механизм зацепления. Отмеченная на рис. 1 двухступенчатая система пылегазоочистки с конденсационным пылеуловителем 22 имеет наиболее высокое соотношение «эффективность/энергозатраты» вследствие сочетания нескольких механизмов пылеулавливания, включая конденсационный.

Эффективность улавливания пыли N_q за счет различных механизмов конденсации зависит от количества водяных паров (Δy), сконденсировавшихся в аппарате. Математическая обработка данных позволила получить уравнение:

$$N_q = 1,97\Delta y^{0,34}.$$

Наилучшие результаты могут быть получены при высокой начальной температуре газов и подаче на орошение горячей воды, что фактически происходит при длительной работе печей.

Суть очистки газов от пыли с использованием эффекта конденсации заключается в том, что процесс осуществляется на частицах пыли, служащих центрами конденсации. В результате на частичках форми-

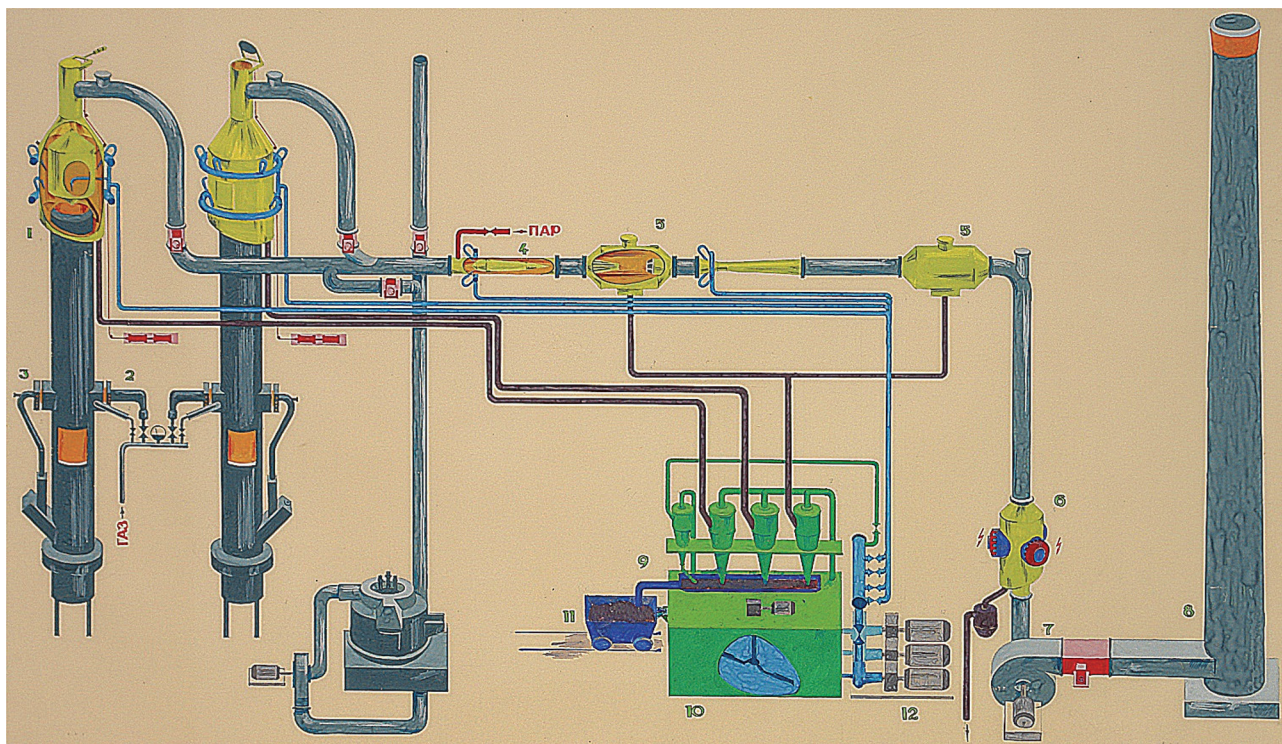


Рис. 2. Комплексная система пылегазоочистки, реализованная на Дарницком ВРЗ (г. Киев, Украина): 1 – мокрый пылеуловитель (МПУ); 2 – узел дожигания СО с помощью природного газа; 3 – узел дожигания СО с помощью отвода части ваграночных газов из шахты вагранки; 4 – труба (скруббер) Вентури; 5 – лопастной каплеуловитель; 6 – каплеуловитель с электромагнитной системой пылеосаждения; 7 – дымосос; 8 – труба дымовая; 9 – гидроциклон; 10 – резервуар сливной; 11 – бак для шлака; 12 – насос

руются капли, которые по мере укрупнения могут быть удалены из газового потока при помощи простых каплеулавливающих аппаратов. При использовании эффекта конденсации для очистки необходимо создать условия пересыщения за счет охлаждения. При этом скорость охлаждения газов должна соответствовать скорости выделения скрытой теплоты парообразования:

$$\frac{dq}{d\tau} J \leq \frac{dt}{d\tau} (cp).$$

Охлаждение газа и его пересыщение водяными парами может происходить в результате адиабатического расширения, разбавления более холодным газом или подачи диспергированной воды.

По тракту потока газов, отбираемых из МПУ, происходит интенсивная конденсация паров при их охлаждении до температуры перед дымососом 30–35 °С. За счет каплеуноса и образования конденсата на расстоянии 10 м от пылеуловителя в 1 м³ газа содержится до $(2-5) \cdot 10^5$ капель воды размером до 1 мм.

Концентрация пыли по тракту очистки до дымовой трубы включительно уменьшается до 0,05–0,15 г/м³. Энергозатраты в системе, включая транспортирование газа, составляют 2,0–2,2 кВт·ч/1000 м³, что примерно втрое ниже, чем требуется для обеспечения очистки той же эффективности в напорной трубе Вентури. Система позволяет сократить удельный расход воды на очистку за счет ликвидации потерь капельной влаги из пылеуловителей и конденсации паров. Абсолютная влажность газов снижается с 250–400 до 30–50 г/м³, т. е. в 8–10 раз.

Эффект конденсации дает возможность создать систему пылеулавливания, где выбросы от плавильного агрегата доводят до состояния насыщения обработкой в мокром аппарате очистки, а затем охлаждают, в результате чего происходит конденсация в объеме. Частицы пыли с конденсированной на них жидкостью будут оседать под действием силы тяжести, тем самым, очищая газы от пыли.

В отходящих газах плавильных печей содержатся токсичные оксиды серы (особенно в ваграночных газах) и азота (последние особенно характерны для дуговых печей). Первые хорошо растворяются в воде и поэтому одновременно с обеспыливанием происходит их абсорбция. Причем увеличение времени пребывания оксидов в насыщенных парах воды существенно повышает эффективность абсорбции. В свою очередь присутствие оксидов серы повышает точку росы, увеличивая таким образом интенсивность каплеобразования и обеспыливания. Вода на сливе из каплеуловителей приобретает кислую реакцию

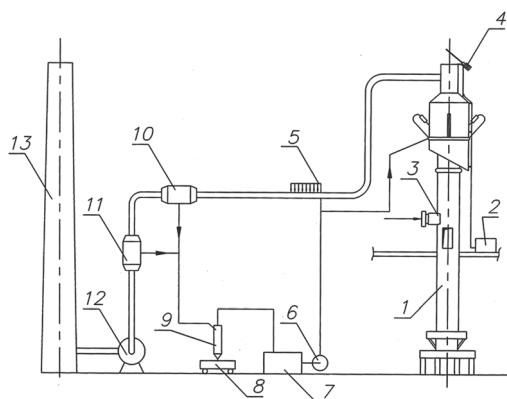


Рис. 3. Схема системы очистки с конденсационным пылеулавливанием: 1 – вагранка; 2 – привод клапана; 3 – узел дожигания; 4 – клапан; 5 – система орошения; 6 – гидронасос; 7 – бак оборотной воды; 8 – тележка с бадьей для шлама; 9 – гидроциклон; 10 – каплеуловитель горизонтальный; 11 – каплеуловитель вертикальный; 12 – дымосос; 13 – дымовая труба

(рН 6–6,5 и ниже), что требует ее периодической нейтрализации в сливном резервуаре. Концентрация оксидов серы на выходе из системы снижается до 0,02–0,05 г/м³ при исходной 0,2–3,0 г/м³. Концентрация NO снижается с 0,05–0,15 до 0,02–0,04 г/м³.

Система мокрой пылегазоочистки с использованием конденсационного эффекта была апробирована на ряде предприятий Беларуси и РФ. В качестве примера можно привести данные по эффективности очистки ваграночных газов на заводе «Стройэк» в г. Челябинск, вагранки которого оснащены низкоэнергоемкой двухступенчатой системой пылегазоочистки. Вагранки были спроектированы УП «Технолит» совместно с ГГТУ им. П. О. Сухого и введены в эксплуатацию в 2016 г. (рис. 3).

Качество очистки выбросов в указанной системе характеризуют следующие данные по остаточным концентрациям основных загрязняющих веществ: пыль (взвешенные частицы) – 19,96±4,99 мг/м³; CO – 200,95±50,24; NO – 9,77±0,99; SO₂ – 15,52±1,38 мг/м³. Полученные концентрации существенно ниже, чем требования норм ПДВ и ТНПА.

Рекуперация тепла отходящих газов топливных печей – наиболее эффективный метод энергосбережения. Возврат в печь тепловой энергии, теряемой с отходящими газами, является не только средством повышения термического КПД, но и улучшает экологические характеристики агрегата. Горячее дутье повышает производственную гибкость печей, что, конечно, реализуется при соответствующем уровне автоматизации (развитой системе КИПиА, компьютерном управлении) и квалифицированном персонале.

Опыт свидетельствует, что на каждые 100 °С подогрева дутья температура жидкого чугуна на желобе вагранки при прочих равных условиях повышается в среднем на 15–20 °С. Еще более заметно повышение температуры шлака, что сказывается на его активности в металлургических процессах. Отсюда стремление довести нагрев дутья вагранок до уровня 500–600 °С.

Такой рекуператор по заказу казахстанской фирмы ООО «Восток-Универсал» был разработан УП «Технолит» и ГГТУ им. П. О. Сухого и внедрен на заводе «Изотерм» (г. Усть-Каменогорск) для комплексной ваграночной установки, включающей водоохлаждаемую вагранку закрытого типа, систему очистки отходящих газов от пыли, состоящую из циклона, тканевого фильтра и дымососа, систему дозирования и загрузки шихты, систему КИПиА с компьютерным управлением и установкой технического зрения.

Разработанный рекуператор представляет собой выносной двухступенчатый агрегат, состоящий из камеры дожигания ваграночных газов, радиационного щелевого рекуператора, конвективного трубчатого рекуператора, системы подачи воздуха с управляющей арматурой и вентилятором и системы КИПиА. Рекуператор устанавливается на трассе отходящих газов после тканевого фильтра на стороне дымососа и соответственно на трассе подачи дутья между нагнетателем и вагранкой (рис. 4, 5). Отходящие газы проходят последовательно циклон и тканевый фильтр ФРИК-455, где обеспыливаются до уровня <20 мг/м³, после чего подаются в камеру дожигания рекуператора.

Выносной рекуператор подобного типа – достаточно дорогостоящее сооружение, однако экономический эффект, полученный от его реализации, составил около 800 тыс. долл. США и обеспечил окупаемость системы менее чем за 1 год.

Для вагранок открытого типа разработана и апробирована конструкция двухходового щелевого рекуператора, встроенного в шахту (трубу) вагранки. Пример исполнения такого рекуператора на вагранке производительностью 15 т/ч показан на рис. 6. Холодный воздух поступает во внешнее кольцо (щель) между наружной и промежуточной обечайками и движется снизу вверх. Затем разворачивается вниз и движется вниз по внутреннему кольцу по схеме противоток – навстречу дымовым газам. Несущей конструкцией рекуператора служит корпус самой вагранки. Холодный воздух в первой щели нагревается примерно до 100 °С, во второй – до 300–350 °С.

Стабильное горение ваграночных газов является обязательным условием не только для работы рекуператора, но и для обеспечения экологических требований: остаточные концентрации CO не должны превышать ~0,1%. Это условие выполняется при осуществлении горения газов с температурой ~1000 °С

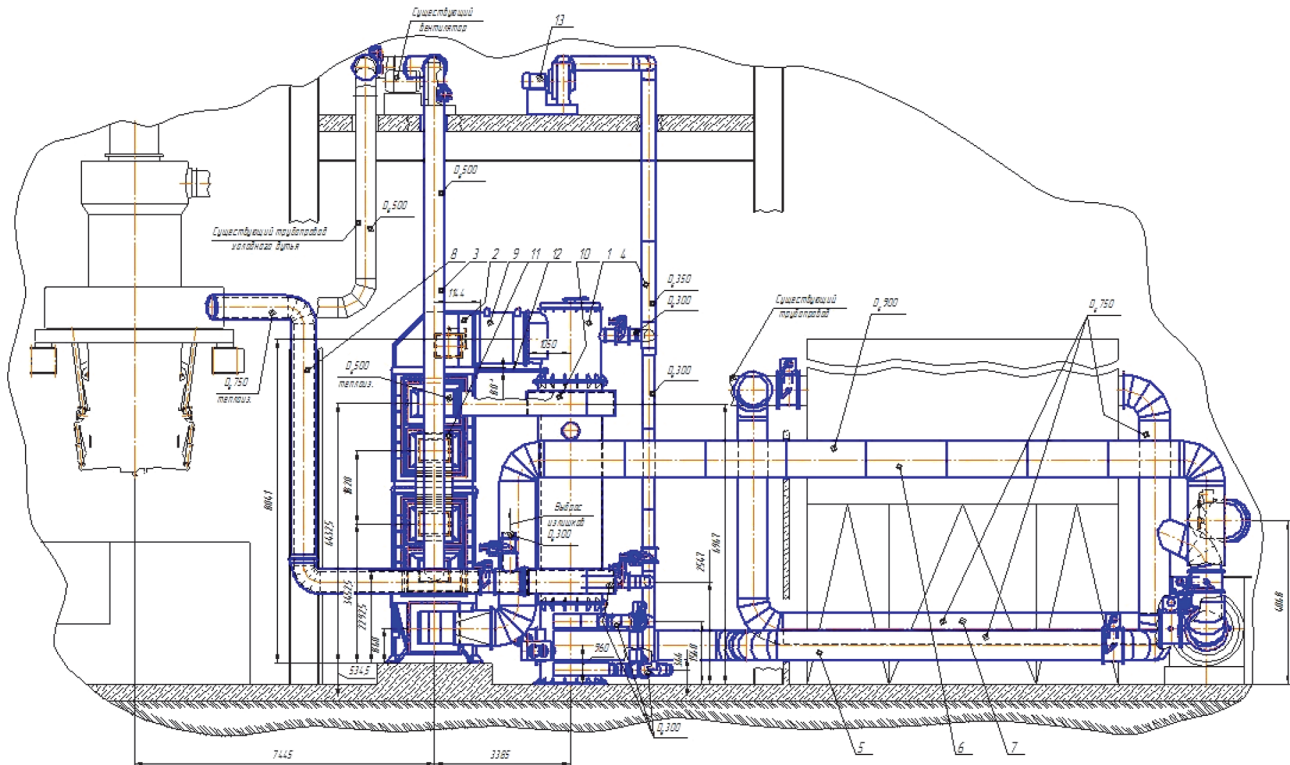


Рис.4. Система рекуперации тепла вагранки закрытого типа (цветом выделен рекуператор)

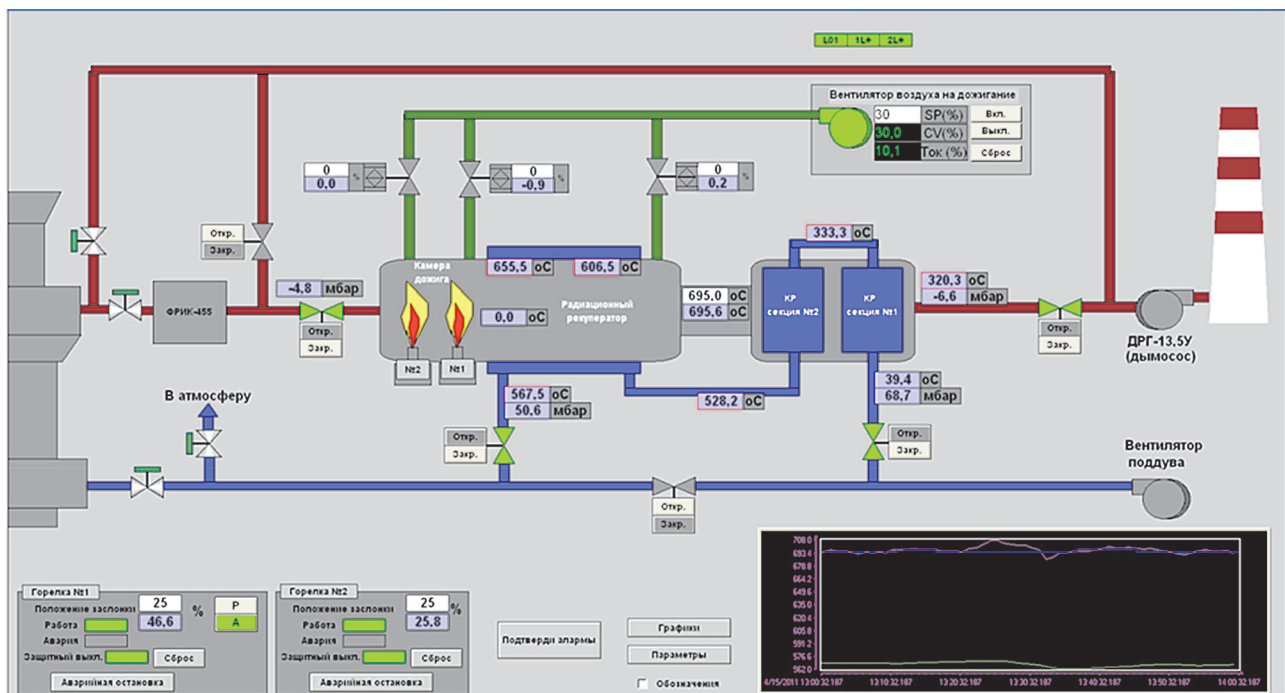


Рис. 5. Дисплей управляющего компьютера системы рекуперации

в течение не менее 0,5 с, или в пересчете – при высоте трубы вагранки, выполняющей роль камеры дожига, не менее 8–10 диаметров в свету. Целесообразно для интенсификации горения (обеспечения достаточного количества окислителя – кислорода) вводить ниже уровня завалочного окна на 0,5–1,0 м воздух в количестве примерно 5–10% от расхода дутья.

Одно из условий стабильной работы узла дожига – отсутствие случайных разбавлений ваграночных газов воздухом, подсасываемым через завалочное окно. В связи с этим наиболее рациональным является применение боковой завалки шихты.

Переход на боковую загрузку существенно улучшает условия труда на колошниковой площадке, снижает трудозатраты и численность обслуживающего персонала. Обязательным условием стабильной рабо-

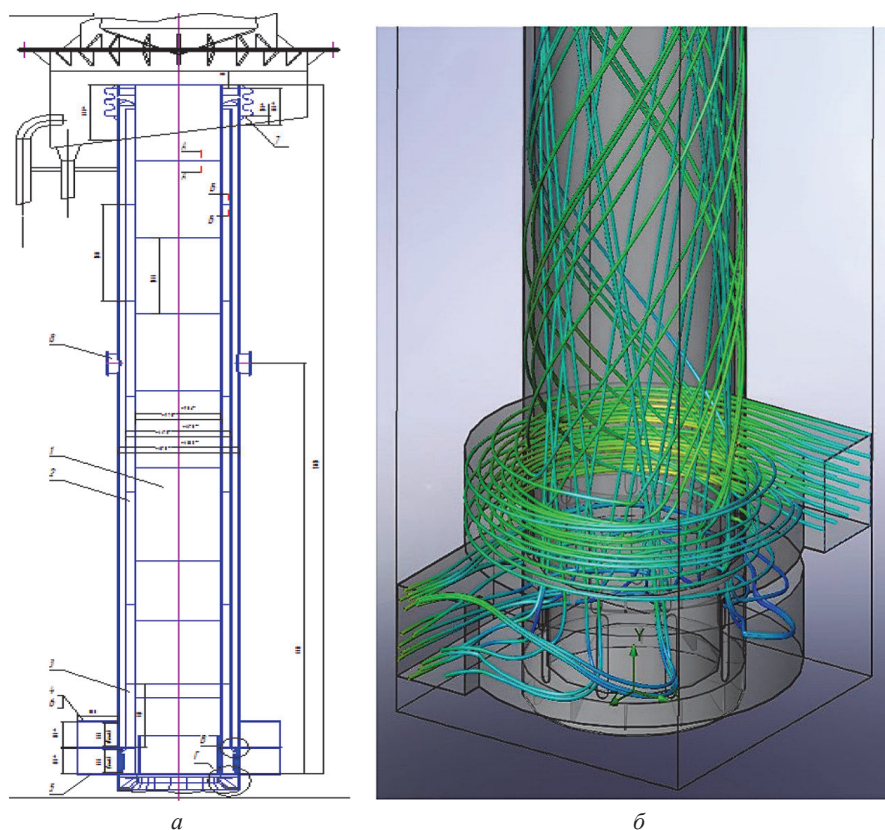


Рис. 6. Радиационный рекуператор для вагранки открытого типа: *а* – общий вид рекуператора, встроенного в вагранку 15 т/ч; *б* – траектории течения воздуха в рекуператоре

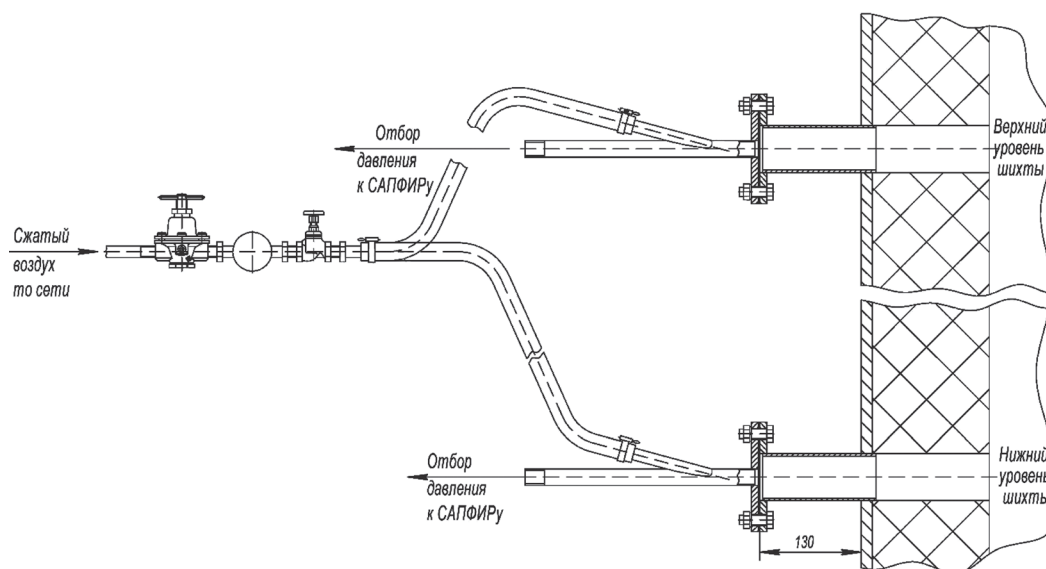


Рис. 7. Схема установки датчиков контроля уровня завалки

ты вагранки и узла дожигания является поддержание заданного уровня шихты, что обеспечивается путем оснащения печи системой контроля уровня завалки. УП «Технолит» и ГГТУ им. П. Сухого предлагают простое и надежное решение этой задачи – систему контроля, работа которой основана на использовании электроконтактных датчиков давления, стабильно фиксирующих наличие или отсутствие шихты в шахте вагранки на уровне установки датчика (рис. 7). Система впервые была опробована на модернизированной 10-тонной вагранке ОАО «Могилевский металлургический завод» в 2005 г., и сегодня уже с успехом используется на вагранках различной производительности как в Беларуси, так и на российских предприятиях.

Энергоэффективность печей коррелируется с их экологическими параметрами: чем выше КПД печи, тем меньше энергии она затрачивает на «производство» вредных выбросов. Поэтому все мероприятия

по сокращению удельных энергозатрат автоматически приводят к улучшению экологических характеристик плавильных агрегатов.

Комплексный подход к решению экологических проблем при плавке металлов является наиболее эффективным и обеспечивает снижение затрат на системы пылегазоочистки и минимальные сроки их окупаемости.

Сегодня низкоэнергоемкие многоступенчатые системы мокрой пылеочистки со второй ступенью очистки конденсационного типа, предлагаемые УП «Технолит» и ГГТУ им. П. О. Сухого, уже достаточно хорошо известны не только в Беларуси, но и за её пределами. Только за первую половину 2018 г. заявки на проектирование и внедрение таких систем поступили от ОАО «Транспневматика» (г. Первомайск, Нижегородская обл., РФ), ОАО «Пуховичский опытно-экспериментальный завод» и ОАО «Лидский литейно-механический завод» (Беларусь).



УДК 543.39: 665.081
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-58-62

Поступила 08.06.2018
Received 08.06.2018

ИЗВЛЕЧЕНИЕ ИЗ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ ИОНОВ ЖЕЛЕЗА И СВИНЦА ФИЛЬТРУЮЩЕЙ ЗАГРУЗКОЙ, СОЗДАННОЙ НА ОСНОВЕ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКА

А. С. ПАНАСЮГИН, С. В. ГРИГОРЬЕВ, А. И. ТЕРАН, В. Н. АНУФРИЕВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: niilogaz@tut.by, А. Р. ЦЫГАНОВ, Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Беларусь, ул. Свердлова, 13а. E-mail: tziganov@belstu.by, Н. П. МАШЕРОВА, Военная академия Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 220. E-mail: masherov.petr@mail.ru

Изучено извлечение катионов Fe^{3+} и Pb^{2+} из водных растворов материалом, полученным на основе сталеплавильного шлака. Установлено, что процесс очистки воды от ионов Fe^{3+} и Pb^{2+} данным материалом происходит по смешанному механизму как за счет образования труднорастворимых силикатов, так и за счет образования гидроксидов. При изменении скорости фильтрации от 2 до 10 колоночных объемов в час процент сорбции остается в пределах 91,5–99,8. По эффективности извлечения наиболее оптимальной является скорость фильтрации, равная 6 колоночным объемам в час. Материал на основе сталеплавильного шлака способен поглощать ионы Fe (III) до 5 мг-экв/г и при совместном осаждении 0,64–1,27 мг-экв/г ионов Pb (II).

Ключевые слова. Фильтрующая загрузка, сталеплавильный шлак, железо (III), свинец (II), степень очистки.

Для цитирования. Панасюгин А. С. Извлечение из водных растворов ионов железа и свинца фильтрующей загрузкой, созданной на основе сталеплавильного шлака / А. С. Панасюгин, С. В. Григорьев, А. И. Теран, В. Н. Ануфриев, А. Р. Цыганов, Н. П. Машерова // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 58–62. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-58-62.

EXTRACTION FROM AQUEOUS SOLUTIONS IONS OF IRON AND LEAD BY FILTER LOADING, CREATED ON THE BASIS OF STEEL MELTING SLAG

A. S. PANASYUGIN, S. V. GRIGOR'EV, A. I. TERAN, V. N. ANUFRIEV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: niilogaz@tut.by, A. R. TSYGANOV, Belarusian State Technological University, Minsk, Belarus, 13A, Sverdlova str. E-mail: tziganov@belstu.by, N. P. MASHEROVA, Military Academy of the Republic of Belarus, Minsk, Belarus, 220, Nezavisimosti ave. E-mail: masherov.petr@mail.ru

The aim of the present paper is investigation of removal of Fe^{3+} and Pb^{2+} ions from aqueous media by material on the basis of steel melting slag. It has been established that the process of water purification from Fe^{3+} and Pb^{2+} ions by this material proceeds by a mixed mechanism both due to the formation of slightly soluble silicates and also due to the formation of hydroxides. When the filtration rate varies from 2 to 10 column volumes per hour, the percentage of sorption remains within 91,5–99,8%. The most optimal filtration rate is 6 column volumes per hour. Material on the basis of steel melting slag absorbs of Fe (III) up to 5 mg-eq/g and Pb (II) 0.64–1.27 mg-eq/g.

Keywords. Filter loading, steel melting slag, iron (III), lead (II), degree of purification.

For citation. Panasyugin A. S., Grigor'ev S. V., Teran A. I., Anufriev V. N., Tsyganov A. R., Masherova N. P. Extraction from aqueous solutions ions of iron and lead by filter loading, created on the basis of steel melting slag. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 58–62. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-58-62.

В настоящее время реализуется достаточно большое количество процессов нанесения на поверхность стальных изделий защитных покрытий – бронзирование, латунирование и др. Такие операции выполняются путем термokatалитического нанесения на поверхность стальных изделий соединений свинца с последующей надежной фиксации на данной подложке слоя бронзы, латуни и др. [1].

С учетом последующих технологических операций образуется значительное количество оборотных, промывных и сточных вод, содержащих растворенные соединения железа и свинца.

Известно большое количество сорбционно-активных материалов, применяемых для очистки водных сред и концентрирования ионов многовалентных металлов. Наиболее характерными сорбентами для указанных целей являются соединения на основе фосфата циркония, силикагель, сополимеры сурьмы-титана, сурьмы-олова, кристаллические оксиды пентавалентной сурьмы, ионообменные смолы Dowex и т. д. [2]. Однако при решении конкретных задач, связанных с концентрированием или извлечением ионов многовалентных металлов из вод различного происхождения, возникает ряд трудностей. Следует отметить, что значимость литературных данных о степени и коэффициенте очистки часто теряется, если не указаны конкретные условия постановки эксперимента [3]. В первую очередь это относится к химическому составу исследуемой воды.

Целью данной работы было изучение извлечения катионов Fe^{3+} и Pb^{2+} из водных сред материалом, полученным на основе сталеплавильного шлака, и оптимизация условий процесса очистки.

Материал, полученный на основе сталеплавильного шлака (SiO_2 – 21,1 мас.%; CaO – 39,2; MgO – 6,2; Al_2O_3 – 6,5; FeO – 22,6; MnO – 2,98; P_2O_5 – 0,3; Cr_2O_3 – 0,8; S – 0,23 мас.%), перспективен для решения поставленной задачи, способен выполнять роль как осаждающего реагента для гидроксида железа, являющегося одним из основных коллекторов, применяемых в практике водоподготовки и водоочистки, так и механического фильтра, способного задерживать частицы образующегося осадка.

В исследовании использовали следующие методы и приборы.

Остаточное содержание железа (III) и свинца (II) в растворах определяли на спектрометре Solar PV 1251C*. Методика значения показателя pH – на прецизионном цифровом pH метре HANNA–HI 8314m, калибровку которого проводили по буферным стандартным растворам в интервале 1,68–12,30 ед. pH [№ 2.2.15 МВИ pH потенциометрическим методом. Минск, 1997. Ч. 2. С. 201–204]. Взвешивание реагентов и образцов проводили на электронных весах OHAUS Explorer Pro. Фазовый состав образцов определяли на дифрактометре ДРОН-3 (Cu-K_α -излучение).

ИК спектры снимали на ИК спектрометре UR-50 (образцы для исследования готовили с использованием KBr). Адсорбционно-структурные характеристики материала, полученного на основе сталеплавильного шлака, изучали методом адсорбции азота. Полученный материал имеет удельную поверхность ($S_{\text{уд}}$) $5,5 \text{ м}^2/\text{г}$ и сорбционный объем (V_s) $0,15 \text{ см}^3/\text{г}$.

Рентгенофазовый анализ с использованием базы данных JCPDS PDF-1 [4] показал присутствие в образцах фаз диоксида алюминия $\text{Ca}(\text{Mg}, \text{Fe}, \text{Al})(\text{Si}, \text{Al})_2\text{O}_6$ (карточка 38-466), диоксида $\text{CaMg}(\text{SiO}_3)_2$ (карточка 11-654), диоксида, обогащенного кальцием $\text{CaMgSi}_2\text{O}_6$, (карточка 41-1370), а также незначительного количества кварца SiO_2 , маргарита $\text{Ca}_{0,88}\text{Na}_{0,12}\text{Al}_2(\text{Si}_{2,12}\text{Al}_{1,88}\text{O}_{10})(\text{OH})_2$, альбита $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$, иллита $\text{K}(\text{Al}_4\text{Si}_2\text{O}_9(\text{OH})_3)$. Массовое содержание диоксидной фазы составляет 94,7%, кварца – 3,2, маргарита – 0,7, иллита – 1,0, альбита – 0,4%.

В работе было изучено извлечение катионов железа (III) и катионов свинца (II) как при их индивидуальном присутствии, так и при совместном нахождении в растворе.

Для моделирования реальных условий использовали водопроводную воду, химический состав которой приведен ниже.

Показатель	Содержание, мг/л	Показатель	Содержание, мг/л
pH	7,87	SO_4^{2-}	44,2
Na^+	7,49	NO_3^-	5,03
K^+	1,24	HCO_3^-	167,0
NH_4^+	0,27	Br^-	0,12
Ca^{2+}	41,4	F^-	0,1
Mg^{2+}	6,9	Содержание водорастворимых соединений, в пересчете SiO_2	10,44
Cl^-	30,17	Общая жесткость, мг-экв/л	2,65

Эффективность извлечения ионов железа (III) в статических условиях определяли следующим образом: к 0,1 г исследуемого образца добавляли 200 мл водного раствора $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$, содержащего 10 мг/л Fe

* Методика № 2.2.16.2 МВИ концентрации железа фотометрическим методом с о-фенантролином. Минск, 1997. Ч. 2. С. 205–209. Методика № 2.1.32.2 МВИ концентрации свинца фотометрическим методом с дитизоном. Минск, 1997. Ч. 2. С. 155–158.

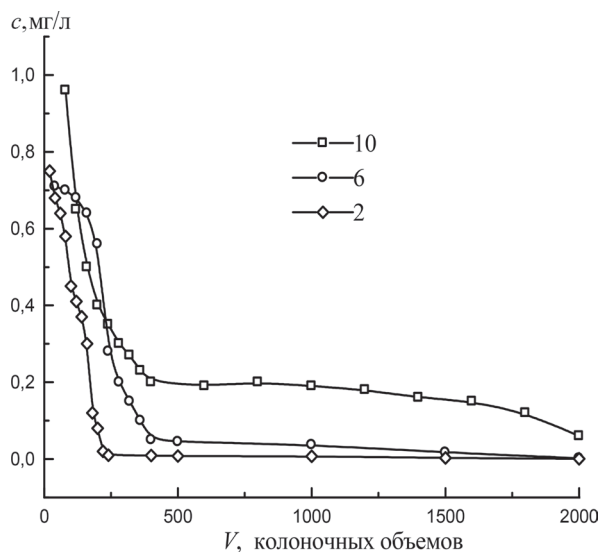


Рис. 1. Зависимость остаточного содержания ионов Fe^{3+} (c , мг/л) от скорости фильтрации (2, 6, 10 колоночных объемов в 1 ч)

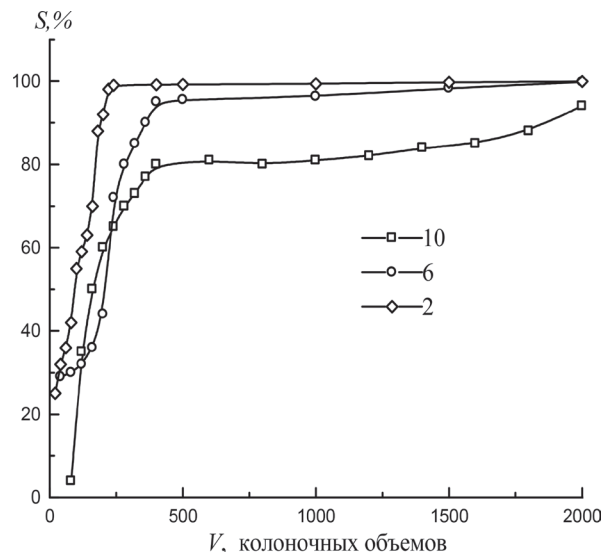


Рис. 2. Эффективность извлечения ионов Fe^{3+} (S , %) от скорости фильтрации (2, 6, 10 колоночных объемов в 1 ч)

(III), выдерживали 24 ч при постоянном перемешивании, затем раствор отделяли от фильтрующей загрузки. Время выдержки загрузки под маточным раствором было определено предварительными исследованиями, в ходе которых установлено, что равновесие загрузка – раствор устанавливается за 22–24 ч, дальнейшее увеличение времени контакта не приводит к росту степени осаждения ионов железа (III) из раствора.

Изучение сорбции Fe (III) в динамических условиях проводили в колонке диаметром 10 мм с высотой слоя фильтрующей загрузки 50 мм. Скорость фильтрования раствора, содержащего 10 мг/л железа (III), составляла 2–10 колоночных объемов в 1 ч через один объем материала. Фильтрацию проводили до проскока ионов железа (III) в фильтрат.

Использовали фракцию загрузки 1,0–1,5 мм. В ходе предварительных экспериментов было установлено, что размер гранул 1,0–1,5 мм является оптимальным, так как позволяет работать в течение наибольшего промежутка времени до наступления кальматации. В процессе работы, после прохождения примерно 350–500 колоночных объемов раствора, объем межгранульного пространства становится меньшим и процесс осаждения гидроксида железа начинает эффективно протекать даже при высоких скоростях фильтрации (до 6 колоночных объемов в 1 ч).

В динамических условиях образец проявил высокую извлекающую способность по ионам Fe (III) – 5,17 мг-экв/г материала, что очень близко к значениям, полученным в статических условиях – 4,89 мг-экв/г образца.

Результаты зависимости остаточного содержания (c , мг/л) и эффективности извлечения (S , %) ионов Fe^{3+} от скорости фильтрации приведены на рис. 1, 2.

Из рисунков видно, что сорбция извлечения Fe^{3+} при скорости фильтрации 6 колоночных объемов в 1 ч составляет 97,5–99,8%.

Были проведены исследования по извлечению катионов Pb^{2+} в отсутствие ионов Fe^{3+} . Установлено, что в отсутствие в растворе ионов железа степень извлечения Pb^{2+} не превышает 15–17% от общего его количества в исходном растворе.

Следующим этапом исследования было изучение совместного извлечения ионов Fe^{3+} и Pb^{2+} . Раствор, содержащий катионы свинца (II), готовили растворением свинца в азотной кислоте. Этот раствор добавляли к модельному раствору из расчета, чтобы соотношение Pb: Fe составило 1: 100.

Результаты зависимости остаточного содержания (c , мкг/л) и эффективности извлечения (S , %) ионов Pb^{2+} от скорости фильтрации при содержании в воде соединений железа 10,0 мг/л в качестве коллектора приведены на рис. 3, 4.

Как видно из рисунков, при изменении скорости фильтрации от 2 до 10 колоночных объемов в 1 ч сорбция свинца остается в пределах 91,5–99,8%.

При сопоставлении показателей эффективности извлечения и скорости протекания процесса извлечения соединений свинца наиболее оптимальной является скорость фильтрации, равная 6 колоночным

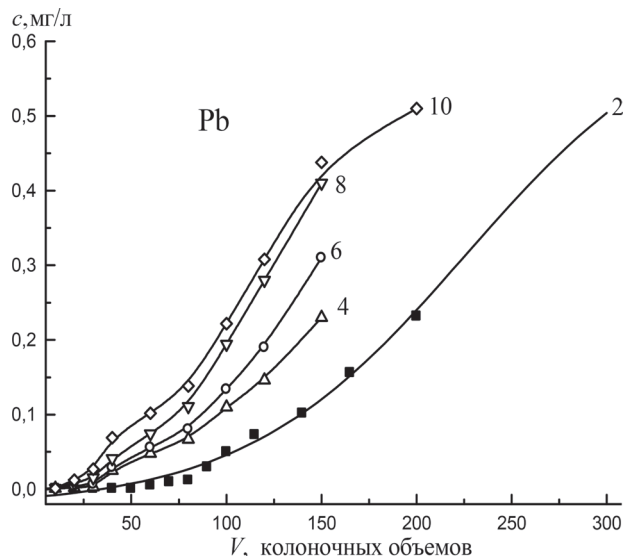


Рис. 3. Зависимость остаточного содержания ионов Pb^{2+} (с, мг/л) от скорости фильтрации (2, 4, 6, 8, 10 колоночных объемов в 1 ч)

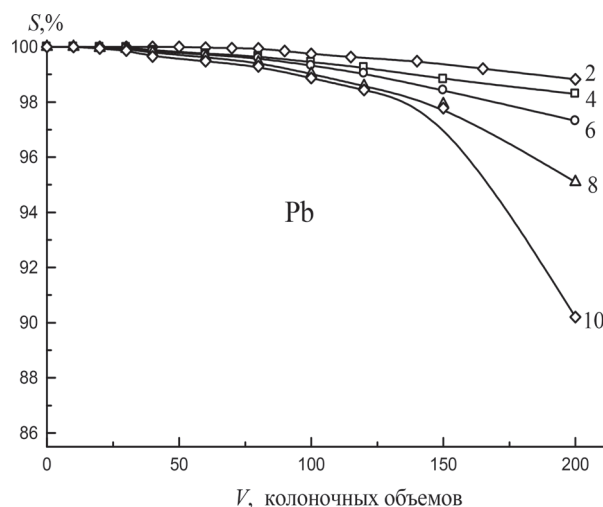


Рис. 4. Зависимость эффективности извлечения ионов Pb^{2+} (S, %) от скорости фильтрации (2, 4, 6, 8, 10 колоночных объемов в 1 ч)

объемам в 1 ч. В данном режиме при совместном осаждении полученный материал способен поглощать Fe(III) до 5,17 мг-экв/г и Pb (II) 0,64–1,27 мг-экв/г.

Следует отметить, что ионный обмен не вносит значительного вклада в процесс извлечения железа (III). Вследствие малой степени диссоциации OH-групп, входящих в состав материала, обменная сорбция ионов металлов очень мала и составляет не более $(1-3) \cdot 10^{-3}$ мг-экв/г.

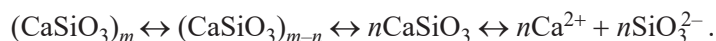
Процесс извлечения ионов Fe (III) протекает в основном по хемосорбционному механизму. В этом случае эффективность удаления ионов в большей степени зависит от растворимости образующихся соединений и в меньшей – от удельной поверхности образцов.

Чтобы лучше понять процесс концентрирования Fe (III), необходимо рассмотреть состояние ионов железа (III) в водных растворах.

Достаточно детально изучен механизм концентрирования ионов железа на кальций-силикатных сорбентах [5], где показано, что в интервале концентраций 40–50 мг Fe^{3+} /г при pH 2,7–2,8 Fe^{3+} находится в различных ионных формах, в основном в виде комплексных катионов $2[Fe_2(OH)]^{5+}$ и $2[Fe_2(OH)_2]^{4+}$.

При гидролизе более разбавленных растворов солей Fe (III) в составе гидрокомплексов может находиться от 1 до 50 ионов железа (III). Следовательно, железо (III) находится в предкоагуляционном состоянии и достаточно одного осаждающего иона, чтобы связать сразу несколько ионов железа (III). Поэтому взаимодействие больших количеств кислого раствора Fe^{3+} с силикатом кальция практически не снижает щелочность сорбента.

Процесс концентрирования ионов Fe^{3+} протекает по смешанному механизму: как за счет образования нерастворимых силикатов железа, так и за счет образования гидроксида железа. В работе [5] отмечалось, что в ходе концентрирования трехвалентного железа протекает ряд химических превращений, которые можно описать следующими уравнениями:



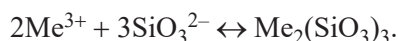
Гидролиз перешедшего в водный раствор силикат-иона:



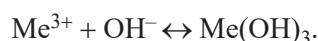
Взаимодействие ионов с кристаллическим осадком:



Взаимодействие ионов металлов с силикат-ионами в водном растворе:



Образование гидроксидов металлов:



ИК спектроскопия подтверждает образование труднорастворимых соединений (по механизму хемосорбции) в процессе извлечения ионов многовалентных металлов. На это указывает наличие характеристических полос поглощения в области 487 см^{-1} , 501 см^{-1} и плеча при 522 см^{-1} , что соответствует колебаниям связей Fe-O-Si, O-Pb-O и Fe-O-Fe [6, 7].

Таким образом, в процессе изучения сорбции микроколичеств свинца показано, что в отсутствие в растворе ионов железа степень извлечения Pb^{2+} не превышает 15–17% от общего его количества в исходном растворе.

При совместном присутствии в растворе катионов Fe^{3+} и Pb^{2+} материал на основе сталеплавильного шлака способен поглощать Fe (III) до 5,17 мг-экв/г и Pb (II) 0,64–1,27 мг-экв/г.

При изменении скорости фильтрации от 2 до 10 колоночных объемов в 1 ч сорбция остается в пределах 91,5–99,8%. По эффективности извлечения наиболее оптимальной является скорость фильтрации, равная 6 колоночным объемам в 1 ч.

Установлено, что процесс очистки воды от ионов Fe^{3+} и Pb^{2+} данным материалом идет по смешанному механизму как за счет образования труднорастворимых силикатов, так и за счет образования гидроксидов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шпагин А. И. Антифрикционные сплавы. М.: Металлургия, 1956. 314 с.
2. Clearfield Ab. Inorganic Ion Exchange Materials. Florida, CRC Press, Inc. 1982. 290 p.
3. Кузнецов Ю. В., Щебетковский В. Н., Трусов Ф. Г. Основы очистки воды от радиоактивных загрязнений. М.: Атомиздат, 1974. 360 с.
4. JCPDS PDF-1 File. International Committee for Diffraction Data, release 1994. PA, USA. www.ICDD.com
5. Плюснина И. И. Инфракрасные спектры минералов. М.: МГУ, 1977, 175 с.
6. Ратько А. И., Колос Е. А., Панасюгин А. С. Извлечение из водных растворов ионов железа (III) силикатами кальция // ЖПХ. 1998. Т. 71. № 10. С. 1638–1642.
7. Закирьянов Д. О., Чернышев В. А., Закирьянова И. Д., Ярославцева Т. В. Ab initio-расчет структуры и оптических свойств оксигалогенидов свинца $\text{Pb}_3\text{O}_2\text{X}_2$ ($\text{X} = \text{Cl}, \text{Br}, \text{I}$) // Физика твердого тела. 2017. Т. 59. Вып. 4. С. 695–705.

REFERENCES

1. Shpagin A. I. *Antifrikcionnye splavy* [Antifriction alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1956, 314 p.
2. Clearfield Ab. Inorganic Ion Exchange Materials. Florida, CRC Press, Inc. 1982. 290 p.
3. Kuznetsov Ju. V., Shhebetkovskij V. N., Trusov F. G. *Osnovy ochistki vody ot radioaktivnyh zagrjaznenij* [Basics of water purification from radioactive contamination]. Moscow, Atomizdat Publ., 1974. 360 p.
4. JCPDS PDF-1 File. International Committee for Diffraction Data, release 1994. PA, USA. www.ICDD.com
5. Pljusnina I. I. *Infrakrasnye spektry mineralov* [Infrared spectra of minerals]. Moscow, MGU Publ., 1977. 175 p.
6. Rat'ko A. I., Kolos E. A., Panasyugin A. S. Izvlechenie iz vodnyh rastvorov ionov zheleza (III) silikatami kal'cija [Extraction of iron (III) ions from water solutions by calcium silicates]. *Zhurnal prikladnoy khimii = Journal of Applied Chemistry*, 1998, vol. 71, no. 10, pp. 1638–1642.
7. Zakir'janov D. O., Chernyshev V. A., Zakir'janova I. D., Jaroslavceva T. V. Raschet struktury i opticheskikh svoystv oksigalogenidov svinca $\text{Pb}_3\text{O}_2\text{X}_2$ ($\text{X} = \text{Cl}, \text{Br}, \text{I}$) [Calculation of the structure and optical properties of lead oxyhalides $\text{Pb}_3\text{O}_2\text{X}_2$ ($\text{X} = \text{Cl}, \text{Br}, \text{I}$)]. *Fizika tverdogo tela = Solid State Physics*, 2017, vol. 59, vyp. 4, pp. 695–705.



УДК 621.771.26
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-63-66

Поступила 06.08.2018
Received 06.08.2018

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ДВУХСТАДИЙНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ КАТАНКИ ДИАМЕТРОМ 5,5–6,5 ММ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРОК СТАЛЕЙ С ЦЕЛЬЮ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ТРЕБУЕМОЙ СТЕПЕНИ УДАЛЕНИЯ ОКАЛИНЫ МЕХАНИЧЕСКИМ СПОСОБОМ ПЕРЕД ЕЕ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПЕРЕРАБОТКОЙ

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

С целью получения окалины с высокой степенью удаления механическим способом в условиях сортопрокатного цеха № 1 на стане «150» ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «Белорусская металлургическая компания» были разработаны технологические режимы производства катанки из низкоуглеродистых марок стали.

Проводили исследования особенности образования окалины, а именно факторов, влияющих на удаляемость, получение оптимальной толщины, и ее фазовых составляющих на катанке диаметром 5,5–6,5 мм в процессе охлаждения непосредственно после прокатки, предназначенной для изготовления проволоки.

Для получения необходимого соотношения фазовых составляющих окалины на поверхности катанки учитывали температуру раскладки витков на рольганге в линии воздушного охлаждения; плотность витков (равномерность по длине витка); условия охлаждения спирали витков (предотвращение распада $4\text{FeO} = \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Fe}$), где обязательно должно соблюдаться условие охлаждения катанки с 600 до 250 °С, не превышающее 100 с.

Представлены результаты металлографических исследований окалины на поверхности катанки. Внедренные технологические режимы обеспечили оптимальную толщину и соотношение $\text{FeO}/\text{Fe}_3\text{O}_4$ после опытной прокатки металла. Отработанные режимы охлаждения позволили уменьшить расход волок для всех типоразмеров проволоки.

Ключевые слова. Вюстит, магнетит, гематит, толщина окалины, двухстадийное охлаждение, чистовая клеть, минимальная адгезия, расход волок, типоразмер проволоки.

Для цитирования. Савинков В. В. Оптимизация режимов двухстадийного охлаждения катанки диаметром 5,5–6,5 мм низкоуглеродистых марок сталей с целью обеспечения требуемой степени удаления окалины механическим способом перед ее последующей переработкой / В. В. Савинков, И. А. Ковалева // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 63–66. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-63-66.

OPTIMIZATION OF TWO-STAGE COOLING CONDITIONS FOR WIRE ROD DIAMETER 5.5–6.5 MM OF LOW-CARBON STEEL GRADES IN ORDER TO ENSURE THE REQUIRED DEGREE OF DESCALING MECHANICALLY BEFORE ITS SUBSEQUENT PROCESSING

V. V. SAVINKOV, I. A. KOVALEVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: nl.icm@bmz.gomel.by

With the aim of obtaining scale with a high degree possibility of mechanical removal under the conditions of the section rolling shop No. 1, at the mill «150» JSC «Belarusian Metallurgical Works – Management Company of Holding «BMC» developed technological modes of production of wire rods made of low-carbon steel grades.

The peculiarities of scale formation were studied, namely, the factors influencing the removability, obtaining the optimal thickness and its phase components on the wire rod diameter 5.5–6.5 mm in the cooling process immediately after rolling, intended for wire production.

To obtain the necessary ratio of the phase constituents of the scales on the surface of the wire rod, the following factors was taken into account: the temperature of the layout of the turns on the roller table in the air cooling line; (uniformity along the length of the turn), the cooling conditions of the helix of the turns (prevention of the $4\text{FeO} = \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Fe}$ decay), where the condition of cooling the wire rod from 600 to 250 °C, not exceeding 100 s, must be observed.

The results of metallographic studies of scale on the wire surface are presented. The introduced technological regimes provided the optimal thickness and the FeO / Fe₃O₄ ratio after the experimental rolling of the metal. Exhausted cooling regimes allowed to reduce the consumption of fiber for all types of wire.

Keywords. Wustite, magnetite, hematite, scale thickness, two-stage cooling, finishing stand, minimum adhesion, fiber consumption, wire size.

For citation. Savinkov V. V., Kovaleva I. A. Optimization of two-stage cooling conditions for wire rod diameter 5.5–6.5 mm of low-carbon steel grades in order to ensure the required degree of descaling mechanically before its subsequent processing. *Foundry production and metallurgy*, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 64–66. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-64-66.

Вопросы подготовки поверхности перед волочением всегда остаются актуальными. Механический способ удаления окалина заключается в пропускании катанки с окалиной через ряд роликов с резкими перегибами. При хорошей системе механического окалиноудаления обеспечивается удовлетворительное удаление окалина с формированием светлой металлической поверхности катанки перед волочением, что обеспечивает получение блестящей равномерной поверхности.

В результате взаимодействия железа с кислородом среды, в которой оно находится при сравнительно высоких температурах, образуются три устойчивых оксида: вюстит (FeO), магнетит (Fe₃O₄) и гематит (Fe₂O₃). Слои, составляющие окалину, располагаются таким образом, что непосредственно к металлу примыкает слой оксида с наименьшим содержанием кислорода FeO, далее следует средний слой промежуточного состава Fe₃O₄, наружный слой окалина состоит из высшего оксида Fe₂O₃. Соотношение толщин слоев и одновременное существование всех трех оксидов зависят от условий окисления поверхности железа [<http://metallopraktik.ru/novosti/nemnogo-ob-okaline/>].

Толщина окалина и ее состав зависят, главным образом, от температуры. При температуре конца прокатки выше 900 °С доля магнетита увеличивается за счет доли вюстита. Поэтому необходимо обеспечить высокоскоростное охлаждение при температуре с 600–570 до 300–250 °С с продолжительностью не более 100 с для предотвращения превращения вюстита в магнетит, который обладает высокой адгезией к металлооснове и соответственно плохой способностью к удалению с поверхности катанки. Общая толщина и структура окалина на катанке, подвергаемой двухстадийному охлаждению, зависят от температуры, скорости и способа охлаждения проката после его выхода из чистой клетки. Согласно литературным данным, толщина окалина для удовлетворительного удаления механическим способом должна быть в пределах 7–16 мкм, а соотношение фазовых составляющих окалина (FeO/Fe₃O₄) должно быть не менее 2. На катанке, предназначенной для дальнейшего метизного передела, существуют ограничения как по удельному содержанию количества окалина, так и по ее качественному составу*.

В настоящей работе проводили исследования особенности образования окалина, а именно факторов, влияющих на удаляемость, получение оптимальной толщины, и ее фазовых составляющих на катанке диаметром 5,5–6,5 мм в процессе охлаждения непосредственно после прокатки, предназначенной для изготовления проволоки.

На формирование толщины образования окалина, в частности, слоя вюстита (FeO), обладающего минимальной адгезией к поверхности катанки (легко удаляемый слой механическим способом), влияют следующие факторы: температура раскладки витков после виткообразователя (один из наиболее важных факторов); большая плотность мотков приводит к значительным колебаниям толщины в зависимости от расположения витков в мотке (максимальной – по бокам и минимальной – по центру роляганга); интенсивность охлаждения, которое влияет на преобразование вюстита в магнетит и количество окалина.

Учитывая эти факторы, проводили работу для получения необходимого соотношения фазовых составляющих окалина на поверхности катанки, где учитывали температуру раскладки витков на роляганге в линии воздушного охлаждения; плотность витков (равномерность по длине витка), условия охлаждения спирали витков (предотвращение распада вюстита), где обязательно должно соблюдаться условие охлаждения катанки с 600 до 250 °С, не превышающее 100 с.

Для получения окалина с высокой степенью удаления механическим способом в условиях сортопрокатного цеха № 1 (СПЦ-1) на стане «150» ОАО «БМЗ» на первом этапе работы были прокатаны плавки марки стали Ст1сп на катанку диаметром 6,5 мм. Причем одна часть плавок была прокатана по штатному режиму, а другая – по опытному режиму при увеличенном времени термостатирования и сохранении остальных температурно-скоростных параметров прокатки. Результаты исследования фазового состава окалина на образцах катанки диаметром 6,5 мм приведены в табл. 1.

* Дефекты стальных заготовок и металлопродукции Белорусского металлургического завода. Справ.-атлас. Санкт-Петербург, 2014. 326 с.

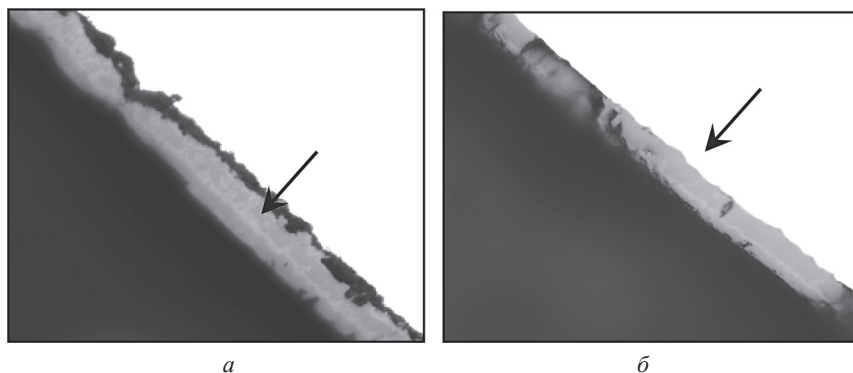


Рис. 1. Слои окалины: *а* – опытный режим; *б* – штатный режим. х500

Таблица 1. Толщина и величина фазового состава окалины на образцах катанки диаметром 6,5 мм

Диаметр, мм	Основные параметры прокатки		Поверхностная окалина			
	температура после виткообразователя, °С	режим	толщина, мкм		FeO/Fe ₃ O ₄	среднее
			макс.	мин.		
6,5	940	Опытная плавка № 1	15	10	2,5; 3,3; 1,75; 1; 1,5; 0,5; 0,3	1,42
		Термостатирование 75 с	16	9	5; 1,14; 1,3; 0,7; 1,4; 2,3; 1; 1,2; 1,2; 0,5; 0,3; 0,1	
		Штатная плавка № 1	14	10	2,5; 1,8; 2,25; 1,6; 2; 4; 1,4; 2,3;	2,25
		Термостатирование 23 с	17	12	3,25; 1,83; 2,2; 3,6; 2,5; 1,6; 1,8; 2,25; 3; 1,3; 1,6	
		Опытная плавка № 2	13	10	1,6; 2; 1,4; 2,3; 1,2; 1,5; 0,6	1,46
		Термостатирование 75 с	14	8	2,25; 1,3; 1; 1;	
		Штатная плавка № 2	24	8	3; 4,5; 3; 1; 1,25; 1;	2,21
		Термостатирование 23 с	26	8	3,3; 2; 2,6; 1,2; 1,5;	

Исследования фазового состава окалины на поверхности катанки показали, что среднее значение FeO/Fe₃O₄ на образцах, прокатанных по опытному и штатному режимам, составляет 1,42 (1,46) и 2,25 (2,21) соответственно. Отмечено, что распределение фазовых составляющих окалины, так же как и их соотношение, на образцах, прокатанных по штатному режиму, более равномерное.

С помощью инвертированного металлографического микроскопа отраженного света «OLYMPUS» с цифровой системой изображений были определены состав окалины, ее расположение по периметру катанки, а также соотношение вюстита и магнетита.

Из рис. 1 видно, что слой вюстита на образцах опытного режима неравномерный (отмечен стрелкой) ввиду трансформации его в магнетит по причине медленного охлаждения. И, наоборот, слой вюстита на образцах штатного режима равномерный, с четкой границей.

Катанку, прокатанную по опытному режиму, перерабатывали под проволоку общего назначения диаметром 5,0 мм. При переработке опытного металла была отмечена низкая технологичность (частые остановки для замены волок, снижение скорости волочения). Расход волок составил 0,21–0,25 шт. на 1 т. При этом средний расход волок при штатном режиме охлаждения – 0,07 шт. на 1 т. Размер удаляемых частиц окалины как на опытных, так и штатных плавках не отличался и составлял 1–2 мм.

По результатам первого этапа работы было принято решение не использовать теплоизоляционные крышки (термостатирование) в линии воздушного охлаждения при прокатке катанки диаметром 5,5–6,5 мм низкоуглеродистых марок стали, а регулировать фазовые составляющие и толщину окалины только температурой на виткообразователе. Поэтому был проведен второй этап эксперимента – прокатка двух низкоуглеродистых плавок на катанку диаметром 5,5 мм. Прокатку проводили по опытному (при температуре после виткообразователя 970 °С) и штатному режимам (при температуре после виткообразователя 940 °С). Результаты оценки толщины и фазовых составляющих окалины на поверхности катанки приведены в табл. 2.

Из таблицы следует, что соотношение FeO/Fe₃O₄ на всех режимах находится на высоком уровне и в среднем составляет 3,8–4,57.

Для изучения поверхности катанки были отобраны пробы. При металлографическом исследовании окалины было выявлено, что слой вюстита на образцах опытного и штатного режимов одинаковый, с четкой границей. Различие составляет расположение окалины, по периметру образца с опытным режимом – равномерное, слой окалины толще (рис. 2).

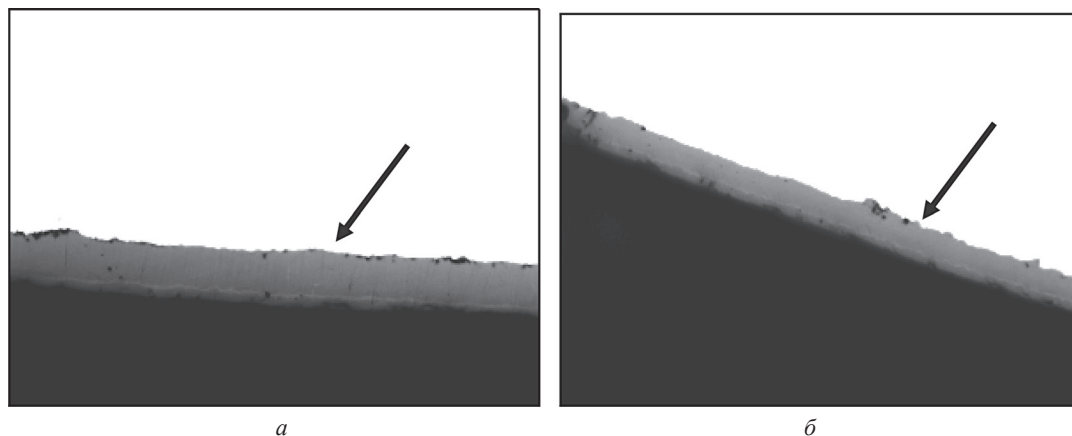


Рис. 2. Слои окалины: *а* – опытный режим; *б* – штатный режим. х500

Т а б л и ц а 2. Толщина и величина фазового состава окалины на образцах катанки диаметром 5,5 мм

Диаметр, мм	Температура после виткообразователя, °С	Поверхностная окалина				
		толщина, мкм		FeO/Fe ₃ O ₄	среднее по образцу	среднее по режиму
		макс.	мин.			
5,5	970 Опытная плавка № 1	18	12	8; 6; 2,5; 5;	5,4	4,57
		18	10	3,5; 1,6; 3,3; 5; 4;	3,5	
		12	10	3,3; 5; 4; 1,5;	3,5	
		14	8	6; 12; 4,5; 4; 3;	5,9	
	940 Штатная плавка № 1	13	7	3,3; 5; 4; 6;	4,6	4,3
		10	8	4; 8; 3; 6;	5,3	
		12	7	5; 5; 6;	5,3	
		10	7	4; 1,5; 1; 1,3	2,0	
	970 Опытная плавка № 2	16	13	3; 12; 5; 2;	5,5	4,05
		14	10	2,5; 2,25; 4; 2,6	2,8	
		15	10	4; 5; 2; 4;	3,8	
		20	16	4; 6; 3,5; 3;	4,1	
	940 Штатная плавка № 2	12	8	5; 4; 3,5; 3	3,9	3,8
		14	10	6; 2,6; 2,3	3,6	
		13	10	5,5; 4; 2,3;	3,9	

Проведенные исследования качественных показателей катанки показали, что определяющими критериями в оценке удаляемости окалины механическим способом являются величина фазовых составляющих, соотношение (FeO/Fe₃O₄ не менее 2), а также толщина окалины.

Плавки, прокатанные по опытному режиму, перерабатывались под арматурную проволоку периодического профиля диаметром 5,0 мм. Размер удаляемых частиц окалины на опытных плавках был больше, чем на штатных, и составлял 9–11 мм. Расход волок для штатных плавков составил 0,08, для опытных – 0,03 шт. на 1 т. При этом средний расход волок при штатном режиме охлаждения – 0,1 шт. на 1 т.

Таким образом, после перехода на прокатку с опытным режимом охлаждения наблюдалось заметное снижение расхода волок для всех типоразмеров проволоки.

В результате проведенной работы был разработан технологический режим производства катанки из низкоуглеродистых марок стали, предназначенной для изготовления проволоки, который позволил получить оптимальную толщину и фазовые составляющие в процессе охлаждения после прокатки и обеспечил удовлетворительное удаление окалины механическим способом.



УДК 669.
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-67-70

Поступила 15.08.2018
Received 15.08.2018

ОБЗОР МЕТОДОВ ИСПЫТАНИЙ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОВОЛОКИ

М. А. КУХАРЕНКО, В. А. МОХОРЕВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: nml.czl@bmz.gomel.by

Приведены различные методы определения прочностных и пластических свойств проволоки для оценки качественных характеристик продукции, произведенной в условиях сталепроволочных цехов ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

Рассмотрены методы определения склонности тонкой проволоки к расслоению путем реверсивных скручиваний («шведские» скручивания) и односторонних скручиваний, фиксирующих изменение длины образца с помощью приставки с индикатором часового типа. Описаны порядок проведения и результаты исследовательских работ по определению влияния величины отношения условного предела текучести к временному сопротивлению разрыву на пластические свойства проволоки, вида диаграммы растяжения на хрупкость проволоки.

Ключевые слова. Проволока, деформация, растяжение, временное сопротивление, расслоение, усталостная выносливость, предел текучести, относительное удлинение.

Для цитирования. Кухаренко М. А. Обзор методов испытаний для определения прочностных и пластических свойств проволоки / М. А. Кухаренко, В. А. Мохорева // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 67–70. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-67-70.

OVERVIEW OF TEST METHODS TO DETERMINE STRENGTH AND PLASTIC PROPERTIES OF THE WIRE

М. А. KUKHARENKO, V. A. MOKHOREVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC»,
Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: nml.czl@bmz.gomel.by

The article presents various methods for determining the strength and plastic properties of the wire to assess the quality characteristics of the products produced in the steel shops of JSC «BMW – the Management Company of the Holding «BMC».

The methods of determining the propensity of a thin wire to laminations by reversing the twisting («Swedish» twist) and unilateral twisting, fixing the length change of the sample with a prefix with the dial indicator are considered. The article describes the procedure and results of research to determine the effect of the ratio of the conditional yield strength to the time resistance of the rupture on the plastic properties of the wire, the type of tensile diagram of the wire fragility.

Keywords. Wire, deformation, extension, time resistance, laminations, fatigue resistance, yield limit, elongation.

For citation. Kukharenko M. A. , Mokhoreva V. A. Overview of test methods to determine strength and plastic properties of the wire. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 67–70. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-67-70.

Проволока – это один из основных видов продукции метизного производства ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК». На предприятии производится большой ассортимент проволоки диаметром от 0,15 мм и выше, которая является не только проволокой для изготовления металлокорда на ОАО «БМЗ», но и готовой продукцией для многих потребителей.

Высокое качество изделий, изготовленных из проволоки, обеспечивающих надежность и долговечность срока службы различных устройств и механизмов, связано с механическими свойствами проволоки.

В зависимости от условий изготовления проволоки многие характеристики изменяются незначительно, например, изменение плотности не превышает 1–2%, другие же (пределы прочности, текучести и упругости) могут изменяться в несколько раз.

Многokrатное высокоскоростное волочение, сопровождаемое воздействием температуры в очагах деформации, оказывает влияние на прирост прочности и снижение пластичности холоднодеформиро-

ванной проволоки. Широкое промышленное производство проволоки с повышенной прочностью сдерживается снижением пластичности металла, проявляющимся в виде расслоения при испытаниях на скручивание или в росте обрывности при микроволочении и свивке металлокорда.

Постоянно возрастающие требования потребителей метизной продукции способствуют совершенствованию методов оценки качества изготавливаемой продукции.

Большинство используемых методов испытаний разработано в прошлом веке и с течением времени происходит лишь усовершенствование оборудования для их проведения (Вербицкая А. Г., Кирносов В. И. Определение механических свойств материалов).

В данной работе рассмотрены основные методы определения механических свойств проволоки.

Классификация механических испытаний

Механические испытания различают по способу нагружения и характеру его изменения во времени.

Используют два способа нагружения образца: путем его деформации с заданной скоростью и изменением сил сопротивления образца этой деформации; подачей постоянной нагрузки на образец с изменением возникающей при этом деформации.

По характеру изменения во времени действующей нагрузки различают механические испытания: статические (на растяжение, сжатие, твердость, изгиб, кручение); динамические (ударная вязкость, твердость); усталостные (при многократном циклическом приложении нагрузки).

Испытание на перегиб. Служит для определения способности металла в холодном состоянии выдерживать повторные изгибы. При испытании применяются образцы проволоки диаметром от 0,2 до 7 мм.

Проба на перегиб имеет важное значение для оценки способности к деформации проволоки, так как при испытании на разрыв невозможно определить это свойство.

Сущность метода состоит в многократном перегибе образца на 90° от исходного положения в одну и другую сторону, закрепленного с одного конца в зажимах прибора, через цилиндрический валик заданного радиуса.

Испытание на выносливость. Выносливость — это свойство металла сопротивляться усталости. Она возрастает по мере снижения напряжения, которое показывает, какое число переменной нагрузки N выдержит материал до разрушения. Анализ показывает, что чем меньше напряжение, тем больше число нагружений выдержит металл до разрушения.

Наиболее распространенным испытанием на усталостную выносливость является метод Хантера-Шенка — изгиб с вращением, при котором наружная часть образца подвергается циклическому растяжению — сжатию. Величина максимальных изгибающих напряжений задается путем выбора длины образца и расстояния между захватами*.

Вторым методом испытаний является определение малоциклового выносливости. Сущность его заключается в определении циклов проволоки, изогнутой через подвижный деформирующий ролик заданного диаметра и скользящей по его поверхности при заданной нагрузке**.

Испытание на скручивание. Проводится для оценки способности проволоки к пластической деформации. Характеристикой пластичности является число скручиваний образца до его разрушения или до определенного количества скручиваний. Также при этом испытании выявляются неоднородность металла и наличие поверхностных и частично внутренних его деформаций, о чем судят по виду излома и поверхности скручивания образца. Излом может быть гладкий, перпендикулярный оси образца, ступенчатый, косой, с расслоением, надрывом и т. д. Расслоение при скручивании является характерным видом хрупкого разрушения высокопрочной проволоки в виде винтовой трещины или расщепленного излома, возникающего уже при небольших деформациях кручением.

Определение склонности тонкой проволоки к расслоению построено на основе следующих принципов:

- путем пластической деформации кручением сначала в одну, а затем в другую сторону до разрушения образца («шведские» скручивания), полученное на счетчике значение является числом реверсивных скручиваний;

- путем одностороннего скручивания — у расслаивающейся проволоки при скручивании происходит резкое сокращение длины образца, а у не расслаивающейся проволоки происходит незначительное сокращение до определенного количества скручиваний, а затем наблюдается удлинение образца до разрушения. Данный метод позволяет оценить, насколько близка проволока к переходу в хрупкое состояние,

* МВИ 840-ЦЗЛ-134. Определение усталостных свойств проволоки или металлокорда при изгибе с вращением.

** МВИ 840-ИЦРВП-528. Проволока стальная латунированная. Методика определения малоциклового выносливости.

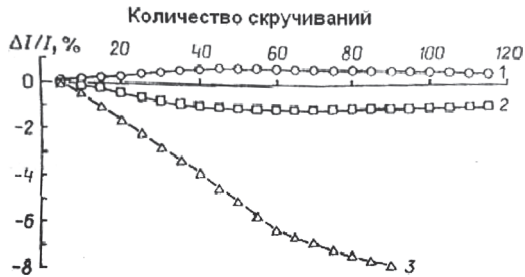


Рис. 1. Диаграммы относительного изменения длины образца при скручивании

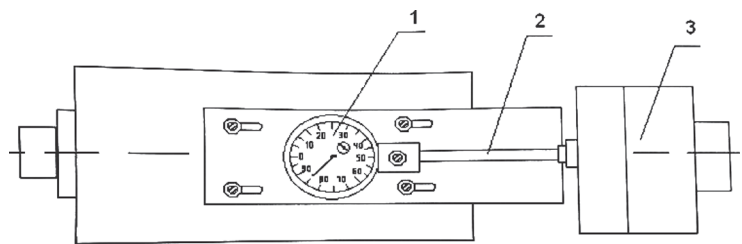


Рис. 2. Приставка с индикатором часового типа: 1 – индикатор; 2 – фиксирующее устройство; 3 – неподвижный захват

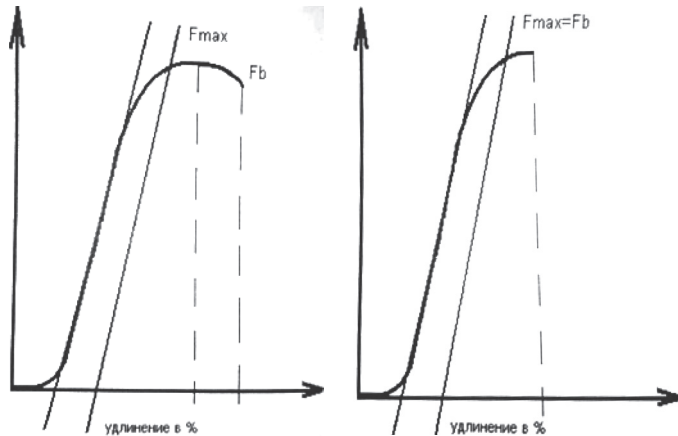


Рис. 3. Проволока с пластическими свойствами (сужение), соответствующими требованиям: $F_{\max}$ – максимальное усилие; F_b – усилие при разрыве

Рис. 4. Проволока с хрупким разрывом (конус-лунка). Обозначения те же, что на рис. 3

поскольку укорочение длины образца растет по мере развития склонности проволоки к образованию микротрещин* (рис. 1).

Это можно определить на машине для скручивания с помощью приставки с индикатором часового типа, фиксирующим продольное перемещение не вращающегося захвата (рис. 2).

Испытание на растяжение. Испытание на одноосное растяжение позволяет по результатам одного испытания определить сразу несколько важных механических характеристик материала, являющихся критерием его качества.

Прочностные свойства – это характеристики сопротивления материала образца деформации или разрушения (предел пропорциональности, предел упругости, предел текучести, временное сопротивление).

Пластические свойства – это сужение и удлинение.

Испытания высокоуглеродистой проволоки на растяжение с помощью датчика деформации дают возможность получить ряд механических характеристик, позволяющих оценить не только прочность испытываемой проволоки, но и пластические свойства.

Как известно, при испытаниях на растяжение образец заданной формы, закрепленный в захватах испытательной машины, подвергается плавному нагружению растягивающей нагрузкой. Испытательная машина деформирует образец и измеряет силу сопротивления металла созданной деформации. Зависимость между деформацией и сопротивлением образца очень удобно представлять графически в виде диаграммы (рис. 3, 4).

Для определения влияния различных факторов на пластические свойства проволоки в лаборатории физико-механических испытаний производства металлокорда № 2 ЦЗЛ проводятся исследовательские работы.

Проводили исследование влияния величины отношения условного предела текучести к временному сопротивлению разрыву ($\sigma_{\text{тек}}/\sigma_b$) на пластические свойства проволоки.

В технологической документации по производству металлокорда указываются требования только по величине временного сопротивления разрыву (σ_b).

Для выяснения причин обрывности при свивке металлокорда 3+9×0,22 в лабораторию были доставлены образцы проволоки диаметром 0,22 мм по 8 шт. с двух канатных машин. На первой канатной машине наблюдалась повышенная обрывность, а на второй обрывов не фиксировали.

При испытании проволоки на растяжение с канатной машины, на которой наблюдалась повышенная обрывность, получены следующие результаты:

- на пяти образцах – временное сопротивление (σ_b) составило 2825–2888 Н/мм² (при требуемых 2750–3050 Н/мм²), условный предел текучести ($\sigma_{\text{тек}}$) – 2472–2611 Н/мм², отношение условного предела текучести к временному сопротивлению разрыву ($(\sigma_{\text{тек}}/\sigma_b) \cdot 100\%$) – 86–90%;

* МВИ 840-43-213. Определение склонности проволоки к расслоению при скручивании методами реверсивных скручиваний и изменения длины при обычном скручивании.

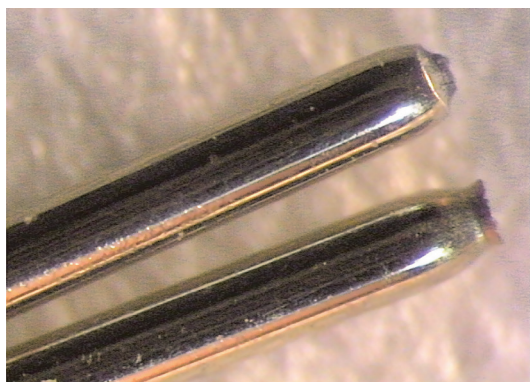


Рис. 5. Разрушение вида «сужение»

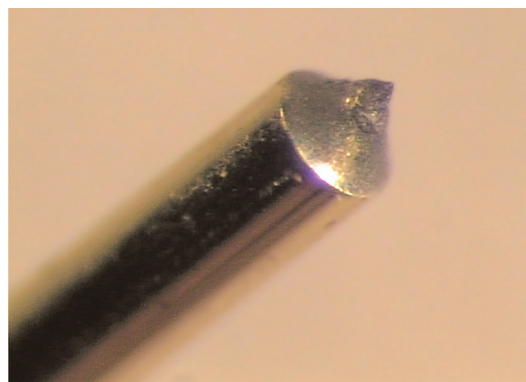


Рис. 6. Хрупкое разрушение вида осевая трещина «конус»

• на остальных трех образцах – временное сопротивление (σ_B) составило 2991–3002 Н/мм², условный предел текучести – 2896–2903 Н/мм², отношение условного предела текучести к временному сопротивлению разрыву ($(\sigma_{тек}/\sigma_B) \cdot 100\%$) – 96–97%.

Результаты испытаний восьми образцов проволоки со второй канатной машины были идентичны результатам испытаний пяти образцов с первой канатной машины.

Величина отношения условного предела текучести к временному сопротивлению разрыву ($\sigma_{тек}/\sigma_B$) на уровне 96–97% свидетельствует о низкой пластичности проволоки, которая явилась причиной повышенной обрывности на первой канатной машине.

Для подтверждения влияния величины отношения ($\sigma_{тек}/\sigma_B$) на пластические свойства проволоки проводили исследование вида диаграммы растяжения на хрупкость проволоки. Проволоку диаметром 0,38 мм специально охрупчивали путем старения при температуре 150 °С в течение 1 ч.

Результаты испытаний приведены в таблице.

Таблица

Параметры	Требования НД	До старения (рис. 3)	После старения (рис. 4)
Временное сопротивление разрыву σ_B , Н/мм ²	2450–2750	2580–2620	2756–2796
Отношение условного предела текучести к временному сопротивлению разрыву $\sigma_{тек}/\sigma_B$, %	–	86–90	94–97
Отношение относительного полного удлинения при разрыве к относительному удлинению при максимальной нагрузке A_l/A_{gr} , %	–	1,08	1,0

Результаты исследований подтверждают прямую зависимость влияния хрупкости проволоки на вид диаграммы растяжения.

Выводы

На ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» используются различные методы определения прочностных и пластических свойств проволоки для оценки качества и проведения, в дальнейшем, для анализа влияния разных факторов на прочность и пластичность при ее изготовлении.

Прочностные свойства можно определить по диаграмме растяжения, а пластические свойства проволоки можно оценить не только при испытаниях на перегиб и скручивания, а также при растяжении с использованием датчика деформации. Получение при испытаниях результатов отношения условного предела текучести к временному сопротивлению разрыву $(\sigma_{тек}/\sigma_B) \cdot 100\% \geq 93\%$, а отношение относительного полного удлинения при разрыве к относительному удлинению при максимальной нагрузке $A_l/A_{gr} = 1,0$ однозначно свидетельствуют о том, что данная проволока может иметь проблемы при переработке. Проволока, склонная к расслоению и имеющая результаты испытаний реверсивных скручиваний ниже 15–20, также будет разрушаться при переработке.

Правильное и точное выполнение испытаний, проведение исследовательских работ по определению влияния разных факторов на уровень пластических свойств проволоки помогают определять и постоянно повышать качество произведенной продукции.



УДК 620.19:621.778
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-71-75

Поступила 13.08.2018
Received 13.08.2018

ДЕФЕКТЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРОВОЛОКИ, ВЫЗЫВАЮЩИЕ ОБРЫВЫ ВО ВРЕМЯ ВОЛОЧЕНИЯ

Е. С. СЕРЕГИНА, Т. Н. АЮПОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: nmg.czl@bmz.gomel.by

На основании опыта исследования обрывов проволоки, проведения исследовательских работ со сварными соединениями систематизированы виды дефектов сварных швов, выполненных на этапе грубосреднего волочения, бронзирования. Перечислены дефекты, по которым наиболее часто происходят обрывы проволоки, и требования к сварным швам.

Ключевые слова. Волоченная проволока, бортовая бронзированная проволока, обрыв проволоки, сварка, этапы процесса сварки, дефекты сварок, дефекты формы и размера, дефекты микроструктуры, дефекты некачественной обработки, несоосность, несоответствие диаметра, некачественная зачистка, перегрев, пережог, недогрев, искрение.

Для цитирования. Серегина Е. С. Дефекты сварных соединений проволоки, вызывающие обрывы во время волочения / Е. С. Серегина, Т. Н. Аюпова // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 71–75. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-71-75.

DEFECTS OF WELDED JOINTS OF THE WIRE, CAUSING BREAKAGES DURING DRAWING

E. S. SEREGINA, T. N. AYUPOVA, OJSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: nmg.czl@bmz.gomel.by

Based on the research experience of the wire raptures all weld defects are systematized. These studies were done during the rough-the middle wire drawing and bronzing. The defects which most often occur breakages of wire were listed and requirements to the weld seam were established.

Keywords. Drawn wire, side bronzed wire, wire rapture, welding, phases in the welding process, welding defects, shape and size defects, defects of the microstructure, defects of substandard treatment, misalignment, mismatch of the diameter, poor trimming, overheat, burnout, underheating, sparking.

For citation. Seregina E. S., Ayupova T. N. Defects of welded joints of the wire, causing breakages during drawing. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 71–75. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-71-75.

Соединение сваркой применяется при задаче катанки (холоднотянутой проволоки) в стан для волочения, при возникающих в процессе волочения обрывах, при необходимости соединения маломерных мотков проволоки. Технологические участки оснащены сварочными аппаратами для стыковой электроконтактной сварки с автоматическим устройством, обеспечивающим контролируемый во времени процесс сварки и отпуска сварного шва, а также острильным устройством, механическими ножницами и наждачным кругом для зачистки сварного шва. Сварка, выполненная по технологии, должна обеспечить прохождение заготовки через оставшиеся технологические переделы без обрыва.

Процесс сварки проволоки проводится соединением встык проволок, разогревом их электроконтактным способом и состоит из следующих технологических операций:

- подготовка торцов проволоки к сварке (отрезается специальными ножницами, чтобы поверхность резки была перпендикулярна оси проволоки);
- установка свариваемых концов проволоки в зажимы сварочного аппарата и их центровка между собой;
- выбор режима сварки и настройки сварочного аппарата;
- процесс сварки;

- отпуск сварной зоны (нагрев до 500–600 °С);
- зачистка сварного шва абразивом с помощью шлифовальной машины или плоского напильника;
- отжиг сварной зоны (нагрев до 900–1000 °С);
- зачистка сварного шва с помощью наждачной бумаги от налета оксидов;
- измерение микрометром или шаблоном-калибром диаметра сварного шва, который должен соответствовать установленным требованиям.

Сварные швы с необходимой периодичностью проверяются в лаборатории на соответствие физико-механических свойств. Разрывное усилие и значение диаметра сварного шва должны соответствовать установленным требованиям. Для сварных швов, выполненных на проволоке диаметром 0,85–5,5 мм, разрывное усилие должно быть не менее 40–50% (соответственно для бортовой бронзированной проволоки и волооченой) от разрывного усилия без сварного соединения. Диаметр сварного шва регламентируется для сварок бортовой бронзированной проволоки и не должен превышать номинальный диаметр более чем 0–4% в зависимости от требований потребителя. Некачественно выполненная сварка влияет на качество продукции, приводит к обрывам на всех стадиях изготовления проволоки, в том числе у потребителя, значительно снижает производительность процесса, повышает отходы металла.

На ОАО «БМЗ» проводятся исследование каждого обрыва проволоки, который происходит в текущем производстве и анализ причин обрывности. Анализ причин обрывности показывает, что более 60% обрывов проволоки на этапе грубосреднего волочения, бронзирования, латунирования составляют обрывы по причине некачественно выполненных сварок. На основании опыта исследования обрывов проволоки, проведения исследовательских работ с выполнением и исследованием сварных соединений в данной статье систематизированы виды дефектов сварных швов, представлена характеристика дефектов сварных швов и обрывов по причине некачественных сварных соединений, выполненных на этапе грубосреднего волочения, бронзирования, латунирования.

Основные виды дефектов сварных швов можно разделить на дефекты формы и размера, дефекты из-за некачественной обработки зоны сварного шва абразивным инструментом и дефекты микроструктуры. К дефектам формы и размера относятся несоосность, несоответствие диаметра сварного шва. Дефект обработки сварного шва – некачественная зачистка. К дефектам микроструктуры относятся искрение, недогрев, перегрев, пережог. Далее представлены виды дефектов сварных швов, наиболее часто выявляемые при исследовании обрывов проволоки, условия и причины их возникновения.

Несоосность проволок сварного шва – нарушение прямолинейности проволоки в зоне соединения сваркой (рис. 1, а). Несоосность образуется на этапе установки свариваемых концов проволоки в зажимы сварочной машины. Причина образования дефекта – не произведена центровка свариваемых концов проволоки в зажимах сварочной машины при выполнении стыка. Внешний вид обрыва по причине несоосного сварного соединения показан на рис. 1, б.

Несоответствие диаметра сварного шва – значение диаметра проволоки в зоне сварки не соответствует установленному требованиям (рис. 2). Возможны отклонения от установленных норм как в сторону превышения (рис. 2, а), так и меньшего значения (переточка) диаметра сварного соединения (рис. 2, б). Дефект возникает на этапе зачистки зоны сварного шва абразивным инструментом после процесса отпуска. Причина образования – неправильное выполнение стыка торцов проволоки при сварке; отсутствие либо некачественная зачистка поверхности сварного шва; не проведен контроль диаметра сварки микрометром и путем протягивания сварного шва через отверстие специального шаблона-калибра.

Некачественная зачистка – дефект сварного соединения, при котором в зоне сварки на поверхности проволоки присутствуют грубые, продолжительные по длине следы зачистки абразивным инструментом либо остатки окалины (рис. 3). При чрезмерной зачистке на поверхности проволоки невооружен-

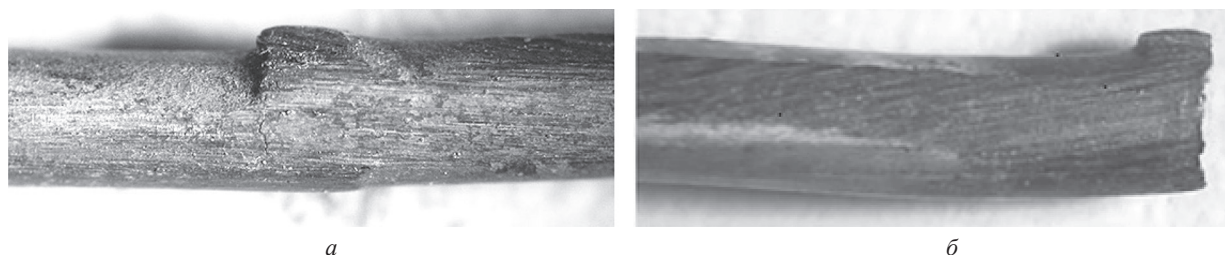


Рис. 1. Внешний вид сварного шва на проволоке с дефектом «несоосность» (а) и вид обрыва проволоки (б) по причине несоосности сварного соединения

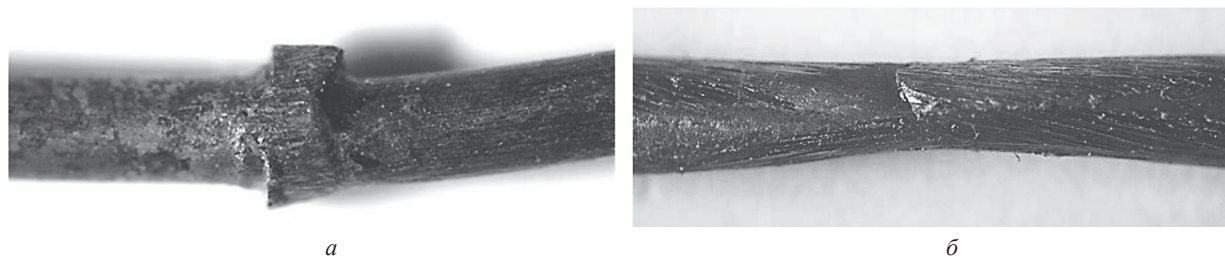


Рис. 2. Внешний вид сварного шва на проволоке с дефектом «несоответствие диаметра»: *а* – превышение диаметра сварного соединения; *б* – переточка диаметра сварного соединения

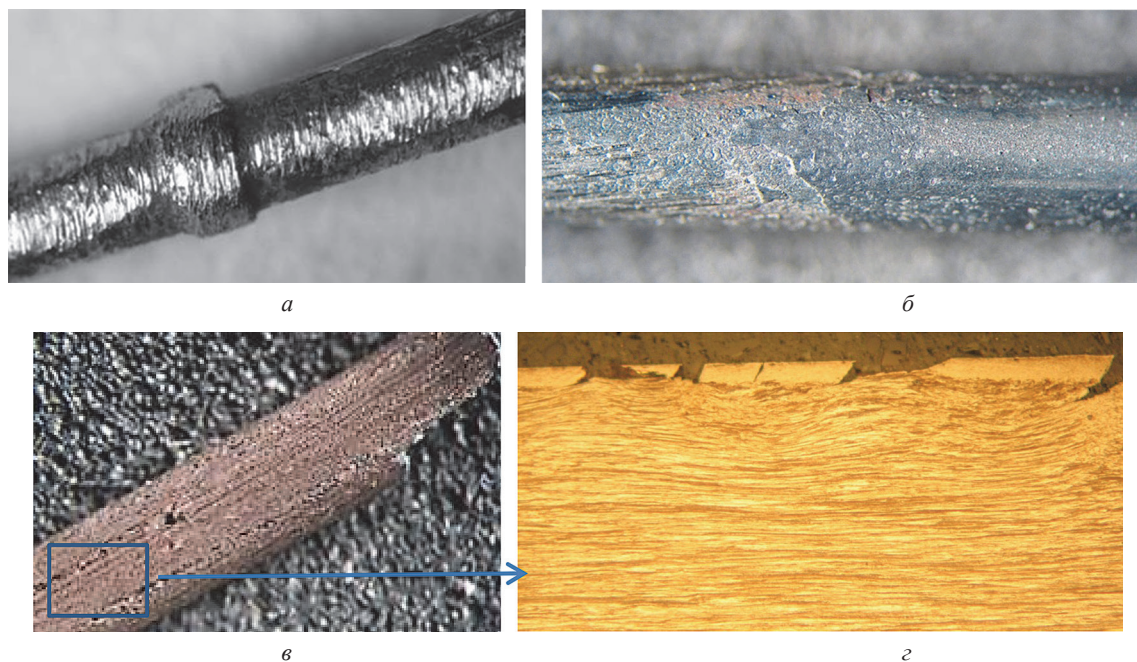


Рис. 3. Внешний вид проволоки с некачественной зачисткой сварного шва (*а*, *б*), вид и микроструктура обрыва проволоки по причине некачественной зачистки сварного шва (*в*, *г*): *а* – чрезмерная зачистка; *б* – недостаточно зачищена, остатки окалины; *в* – разволоченные поверхностные трещины; *г* – поверхностные трещины по структуре мартенсита истирания (травление в реактиве «Нитал»)

ным глазом видны грубые следы зачистки, блеск (рис. 3, *а*), в некоторых случаях изменение формы проволоки. В микроструктуре поверхностного слоя в зоне дефекта выявляются трещины и структура мартенсита. Если проволока недостаточно зачищена, на поверхности имеется большое количество окалины (рис. 3, *б*). Возникают дефекты на этапе зачистки зоны сварного шва абразивным инструментом после процесса отпуска или отжига. Причина образования – некачественная, чрезмерная механическая обработка зоны сварного шва, несоответствующая зернистость абразивного инструмента в случае грубой зачистки; в случае наличия окалины на поверхности – отсутствие зачистки после термообработки, недостаточная степень зачистки.

Во время волочения проволоки в зоне сварного шва с некачественной зачисткой образуются поверхностные трещины (рис. 3, *в*), которые приводят к хрупким изломам. При исследовании микроструктуры в поверхностной зоне трещин выявляется мартенсит (рис. 3, *г*).

Искрение – дефект сварного соединения, при котором на поверхности проволоки образуются локальные прожоги в месте контакта с зажимами сварочного аппарата (рис. 4, *а*). В зоне прожогов образуется структура мартенсита (рис. 4, *б*). Возникает дефект на этапе нагрева проволоки под сварку. Причина образования дефекта – искрение в зажимах сварочного аппарата.

Обрыв проволоки по причине искрения представляет собой хрупкое разрушение по разволоченным поверхностным трещинам (рис. 5, *а*). Исследование микроструктуры обрывов показывает, что трещины при волочении образуются в локальных участках со структурой мартенсита из-за ее высокой твердости и неоднородности структуры. Характерной особенностью обрывов по причине искрения, отличающей данный вид от других поверхностных дефектов, является образование переходного слоя с большим количеством зернистого цементита на границе мартенсит-перлит (рис. 5, *в*).

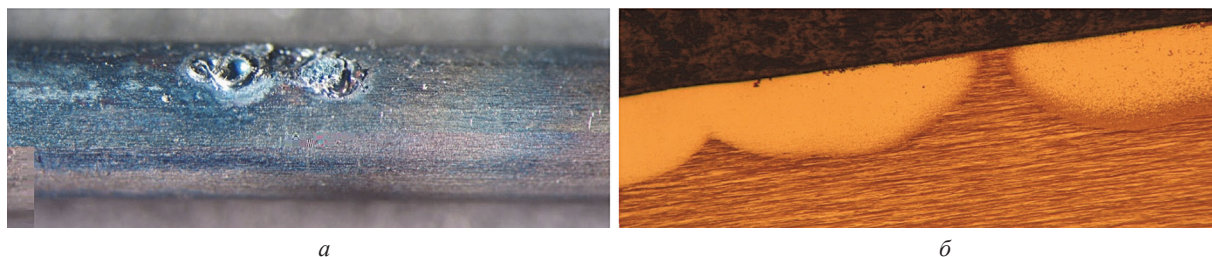


Рис. 4. Внешний вид (а) и микроструктура (б) проволоки с дефектом сварного шва «искрение» (травление в реактиве «Нитал»)



Рис. 5. Внешний вид (а) и микроструктура (б, в) обрыва проволоки по причине искрения в процессе нагрева под сварку: б – продольное сечение проволоки в зоне искрения, трещины по структуре мартенсита, светлое поле, травление в реактиве «Нитал»; в – зернистый цементит в переходном слое на границе мартенсит-перлит, темное поле, травление в реактиве «Нитал»

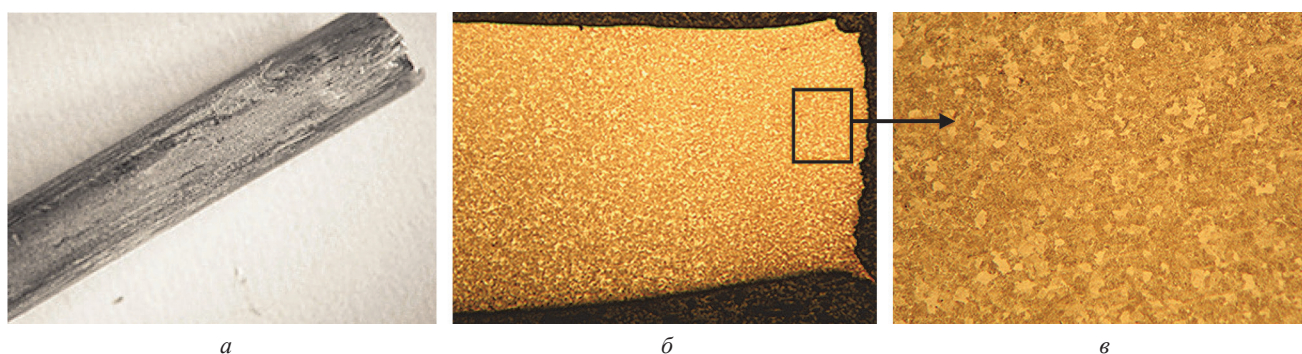


Рис. 6. Внешний вид (а) и микроструктура (б, в) обрыва проволоки по причине недогрева при выполнении сварного шва

Недогрев – дефект сварного соединения, при котором в структуре зоны сварного шва образуется мелкозернистая структура перлита с большим количеством зернистого цементита. Возникает дефект на этапе термической обработки сварного шва. Причина образования дефекта – низкая температура или малая длительность отжига. Обрыв проволоки по причине недогрева сварного шва представляет собой хрупкое разрушение. Внешний вид и микроструктура обрыва показаны на рис. 6.

Перегрев – дефект сварного соединения, при котором в структуре зоны сварного шва образуется крупнозернистый равноосный перлит. Возникает дефект на этапе термической обработки сварного шва. Причина образования дефекта – превышение температуры или длительности отжига после сварки. Обрыв проволоки по причине перегрева сварного шва представляет собой хрупкое разрушение, на поверхности наблюдается повышенная шероховатость от зачистки сварного шва абразивным инструментом (рис. 7, а), в микроструктуре – крупное зерно перлита (рис. 7, б, в).

Пережог – дефект сварного соединения, при котором в структуре зоны сварного шва образуются глубокие многочисленные трещины, заполненные окалиной. Возникает дефект на этапе сварки и термической обработки сварного шва. Причина образования дефекта – превышение температуры и длительности сварки или отжига. Обрыв проволоки по причине пережога сварного шва представляет собой хрупкое разрушение, на поверхности наблюдаются глубокие трещины (рис. 8, а). В микроструктуре наблюдаются крупное зерно перлита, трещины по границам зерен перлита, заполненные окалиной (рис. 8, б, в).

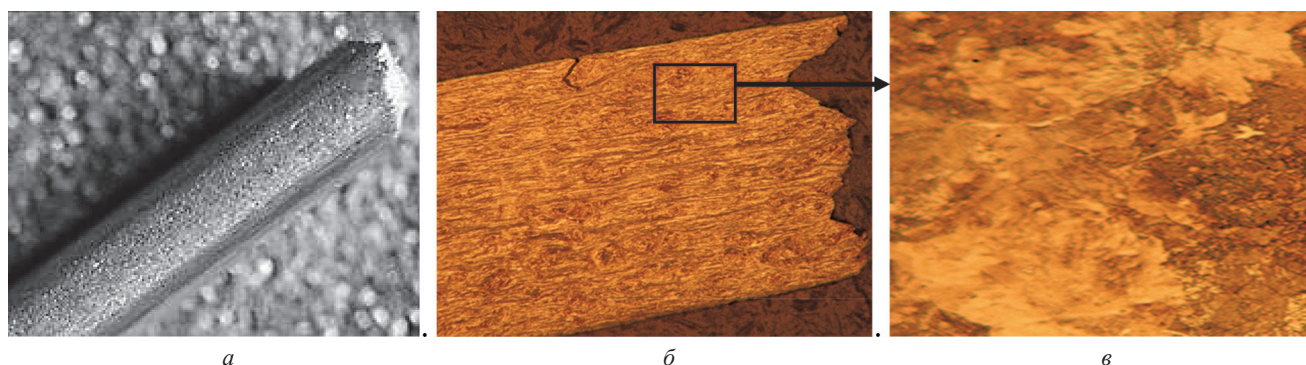


Рис. 7. Внешний вид (а) и микроструктура (б, в) обрыва проволоки по причине перегрева при выполнении сварного шва: б, в – крупнозернистый перлит в микроструктуре, травление в реактиве «Нитал»

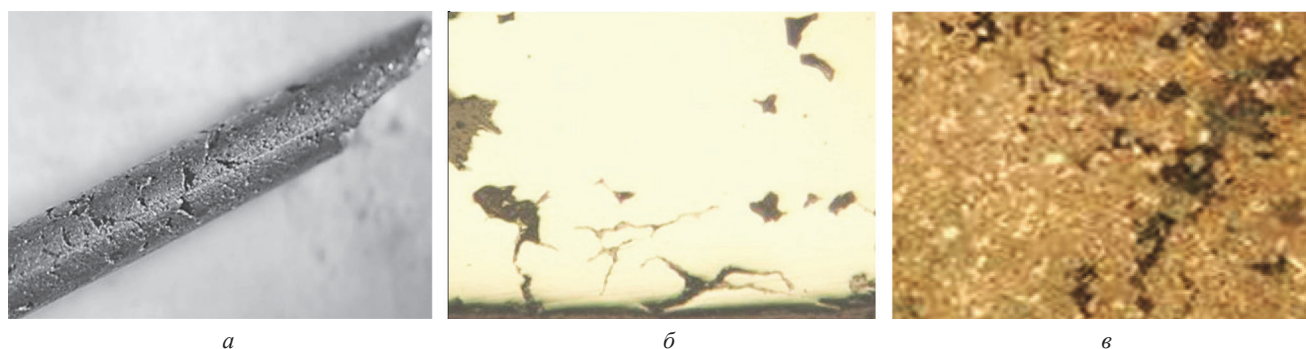


Рис. 8. Внешний вид (а) и микроструктура (б, в) обрыва проволоки по причине пережога при выполнении сварного шва: б – трещины в микроструктуре, шлиф полирован; в – трещины в микроструктуре, травление в реактиве «Нитал»

В большинстве случаев дефекты сварных соединений образуются из-за нарушения персоналом требований технологических инструкций по выполнению процесса сварки, настройки сварочных аппаратов, в некоторых случаях из-за неисправности сварочного оборудования. Для улучшения качества сварных швов необходимо проводить регулярное обучение персонала, регулярную настройку и проверку сварочных аппаратов, контроль сварных соединений на соответствие требуемых параметров.



УДК 669
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-76-81

Поступила 19.06.2018
Received 19.06.2018

РЕЗКОСТЬ ИЗОБРАЖЕНИЙ В МЕТАЛЛОГРАФИИ

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

В статье рассматриваются вопросы резкости изображений структуры материалов при металлографических исследованиях. Иллюстрируется использование понятия глубины резкости для получения изображений структуры различных объектов – изломов, шлифов, оптически прозрачных материалов. Рассматриваются ошибки наведения на резкость для металлических шлифов; продемонстрировано, что в случае наклонного расположения шлифа зона резкого изображения представляет собой полосу с параллельными границами, образованными нечетко видимой структурой. Представлены особенности фокусировки для неплоскостных образцов и реплик. Отмечается, что незакономерное расположение участков не резко видимой структуры на изображении является следствием внешнего воздействия. Показаны возможности варьирования резкостью для количественного анализа зерна аустенита, а также визуализации дендритной структуры.

Ключевые слова. Металлография, резкость изображений, глубина резкости, фокусировка, излом, шлиф, реплика.

Для цитирования. Анисович, А. Г. Резкость изображений в металлографии / А. Г. Анисович // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 76–81. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-76-81.

THE SHARPNESS OF THE IMAGES IN METALLOGRAPHY

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

The article presents the issues of sharpness of images of the structure of materials in metallographic studies. The use of the concept of depth of field to obtain images of the structure of various objects – fractures, microsection polished specimen, optically transparent materials is illustrated. The errors of focusing on the sharpness for metal specimens are considered; it is shown that in the case of inclined arrangement of the specimen, the zone of sharp image is a strip with parallel boundaries formed by a fuzzy visible structure. Particularities of focusing out-of-flatness samples and replicas are shown. It is noted that the location of the areas of the non-sharply visible structure in the image is the result of external influence. The possibilities of varying sharpness for the quantitative analysis of austenite grain, as well as the visualization of dendritic structures are demonstrated.

Keywords. Metallography, sharpness of images, depth of field, focusing, fracture, polished specimen, replica.

For citation. Anisovich A. G. The sharpness of the images in metallography. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 76–81. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-76-81.

Резкость изображения – это четкость границы между соседними участками изображения с различной оптической плотностью. Она измеряется быстротой изменения оптической плотности в направлении,

перпендикулярном границе участка изображения [1].

Наряду с резкостью используется понятие «глубина резкости». Глубина резкости (глубина изображаемого пространства) – это наибольшее расстояние, измеренное вдоль оптической оси, между точками в пространстве, изображаемыми оптической системой достаточно резко [1]. Оптическая система будет давать резкое изображение точек q , q_1 , q_2 в точках q' , q'_1 , q'_2 соответственно (рис. 1). Если наблюдение производится выше точки q'_1 , то наблюдатель увидит не точку, а круг диаметром d_1 . Если наблюдение производится ниже плоскости фокусировки, соответственно будет наблюдаться круг диаметром d_2 .

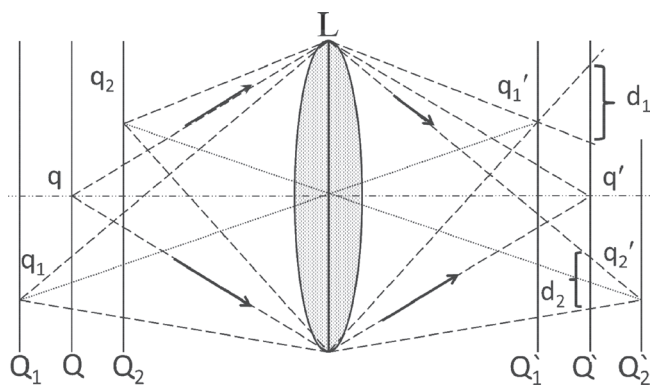


Рис. 1. Схема формирования изображения; L – линза; Q – плоскость наведения; Q' – плоскость фокусировки

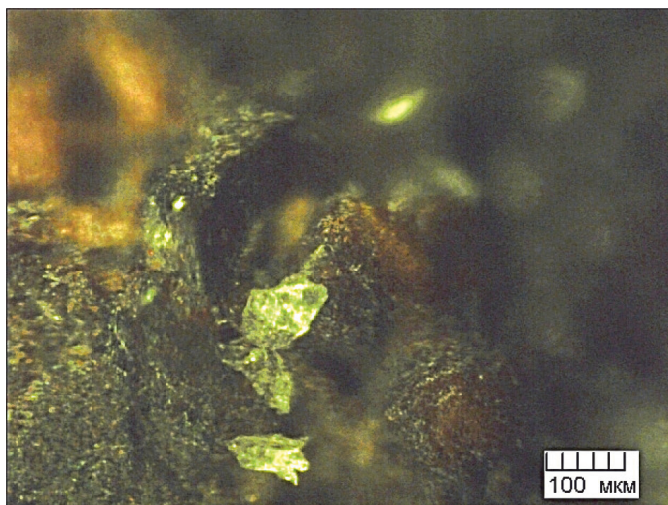


Рис. 2. Излом детали сельхозтехники; почвенная коррозия

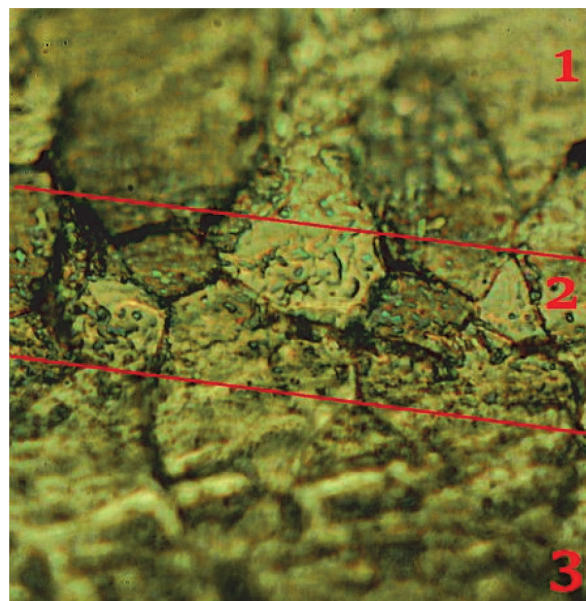


Рис. 3. Изменение резкости на образце с плоской поверхностью (шлиф)

В металлографии наиболее важным результатом фотографирования является информативность изображения, т. е. получение максимального количества деталей структуры материала для последующего анализа. Нечеткое изображение появляется или в результате неправильной установки образца, или в случае исходно неровной исследуемой поверхности. В последнем случае и важна глубина резкости. На рис. 2 показан излом стали, сфотографированный на металлографическом микроскопе. В резкости находятся детали структуры в верхней точке образца. Все нерезкое располагается ниже фокуса.

В целях повышения глубины резкости материаловедение использует стерео- или растровые микроскопы. Достоинства и недостатки их применения в сравнении с металлографическими микроскопами рассмотрены в [3].

Классическим металлографическим образцом является шлиф, плоскость которого должна быть расположена строго перпендикулярно оси объектива. На рис. 3 показан участок структуры на шлифе, расположенном наклонно относительно оси объектива. При неправильной установке образца на поверхности будет виден участок структуры «в резкости», а по обе стороны от него будут располагаться участки размытого изображения «еще не в резкости» (ниже фокуса) и «уже не в резкости» (выше фокуса). Участок между двумя красными линиями находится в фокусе. Из элементарных соображений следует, что четкий участок структуры будет полосой с параллельными границами; его ширина определяется глубиной резкости объектива.

При правильной установке образца наличие нечетких участков структуры может являться следствием обработки материала. Это может быть, например, формирование неровной поверхности под воздействием высокоинтенсивных воздействий (рис. 4, а). Фокусировка выполнена на участок образца, отмеченный штриховкой. Остальные участки поверхности находятся выше и ниже отмеченного участка. Нарушение резкости изображения встречается при использовании реплик (рис. 4, б) за счет неровной поверхности детали (стрелка 1), с которой снимают слепок, а также несплошности материала самой реплики (стрелка 2). Возможно также искривление поверхности шлифа под влиянием внутренних напряжений.

Классические металлографические микроскопы имеют небольшую глубину резкости. Это связано с объектом исследования – плоскими полированными поверхностями металлов (шлифами). Глубина резкости здесь, в первом приближении, не важна. Гораздо важнее создать хорошо отражающую плоскую поверхность, на которой после металлографического травления будут видны все особенности структуры при правильной фокусировке.

В связи с этим уместно разделить металлографические объекты (шлифы) на две принципиально различные категории:

1. Шлифы, имеющие ровную поверхность с микроскопической точки зрения. Это значит, что истирание поверхности в процессе шлифовки и полировки происходит равномерно за счет того, что все фазы материала имеют примерно одинаковые характеристики износа.

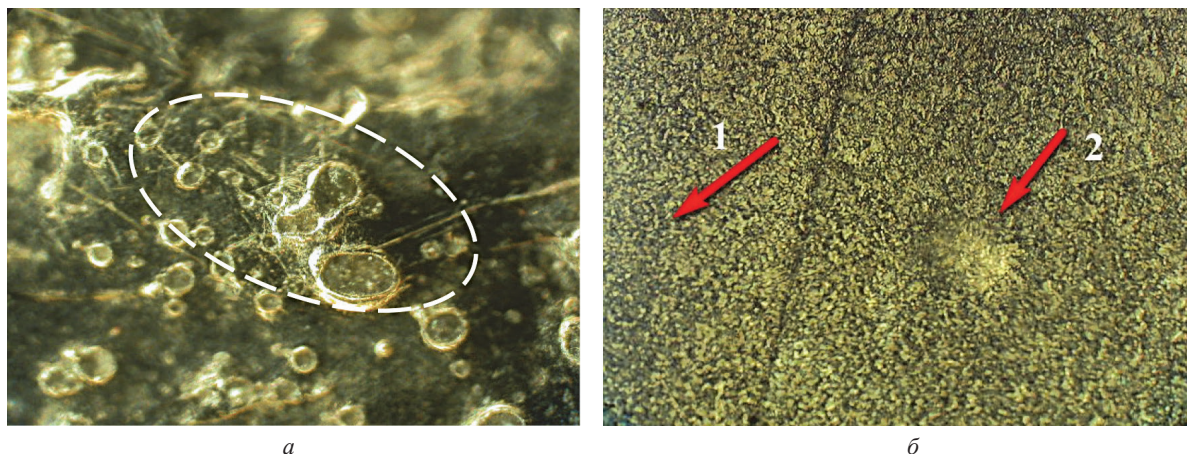


Рис. 4. Нечеткость изображения структуры образцов: *а* – сталь после обработки высокотемпературной плазмой, темнопольное освещение; *б* – реплика структуры стальной трубы

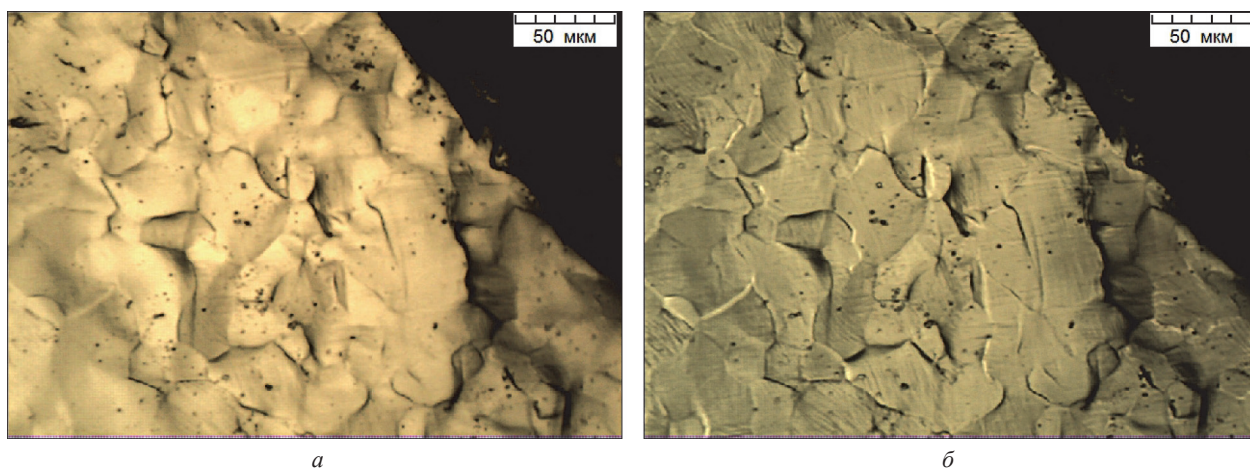


Рис. 5. Структура поверхности шлифа ферритной стали вблизи внедрения индентора твердомера Бринелля: *а*, *б* – размер зрачка апертурной диафрагмы 6 и 1 соответственно

2. Шлифы, имеющие неровную поверхность за счет того, что в материале присутствуют мягкие и твердые фазы. Мягкая фаза в процессе пробоподготовки истирается более интенсивно. В результате наиболее твердые фазы выступают над поверхностью, а наиболее мягкие – утоплены внутрь. Сюда же можно отнести поверхности, приобретающие рельеф в результате внешнего воздействия.

Для объектов второй категории вопрос глубины резкости имеет большое значение, поскольку глубины резкости металлографического микроскопа не хватает для получения изображения со всеми деталями структуры. Поэтому для получения информативного изображения можно использовать: диафрагмирование [2] и изменение наведения на резкость с получением нескольких кадров, содержащих различные детали структуры.

Использование апертурной диафрагмы показано на рис. 5. Изображение получено со шлифа после внедрения индентора твердомера Бринелля. В зоне влияния отпечатка материал деформирован сжатием и поверхность металла является неровной. Не в резкости находится левый нижний край изображения. Изменение зрачка апертурной диафрагмы позволяет повысить глубину резкости и визуализировать максимальное количество деталей структуры. В частности, становятся видимыми границы зерен, а также линии скольжения.

Пример изменения видимой структуры при различном наведении на резкость показан на рис. 6 для литой стали ДИ23. Если резкость наведена на плоскостные участки дендритов, то границы дендритов видны плохо (рис. 6, *а*). В целом формируется «общая картина структуры». При нахождении объектива выше фокуса видны нерастворившиеся фазы и рельеф междендритного пространства за счет рассеяния света (рис. 6, *б*); ниже фокуса – проявляется светлая фаза в междендритном пространстве (рис. 6, *в*). Положение апертурной диафрагмы для всех трех кадров одинаковое. Приведенный пример дает только качественную картину структуры. Количественный анализ такой структуры затруднен. На изображении

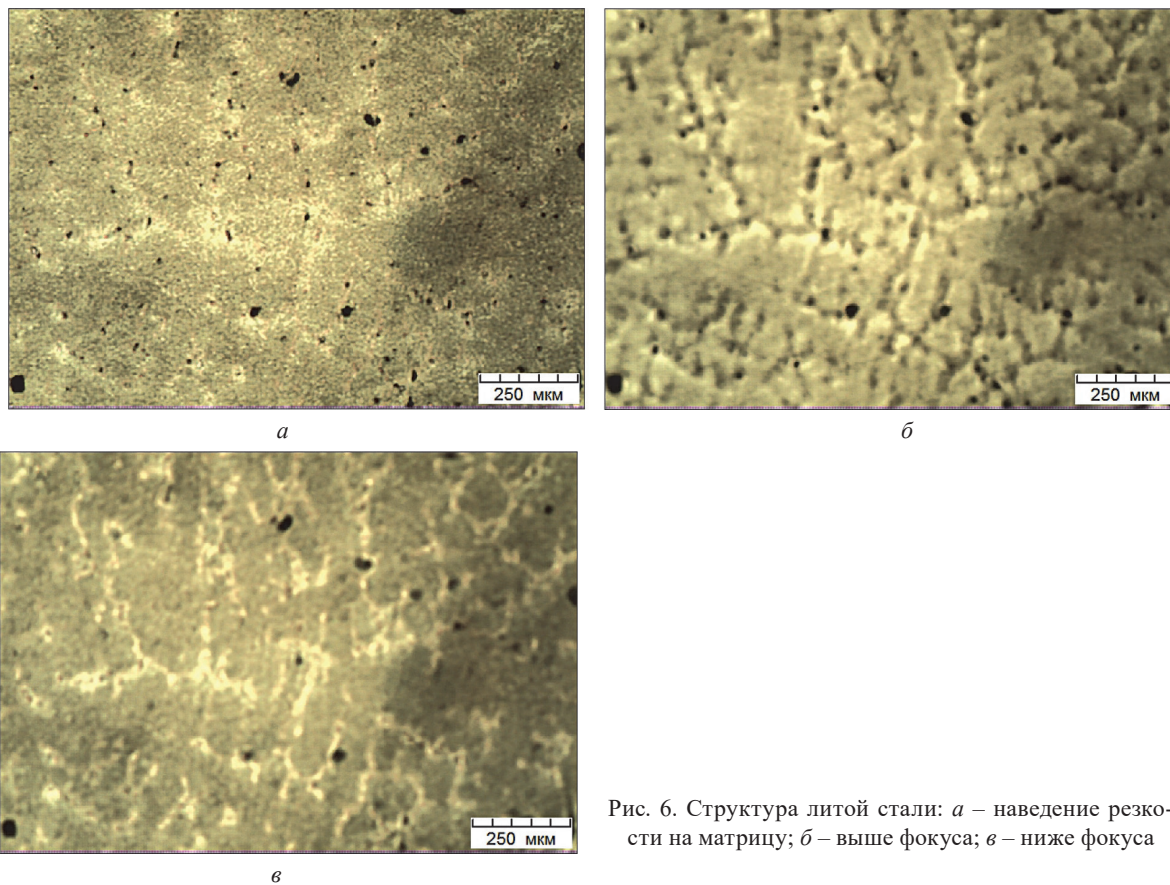


Рис. 6. Структура литой стали: *a* – наведение резкости на матрицу; *б* – выше фокуса; *в* – ниже фокуса

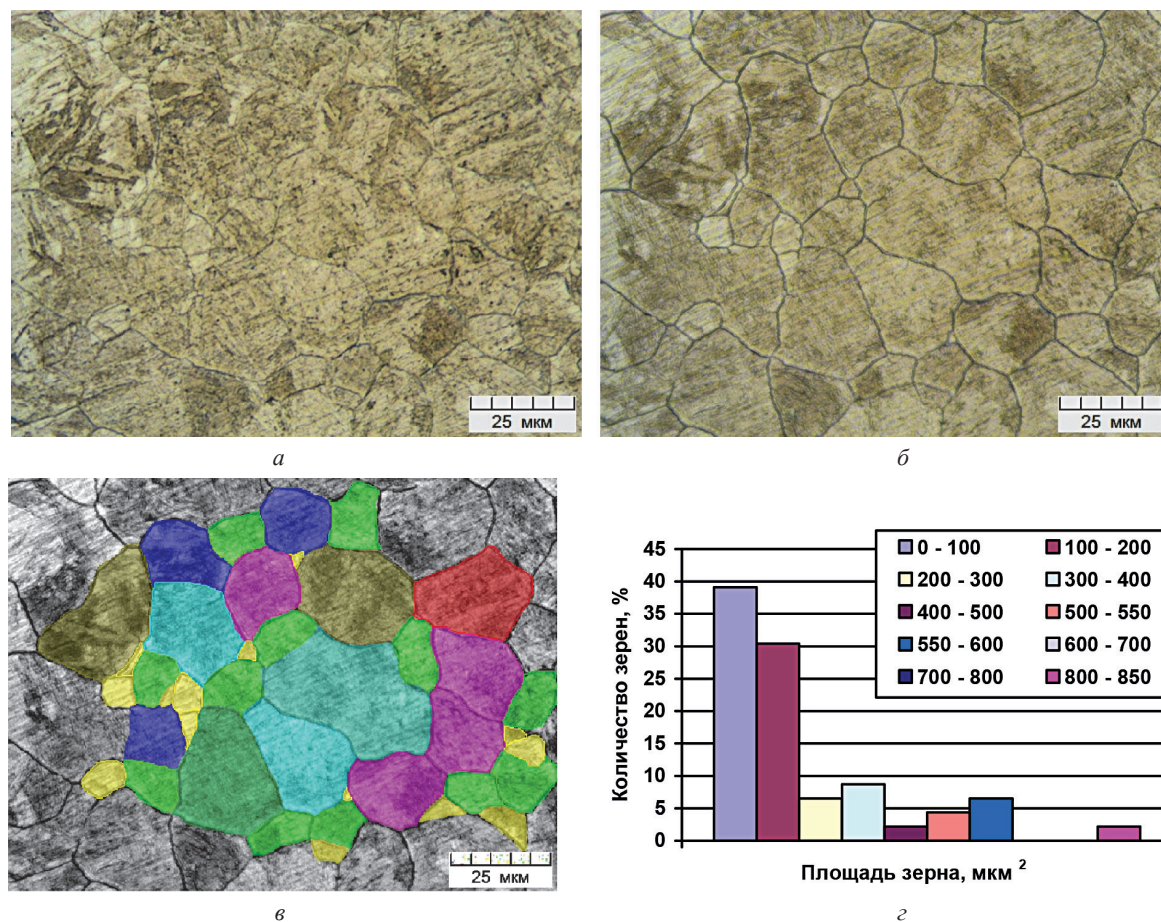


Рис. 7. Структура стали ШХ15: *a* – резкость наведена на мартенсит; *б* – на границы зерен; *в* – маска количественного анализа структуры; *г* – распределение зерен по размерам

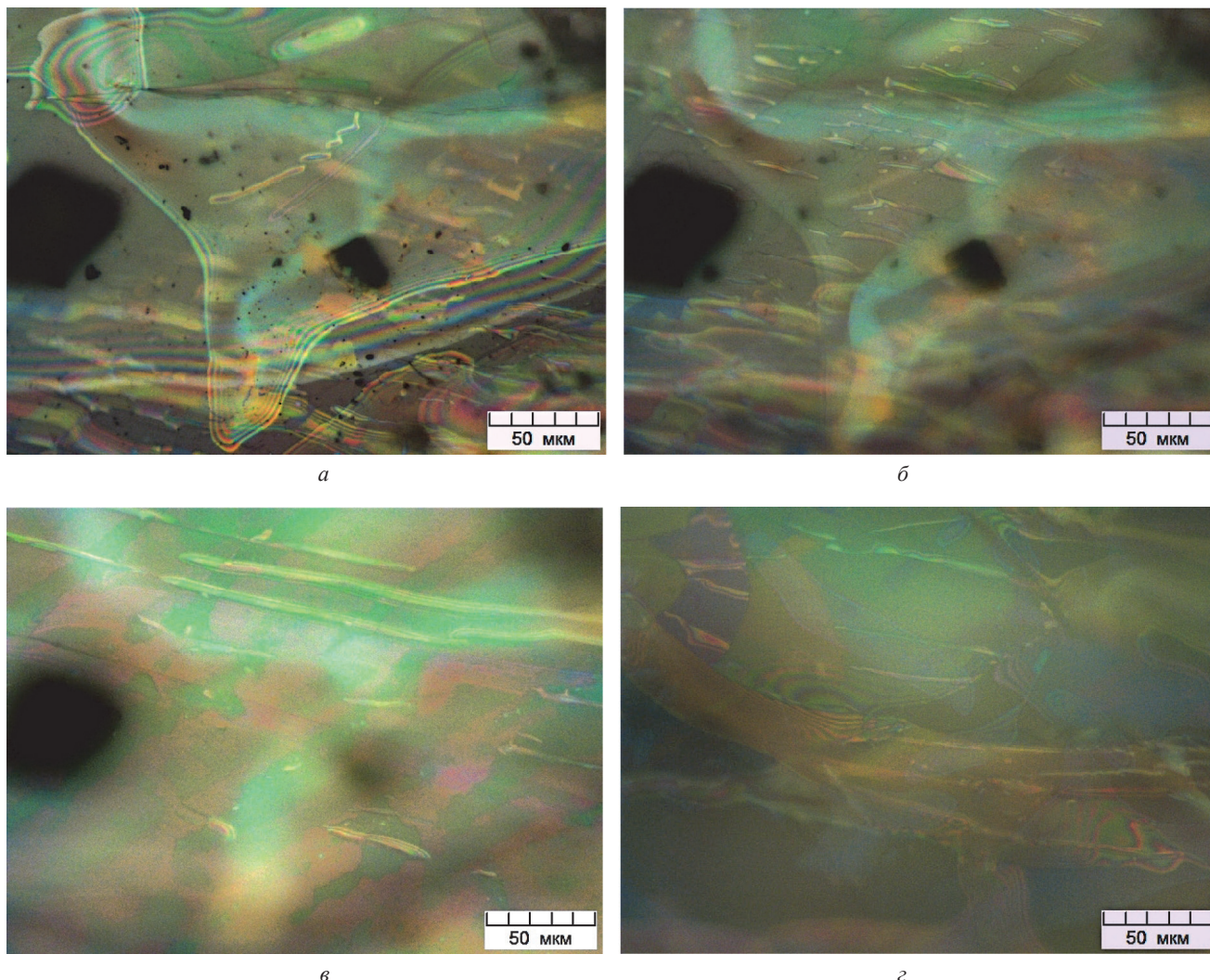


Рис. 8. Изменение структуры литиевой слюды по мере приближения объектива к поверхности образца

присутствуют, несомненно, дендриты разных порядков, но определить конкретный порядок каждого из них невозможно, а сравнение размеров дендритов различных порядков некорректно.

На рис. 7 показана структура образца стали после закалки и отпуска, на котором было проведено специальное травление на зерно. На рис. 7, а резкость наводилась на мартенсит, на 7, б – на границы зерен. При такой фокусировке не происходит существенного изменения масштаба структуры, поэтому возможно определение количественных параметров зеренной структуры. Маска распределения зерен по размерам представлена на рис. 7, в, результат количественного анализа – на рис. 7, г.

В качестве примера возможностей металлографического микроскопа можно привести слюду [4]. Это материал слоистый с большой степенью оптической прозрачности. Поэтому есть возможность получения изображения не только поверхности, но и подповерхностных слоев. При фокусировке на поверхность видна пыль на поверхности (рис. 8, а). При приближении объектива к поверхности образца частицы пыли постепенно выходят из резкости (рис. 8, б, в). При максимальном приближении объектива к поверхности видны только внутренние слои материала (рис. 8, г).

ЛИТЕРАТУРА

1. Советский энциклопедический словарь. М.: Советская энциклопедия, 1983. 1600 с.
2. Анисович А. Г. Искусство металлографии: использование методов оптического контрастирования // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз. тэхн. навук. 2016. № 1. С. 36–42.
3. Анисович А. Г. Выбор исследовательского оборудования для анализа структуры промышленных сплавов // Литье и металлургия. 2012. № 2. С. 146–151.
4. Слюда под микроскопом // Искусство металлографии [Электронный ресурс]. 2018. Режим доступа: <http://structure.by>. Дата доступа: 17.06.2018.

REFERENCES

1. *Sovetskij jenciklopedicheskij slovar'* [Soviet Encyclopedic Dictionary]. Moscow, Sovetskaja jenciklopedija Publ., 1983, 1600 p.
2. **Anisovich A. G.** Iskusstvo metallografii: ispol'zovanie metodov opticheskogo kontrastirovanija [The art of metallography: the use of optical contrast techniques]. *Vesci NAN Belarusi. Ser. fiz.-techn. nauk = Proceedings of National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical series*, 2016, no. 1, pp. 36–42.
3. **Anisovich A. G.** Vybór issledovatel'skogo oborudovanija dlja analiza struktury promyshlennyh splavov [The choice of research equipment for the analysis of the structure of industrial alloys]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 2, pp. 146–151.
4. <http://structure.by>



УДК 621.771.062.3; 621.774.353
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-82-87

Поступила 13.08.2018
Received 13.08.2018

РЕВЕРСИВНАЯ КАЛИБРОВКА ПРИ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОМ РЕДУЦИРОВАНИИ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК

В. А. ТОМИЛО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр-т Независимости, 65. E-mail: stamila@rambler.ru

В. В. ЛЕВКОВИЧ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: victor.levkovich@gmail.com

Представлена технология поперечно-винтового редуцирования трубных заготовок с реверсивной калибровкой. Проведен расчет изменения геометрии заготовки при изменении угла подачи. Показано, что при малых углах подачи изменение геометрии незначительно, что позволяет проводить реверсивную калибровку заготовки. Проведен расчет параметров реверсивной калибровки.

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

Для цитирования. Томило В. А. Реверсивная калибровка при поперечно-винтовом редуцировании трубных заготовок / В. А. Томило, В. В. Левкович // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 82–87. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-82-87.

REVERSE GROOVING FOR CROSS-SCREW REDUCTION OF TUBE BULLETS

V. A. TAMILA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: stamila@rambler.ru

V. V. LIAUKOVICH, Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: victor.levkovich@gmail.com

The technology of cross-screw reduction of tube billets with reverse correction is presented. The calculation of the change in the geometry of the workpiece with a change in the feed angle is carried out. It is shown that for small feeding angles the change in geometry is insignificant, which makes it possible to conduct reverse correction of the workpiece. The calculation of parameters of reverse grooving is carried out.

Keywords. Cross-screw reduction, reverse correction, feed angle.

For citation. Tamila V. A., Liaukovich V. V. Reverse grooving for cross-screw reduction of tube bullets. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 82–87. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-82-87.

В современном машиностроении находят широкое применение ступенчатые трубные заготовки, которые используют при изготовлении осей, цапф и других деталей узлов машиностроения [1]. Среди методов для получения заготовок данного типа – ковка, штамповка с применением молотов, радиально-ковочных, ротационных машин и др. [например, 2–4]. Перспективным методом получения ступенчатых трубных заготовок, обеспечивающим простоту автоматизации, гибкость процесса и высокую точность получаемых заготовок, является поперечно-винтовое редуцирование (ПВР) [5] (рис. 1).

Обработка осуществляется следующим образом. Заготовка 1 подается в межвалковый зазор, где происходит ее редуцирование валками 2. Осевое перемещение заготовки в процессе обработки обеспечивается отличным от нуля углом подачи α (рис. 2). При достижении заданной технологическим процессом длины редуцированной части происходит изменение угла подачи α в область отрицательных значений, как показано на рис. 1, 2, что обеспечивает получение заготовок с редуцированным концевым участком необходимой длины и выведение заготовки из межвалкового зазора. В этом случае при изменении угла α происходит изменение геометрии конического участка между обработанной и необработанной частями заготовки.

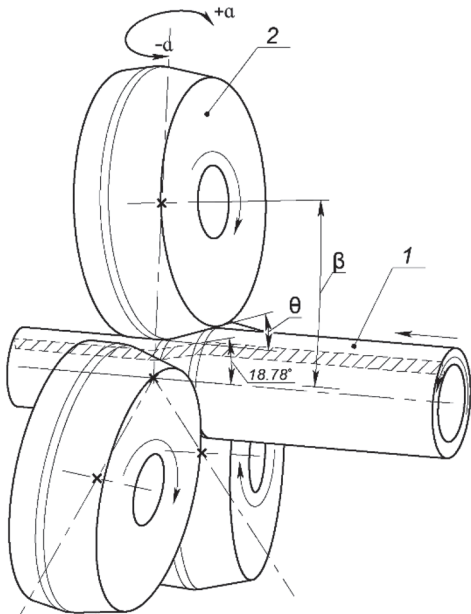


Рис. 1. Схема поперечно-винтового редуцирования

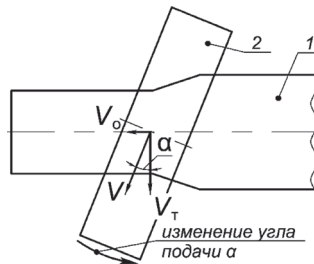


Рис. 2. Скорость редуцирования: V – скорость на бочке вала; V_o – осевая составляющая скорости; V_T – тангенциальная составляющая скорости

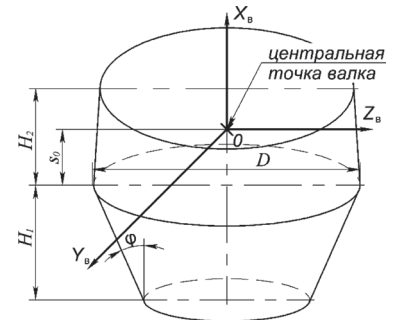


Рис. 3. Эскиз вала: H_1 , H_2 – длины входного и выходного участков вала соответственно; s_0 – расстояние от пережима до центральной точки вала ($s_0 = 0$); D – диаметр вала в точке пережима ($R_{\Pi} = D/2$)

В качестве критерия, характеризующего изменение очага деформации при редуцировании, принята величина изменения радиуса заготовки в каждом поперечном сечении очага деформации при изменении угла подачи α . На рис. 3 приведен эскиз прокатного вала. Ось X_B совпадает с осью вала, начало координат – с центральной точкой вала (точка пересечения оси X_B вала с плоскостью), в которой лежат оси поворота валков на угол α (ось поворота вала показана на рис. 4). Уравнение, описывающее коническую поверхность входного участка вала в системе координат (X_B , Y_B , Z_B), имеет следующий вид:

$$Y_B^2 + Z_B^2 - (X_B \tan \varphi + R_{\Pi})^2 = 0, \quad (1)$$

где φ – угол конусности входного участка вала, град; R_{Π} – радиус вала в точке пережима, мм: $R_{\Pi} = D/2$.

Для нахождения радиуса заготовки в поперечном сечении необходимо уравнение (1) представить в системе координат заготовки (X_3 , Y_3 , Z_3). Взаимное расположение систем координат вала и заготовки приведено на рис. 4. Редуцирование трубной заготовки проходит в очаге деформации длиной $l_d = 50$ мм (при получении заготовок цапф производства ОАО «Бобруйскагромаш»), ограниченном сечениями 1 и 2. На рисунке также показана плоскость X_3OZ_3 , построенная на осях X_3 и Z_3 . Угол между проекцией оси вала (ось X_B) на эту плоскость и осью X_3 соответствует углу подачи α , угол между осью вала (ось X_B) и этой плоскостью – углу раскатки β . Угол θ является углом уклона входного участка вала и связан с углами φ и β зависимостью:

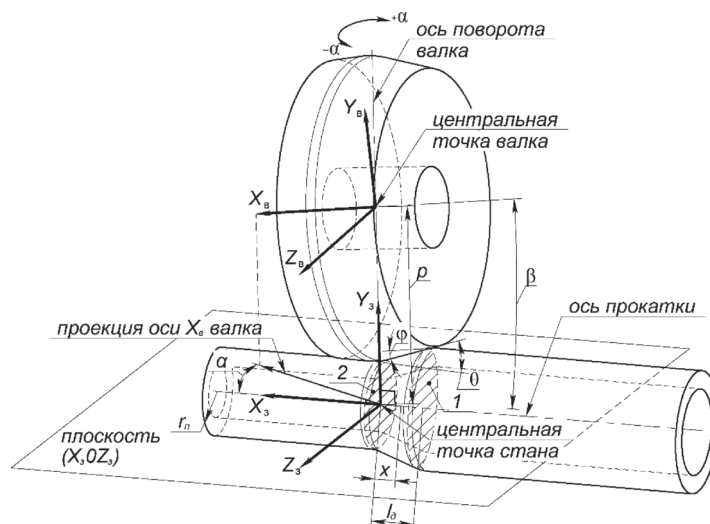


Рис. 4. Схема взаимного расположения систем координат вала и заготовки

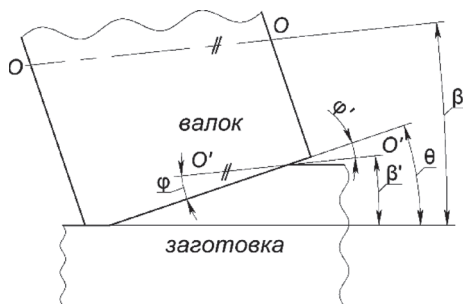


Рис. 5. Углы раскатки, уклона и конусности валка

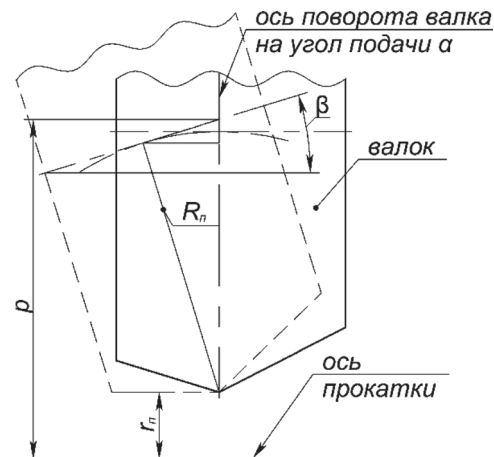


Рис. 6. Схема поворота валка на угол раскатки β

$$\theta = \varphi + \beta. \quad (2)$$

Уравнение (2) поясняется рис. 5: $\beta = \beta'$ (так как ось OO параллельна линии $O'O'$), $\varphi = \varphi'$ (как вертикальные углы), $\theta = \varphi' + \beta'$, что с учетом равенств углов β, β' и φ, φ' приводит к выражению (2).

Величина p – расстояние между центральной точкой валка и плоскостью X_3OZ_3 . Переход от системы координат X_3, Y_3, Z_3 к системе координат X_B, Y_B, Z_B осуществляется следующим образом: перемещение вдоль оси Y_3 на расстояние p , вращение системы координат вокруг оси Y_3 на угол подачи α , вращение вокруг оси Z_B на угол раскатки β . Операции вращения системы координат выполнены с применением матриц направляющих косинусов M_y и M_z для вращения вокруг осей Y_3 и Z_B соответственно:

$$M_y = \begin{bmatrix} \cos \alpha & 0 & \sin \alpha \\ 0 & 1 & 0 \\ -\sin \alpha & 0 & \cos \alpha \end{bmatrix}, \quad (3)$$

$$M_z = \begin{bmatrix} \cos \beta & \sin \beta & 0 \\ -\sin \beta & \cos \beta & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}. \quad (4)$$

Последовательные вращения системы координат осуществляются путем умножения матрицы $M_z M_y$ на вектор координат в системе координат заготовки:

$$M_z M_y = \begin{bmatrix} \cos \alpha \cos \beta & \sin \beta & \sin \alpha \cos \beta \\ -\cos \alpha \sin \beta & \cos \beta & -\sin \alpha \sin \beta \\ -\sin \alpha & 0 & \cos \alpha \end{bmatrix}. \quad (5)$$

После преобразований связь между координатами систем X_3, Y_3, Z_3 и X_B, Y_B, Z_B выполняется по уравнению

$$\begin{bmatrix} X_B \\ Y_B \\ Z_B \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos \alpha \cos \beta & \sin \beta & \sin \alpha \cos \beta \\ -\cos \alpha \sin \beta & \cos \beta & -\sin \alpha \sin \beta \\ -\sin \alpha & 0 & \cos \alpha \end{bmatrix} \begin{bmatrix} X_3 \\ Y_3 - p \\ Z_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} X_3 \cos \alpha \cos \beta + Z_3 \cos \beta \sin \alpha + (Y_3 - p) \sin \beta \\ (Y_3 - p) \cos \beta - X_3 \cos \alpha \sin \beta - Z_3 \sin \alpha \sin \beta \\ Z_3 \cos \alpha - X_3 \sin \alpha \end{bmatrix}. \quad (6)$$

Величина p в уравнении (6) определена согласно схеме, приведенной на рис. 6.

Значение p рассчитываем по уравнению:

$$p = R_{\Pi} \cos \beta + r_{\Pi} + \cos \left(\frac{\beta}{2} \right) R_{\Pi} \sqrt{2(1 - \cos \beta)} \operatorname{tg} \beta, \quad (7)$$

где R_{Π}, r_{Π} – соответственно радиусы валка и заготовки в точке пережима.

Уравнение (1) конической поверхности валка в системе координат заготовки X_3, Y_3, Z_3 с учетом уравнения (6) имеет вид:

$$(Z_3 \cos \alpha - X_3 \sin \alpha)^2 + ((Y_3 - p) \cos \beta - X_3 \cos \alpha \sin \beta - Z_3 \sin \alpha \sin \beta)^2 - (R_{\Pi} + (X_3 \cos \alpha \cos \beta + Z_3 \cos \beta \sin \alpha + (Y_3 - p) \sin \beta) \operatorname{tg} \varphi)^2 = 0. \quad (8)$$

Уравнение кривой, образующейся при пересечении поверхности валка, задаваемой уравнением (8), с плоскостью, нормальной оси X_3 заготовки и проходящей через точку $(x, 0, 0)$ (см. координату x на рис. 4), имеет следующий вид:

$$(Z_3 \cos \alpha - x \sin \alpha)^2 + ((Y_3 - p) \cos \beta - x \cos \alpha \sin \beta - Z_3 \sin \alpha \sin \beta)^2 - (R_{\Pi} + (x \cos \alpha \cos \beta + Z_3 \cos \beta \sin \alpha + (Y_3 - p) \sin \beta) \operatorname{tg} \varphi)^2 = 0. \quad (9)$$

Уравнение (9) представляет собой уравнение эллипса. На рис. 7 приведено поперечное сечение валка и заготовки. Раствор между поверхностью валка и осью заготовки в данном поперечном сечении, проходящем через точку $(x, 0, 0)$, определяется как радиус окружности, центр которой лежит на оси заготовки и которая касается эллипса в точке $M(y, z)$ (рис. 7). Вследствие касания окружности и эллипса в точке M они имеют одинаковый наклон касательной (одинаковые значения производной).

Наклон касательной эллипса (производная уравнения (9)):

$$\frac{dY_3}{dZ_3} = \frac{Z_3 \cos^2 \alpha - x \cos \alpha \cos^2 \beta \sec^2 \varphi \sin \alpha - \sin \alpha (-Z_3 \sin \alpha \sin^2 \beta + (p - Y_3) \cos^2 \beta + \cos \beta \sec^2 \varphi (x \cos \alpha + Z_3 \sin \alpha) \sin \beta + Z_3 \cos^2 \beta \sin \alpha \operatorname{tg}^2 \varphi + \cos \beta ((Y_3 - p) \sec^2 \varphi \sin \beta + R_{\Pi} \operatorname{tg} \varphi) + \sin \beta \operatorname{tg} \varphi (R_{\Pi} - (p - Y_3) \sin \beta \operatorname{tg} \varphi))}{(p - Y_3) \cos^2 \beta + \cos \beta \sec^2 \varphi (x \cos \alpha + Z_3 \sin \alpha) \sin \beta + Z_3 \cos^2 \beta \sin \alpha \operatorname{tg}^2 \varphi + \cos \beta ((Y_3 - p) \sec^2 \varphi \sin \beta + R_{\Pi} \operatorname{tg} \varphi) + \sin \beta \operatorname{tg} \varphi (R_{\Pi} - (p - Y_3) \sin \beta \operatorname{tg} \varphi)}. \quad (10)$$

Окружность описывается уравнением (11), наклон касательной к окружности – уравнением (12):

$$Y_3^2 + Z_3^2 = r_0^2, \quad (11)$$

где r_0 – радиус окружности в поперечном сечении, проходящем через точку $(x, 0, 0)$.

$$\frac{dY_3}{dZ_3} = -\frac{Z_3}{Y_3}. \quad (12)$$

Приравняв правые части уравнений (10) и (12), получаем уравнение с двумя неизвестными Y_3 и Z_3 , которые для каждого поперечного сечения, проходящего через точку $(x, 0, 0)$, являются координатами точки M касания эллипса и окружности (рис. 7):

$$\frac{Z_3 \cos^2 \alpha - x \cos \alpha \cos^2 \beta \sec^2 \varphi \sin \alpha - \sin \alpha (-Z_3 \sin \alpha \sin^2 \beta + (p - Y_3) \cos^2 \beta + \cos \beta \sec^2 \varphi (x \cos \alpha + Z_3 \sin \alpha) \sin \beta + Z_3 \cos^2 \beta \sin \alpha \operatorname{tg}^2 \varphi + \cos \beta ((Y_3 - p) \sec^2 \varphi \sin \beta + R_{\Pi} \operatorname{tg} \varphi) + \sin \beta \operatorname{tg} \varphi (R_{\Pi} - (p - Y_3) \sin \beta \operatorname{tg} \varphi))}{(p - Y_3) \cos^2 \beta + \cos \beta \sec^2 \varphi (x \cos \alpha + Z_3 \sin \alpha) \sin \beta + Z_3 \cos^2 \beta \sin \alpha \operatorname{tg}^2 \varphi + \cos \beta ((Y_3 - p) \sec^2 \varphi \sin \beta + R_{\Pi} \operatorname{tg} \varphi) + \sin \beta \operatorname{tg} \varphi (R_{\Pi} - (p - Y_3) \sin \beta \operatorname{tg} \varphi)} = -\frac{Z_3}{Y_3}. \quad (13)$$

Решая систему из уравнений (9) и (13) численным способом, получаем координаты точки $M(y \text{ и } z)$,

определяющие положение указанной точки в каждом поперечном сечении. Результаты расчета при $\beta = 6^\circ$, $\varphi = 12,78^\circ$, $R_{\Pi} = 150$ мм представлены на рис. 9. Угол конусности φ выбран согласно техническим требованиям на редуцированную заготовку ОАО «Бобруйскагроماش» (рис. 8, уравнение (2)).

Из рис. 8 $\theta = \arctg((60,5 - 43,5)/50) = 18,78^\circ$. Из уравнения (2) $\varphi = 18,78 - 6 = 12,78^\circ$.

Характер увеличения радиуса заготовки при изменении угла подачи α имеет вид параболы и для поперечных сечений, проходящих через точки $(-50, 0, 0)$, $(-25, 0, 0)$ и $(0, 0, 0)$, приведен на рис. 9.

Согласно техническим требованиям на редуцированную заготовку (см. рис. 8) в сечении $x = -50$ мм, радиус заготовки дол-

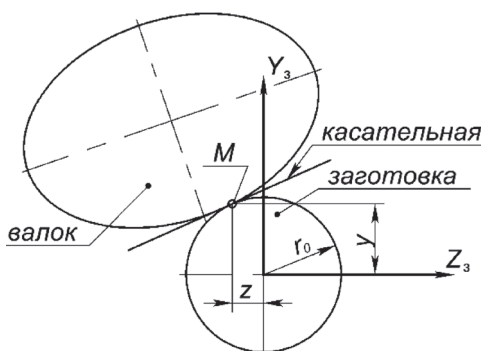


Рис. 7. Разрез очага деформации плоскостью, нормальной оси заготовки

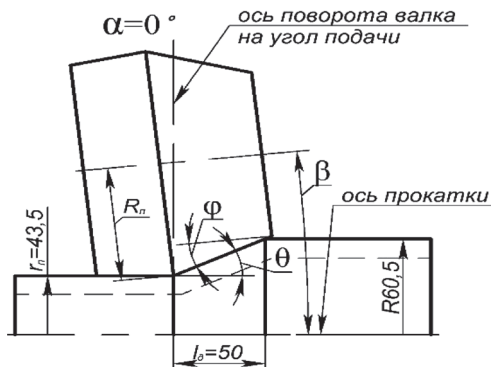


Рис. 8. Схема редуцирования

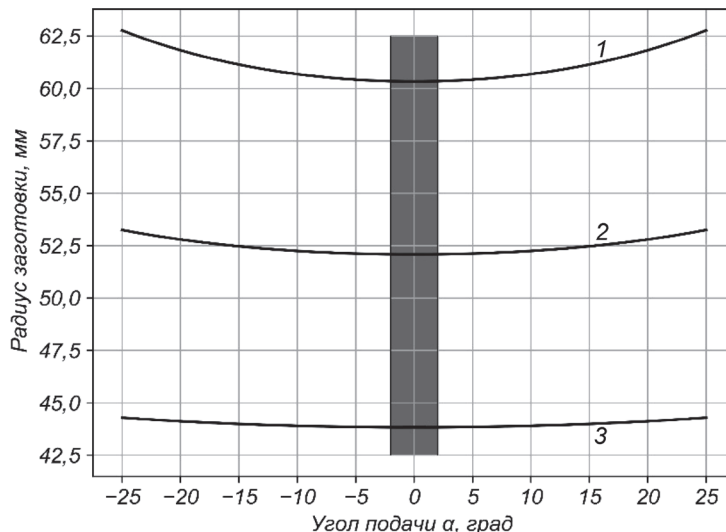


Рис. 9. Характер изменения радиуса заготовки в различных поперечных сечениях x: 1 – x = 50 мм; 2 – 25; 3 – x = 0

жен составлять 60,5 мм (радиус исходной трубной заготовки), из рис. 9 радиус заготовки достигает 62,7 мм при $\alpha = \pm 25^\circ$ (отклонение радиуса $\Delta r = 2,2$ мм). При малых углах подачи отклонение радиуса незначительно. Данный факт позволяет использовать изменение угла подачи в область отрицательных значений (см. рис. 4) в процессе редуцирования для калибровки конусной переходной части между необжатой и обжатой частями редуцированной заготовки и последующего ее вывода из межвалкового зазора посредством реверсирования осевого движения заготовки.

Для проведения калибровки необходимо, чтобы заготовка совершила не менее одного оборота в области малых углов подачи. Введен угол $\alpha_{\text{крит}}$ – угол подачи, в пределах которого проводится калибровка, т. е. при калибровке $-\alpha_{\text{крит}} \leq \alpha \leq \alpha_{\text{крит}}$. Выбран $\alpha_{\text{крит}} = 2^\circ$ (данный угол выбирается в зависимости от необходимой геометрической точности конусного участка).

Скорость вращения заготовки определяется тангенциальной составляющей скорости на бочке вала (см. рис. 2) и составляет:

$$n_3 = \frac{D_c}{d_c} n_b \cos(\alpha_{\text{нач}} - V_{\text{п}} t), \quad (14)$$

где n_3 – скорость вращения заготовки, об/мин; D_c , d_c – соответственно средние скорости в очаге деформации вала и заготовки, мм ($D_c = 283$ мм, $d_c = 104$ мм при изготовлении заготовок ОАО «Бобруйскагро-маш» на рис. 8); n_b – скорость вращения вала, об/мин ($n_b = 20$); $\alpha_{\text{нач}}$ – угол подачи, при котором проходит редуцирование, град ($\alpha_{\text{нач}} = 5$); $V_{\text{п}}$ – скорость изменения угла подачи α , град/с ($V_{\text{п}} = 3$); t – переменная времени, с ($t = 0$ в момент начала изменения угла подачи α).

При уменьшении угла подачи значение $\alpha_{\text{крит}}$ достигается в момент времени $t = (\alpha_{\text{нач}} - \alpha_{\text{крит}})/V_{\text{п}}$, значение $-\alpha_{\text{крит}}$ – при $t = (\alpha_{\text{нач}} + \alpha_{\text{крит}})/V_{\text{п}}$ (решения уравнения $\alpha_{\text{нач}} - V_{\text{п}} t = \pm \alpha_{\text{крит}}$).

Количество оборотов n_k , совершаемых заготовкой при реверсивной калибровке, определяем по уравнению:

$$\int_0^{n_k} dn = \int_{\frac{\alpha_{\text{нач}} - \alpha_{\text{крит}}}{V_{\text{п}}}}^{\frac{\alpha_{\text{нач}} + \alpha_{\text{крит}}}{V_{\text{п}}}} \frac{D_c n_b}{60 d_c} \cos(\alpha_{\text{нач}} - V_{\text{п}} t) dt. \quad (15)$$

После интегрирования получим

$$n_k = \frac{D_c n_b}{d_c \pi} \frac{6 \sin \alpha_{\text{крит}}}{V_{\text{п}}}. \quad (16)$$

На рис. 10 приведена зависимость количества оборотов, которые совершает заготовка в области калибровки, от скорости вращения валков при различных скоростях изменения угла подачи α .

Согласно результатам расчета, минимальная скорость вращения валков, при которой возможно проведение калибровки (количество оборотов заготовки $n_k \geq 1$), составляет $n_b \approx 16,5$ об/мин при следующих

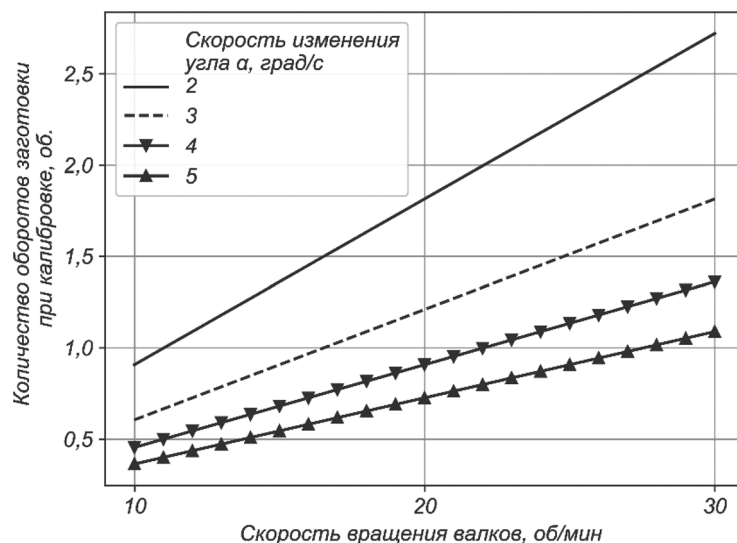


Рис. 10. Количество оборотов заготовки при калибровке

значениях технологических параметров: $D_c = 283$ мм, $d_c = 104$ мм, $V_{\pi} = 3$ град/с, $\alpha_{\text{крит}} = 2^\circ$; при $n_v = 20$ об/мин значение n_k , согласно уравнению (16) и рис. 10, составляет 1,2 об.

Выводы

1. Предложена технология получения ступенчатых трубных заготовок, включающая поперечно-винтовое редуцирование с реверсивной калибровкой. Технология позволяет проводить обработку широкой номенклатуры заготовок (различные длины, диаметры, толщины стенок).
2. Вычислено изменение геометрии заготовки при изменении угла подачи. Показано, что при малых углах подачи изменение геометрии незначительно, что позволяет использовать это для проведения реверсивной калибровки и вывода заготовки из межвалкового зазора.
3. Получена зависимость, связывающая количество оборотов, совершаемых заготовкой в области калибровки, с основными технологическими параметрами процесса обработки (скорость вращения валков, скорость изменения угла подачи, размеры заготовки и валка в очаге деформации, а также значения угла $\alpha_{\text{крит}}$ определяющего геометрическую точность заготовки).

ЛИТЕРАТУРА

1. Клубович В. В. Технологии изготовления и обработки специальных периодических профилей / В. В. Клубович, В. А. Тамила. Минск: БНТУ, 2007. 298 с.
2. Карамышев А. П. Определение усилия обжатия заготовок на радиально-ковочной машине AVS / А. П. Карамышев, И. И. Некрасов, В. С. Паршин, В. А. Сыстеров // Металлург. 2009. № 3. С. 61–64.
3. Allwood J. M. A survey of flexible forming processes in Japan / J. M. Allwood, H. Utsunomiya // International Journal of Machine Tools & Manufacture. 2006. No. 46. P. 1939–1960.
4. Чумадин А. С. Исследование процесса обжима тонкостенных труб / А. С. Чумадин, А. А. Шишкин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2012. № 11. С. 14–18.
5. Барабашкин В. П. Производство труб на агрегатах с трехвалковым раскатным станом / В. П. Барабашкин, И. К. Тартаковский. М.: Металлургия, 1981. 148 с.

REFERENCES

1. Klubovich V. V., Tamila V. A. *Tekhnologii izgotovleniya i obrabotki special'nyh periodicheskikh profilej* [Technologies for manufacturing and processing of special periodic profiles]. Minsk, BNTU Publ., 2007, 298 p.
2. Karamyshev A. P., Nekrasov I. I., Parshin V. S., Systerov V. A. *Opreделение usiliya obzhatija zagotovok na radial'no-kovochnoj mashine AVS* [Determination of the compression force of workpieces on a radial forging machine AVS]. *Metallurg = Metallurgist*, 2009, no. 3, pp. 61–64.
3. Allwood J. M., Utsunomiya H. A survey of flexible forming processes in Japan, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2006, no. 46, pp. 1939–1960. doi: 10.1016/j.ijmachtools.2006.01.034.
4. Chumadin A. S., Shishkin A. A. *Issledovanie processa obzhima tonkostennykh trub* [Study of the process of reduction thin-walled tubes]. *Kuznechno-shtampovoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and stamping production. Metal forming*, 2012, no. 11, pp. 14–18.
5. Barabashkin V. P., Tartakovskij I. K. *Proizvodstvo trub na agregatah s trehvalkovym raskatnym stanom* [Production of tubes on a three-roll rolling mill], Moscow, Metallurgija Publ., 1981, 148 p.



УДК 621.762
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-88-94

Поступила 19.06.2018
Received 19.06.2018

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТА СТРУКТУРЫ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ПОРОШКА ТИТАНА

Д. В. МИНЬКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр-т Независимости, 65. E-mail: dminko@bntu.by

Показана возможность селективного лазерного спекания градиентных пористых и компактно-пористых структур поверхностным оплавлением частиц порошка при сохранении твердого ядра, приводящего к образованию межчастичных контактов в присутствии жидкой фазы. Рассмотрено взаимодействие светового потока импульса лазерного излучения с поверхностью частиц порошка при многократном отражении. Показано, что воздействие одиночных импульсов лазерного излучения приводит к образованию спеканных структурных элементов порошкового материала, имеющих диаметр, примерно равный диаметру фокального пятна. Установлены технологические режимы импульсного лазерного воздействия, при которых происходит устойчивое контактообразование частиц порошка титана исследуемых фракционных составов. Экспериментально показана возможность получения порошковых материалов с градиентной структурой путем управления параметрами импульсного лазерного воздействия. Установлено, что точное дозирование тепловой энергии и количества импульсов лазерного излучения позволяет обеспечить минимальную усадку слоев порошка при отсутствии конгломерации частиц, управлять структурными характеристиками и свойствами изделий, сохранять микроструктуру и фазовый состав исходных материалов.

Ключевые слова. Порошок, титан, импульс, лазер, сканирование, трек, градиент, микроструктура, фазовый состав.

Для цитирования. Минько, Д. В. Влияние параметров импульсного лазерного воздействия на формирование градиента структуры пористых материалов из порошка титана / Д. В. Минько // *Литье и металлургия*. 2018. Т. 92. № 3. С. 88–94. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-88-94.

INFLUENCE OF PARAMETERS OF IMPULSE LASER IMPACT ON THE FORMATION OF THE GRADIENT OF THE STRUCTURE OF POROUS TITANIUM POWDER

D. V. MINKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: dminko@bntu.by

The possibility of selective laser sintering of graded porous and compactly porous structures by surface fusion of powder particles is demonstrated while maintaining a solid core, which leads to the formation of interparticle contacts in the presence of a liquid phase. The interaction of the light flux of the laser pulse with the surface of the powder particles under multiple reflection is considered. It is shown that the effect of single pulses of laser radiation leads to the formation of sintered structural elements of a powder material having a diameter approximately equal to the diameter of the focal spot. Technological regimes of pulsed laser action are established at which steady contact formation of titanium powder particles of the fractional compositions under study occurs. The possibility of obtaining powder materials with a gradient structure by controlling the parameters of pulsed laser action is experimentally demonstrated. It was found that accurate dosing of thermal energy and the number of pulses of laser radiation makes it possible to minimize shrinkage of powder layers in the absence of particle conglomeration, to control the structural characteristics and properties of products, to preserve the microstructure and phase composition of the initial materials.

Keywords. Powder, titanium, impulse, laser, scanning, track, gradient, microstructure, phase composition.

For citation: Minko D. V. Influence of parameters of impulse laser impact on the formation of the gradient of the structure of porous titanium powder. *Foundry production and metallurgy*, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 88–94. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-88-94.

Введение

Получение функционально-градиентных материалов (ФГМ), имеющих сложную пространственную геометрию, анизотропию состава, структуры и свойств [1], из металлических, керамических и полимерных порошков является сложной и актуальной задачей современной техники. Данная задача может быть

решена с помощью селективного лазерного спекания (СЛС) порошков, основанного на принципе послойного лазерного синтеза, в результате которого трехмерный объект заменяется совокупностью плоских слоев, физически связанных между собой [2]. Применяемые в настоящее время технологии СЛС порошков ориентированы в основном на реализацию процессов построения новых пространственных структур, связанных с полным расплавлением подаваемых в зону лазерного синтеза материалов, которые при этом теряют свои первоначальные свойства и не всегда могут обеспечить получения заданного комплекса предъявляемых к ним требований [3].

Возможность получения порошковых материалов, обладающих градиентом структуры, базируется на идее использования энергии импульсного лазерного излучения для поверхностного оплавления частиц порошка при сохранении твердого ядра, что приводит к образованию межчастичных контактов в присутствии жидкой фазы [4]. Применение импульсного лазерного воздействия за счет точного дозирования тепловой энергии импульса позволяет обеспечить минимальную усадку слоев при отсутствии конгломерации частиц, управлять структурными характеристиками и физико-механическими свойствами изделий, сохранять микроструктуру и фазовый состав исходных материалов. Особенно перспективно [5] использование импульсного лазерного воздействия при получении изделий с градиентом пористости из порошков крупных фракций (100–1000 мкм). Технология позволяет обеспечить внутрислойное и межслойное спекание порошков разных фракционных составов с заданным градиентом структуры при минимальных нарушениях исходной геометрии частиц.

С целью изучения закономерностей формирования градиента структуры пористого материала из порошка титана при импульсном лазерном воздействии были проведены исследования кинетики образования и роста контактов между частицами порошка.

Оборудование, материалы и методики экспериментальных исследований. Экспериментальные исследования процесса получения порошковых ФГМ проводили на разработанной и изготовленной в Институте порошковой металлургии НАН Беларуси установке СЛС [6], технические характеристики которой приведены в таблице.

Технические характеристики установки селективного лазерного спекания (СЛС)

Наименование характеристики	Значение
Длина волны лазерного излучения, нм	1064
Режим работы	импульсный
Максимальная частота следования лазерных импульсов, Гц	50
Средняя мощность лазерного импульса, Вт	150
Диапазон длительности лазерного импульса, мс	1–6
Максимальные габариты изделия, мм	50x200x200
Максимальная скорость перемещения оптической системы, мм/мин	1000
Точность позиционирования, мкм	20
Фокусное расстояние объектива, мм	250
Диапазон диаметра фокального пятна лазерного луча, мкм	200–500

В качестве материала для проведения исследований использовали порошок титана марки ВТ1-0 с частицами сферической формы двух фракционных составов: $(-0,315 + 0,2)$ мм и $(-0,4 + 0,315)$ мм.

Определение температуры в зоне спекания в режиме реального времени обеспечивает входящая в состав установки специализированная цифровая видеокамера с усилителем яркости, регистрирующая увеличенное в 5 раз изображение зоны лазерного спекания в спектральной области регистрации 600–950 нм и позволяющая измерять динамическое распределение температуры на поверхности спекаемого слоя порошка в диапазоне $(1-3) \cdot 10^3$ К с временным разрешением 100 мкс и относительной погрешностью $\pm 5\%$.

Для исследования механизма контактообразования между частицами порошка титана на подложке из кварцевого стекла изготавливали экспериментальные образцы пористого материала в виде дисков диаметром 10 мм, толщиной в один слой или в два-три слоя порошка. При получении образцов сканирование поверхности порошковых слоев осуществляли по кольцевым траекториям с расстоянием между треками, равным среднему диаметру частиц порошка спекаемого фракционного состава.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе «MeF-3» фирмы «Reichert» (Австрия).

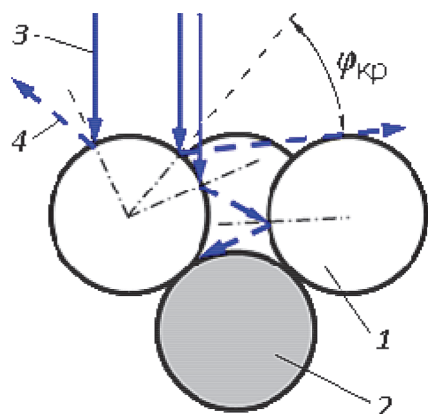


Рис. 1. Взаимодействие лазерного излучения с поверхностью частиц порошка: 1 – частицы верхнего слоя; 2 – частица нижнего слоя; 3 – падающие лучи; 4 – отраженные лучи; $\varphi_{кр}$ – критический угол отражения

Результаты исследования

Известно [7], что поток лазерного излучения при попадании на поверхность порошковой насыпки рассеивается в основном только на двух верхних слоях порошковых частиц, каждый из которых имеет высоту, равную среднему диаметру частиц, образуя в местах просветов между частицами зоны многократного отражения (рис. 1). Механизм разогрева определяется коэффициентом поглощения материала порошка в области инфракрасного излучения, а кинетика образования контактов между частицами порошка зависит от энергии лазерного излучения и длительности воздействия.

Теоретический расчет [8] показал, что при попадании лазерного луча на поверхность порошковой насыпки его энергия распределяется между частицами верхнего и нижнего слоев порошка неравномерно. Относительное количество тепла, идущее на разогрев поверхностей частиц нижнего слоя, зависит от их размера, коэффициента отражения и пористости порошковой насыпки и составляет от 21,2 до 27,6%.

Исследуемые порошки были подвергнуты импульсному лазерному разогреву одиночными импульсами мощностью до 150 Вт, длительностью 1–6 мс с фокальным пятном лазерного луча диаметром 0,2–1,0 мм.

Установлено, что воздействие одиночных импульсов лазерного излучения мощностью менее 30 Вт, длительностью 1–3 мс на монослой частиц порошка титана обоих фракционных составов приводит к разогреву зоны воздействия до температур ниже 1000 К и не сопровождается образованием контактов между частицами. При воздействии на монослой одиночных импульсов лазерного излучения мощностью 30–90 Вт, длительностью более 3–4 мс происходит разогрев зоны воздействия до температур 1900–2000 К (рис. 2, а) и образование спеченных структурных элементов порошкового материала, имеющих диаметр, примерно равный диаметру фокального пятна. Частицы порошка, попавшие в зону фокального пятна, прочно соединены друг с другом посредством контактных шеек (рис. 2, б), в то время как частицы, находящиеся вне зоны лазерного воздействия, нагреваются до температур всего 900–1000 К и не участвуют в процессе контактообразования.

Необходимо отметить, что при воздействии одиночного импульса сфокусированного до 0,2–0,5 мм лазерного излучения на поверхности частиц порошка в центре фокального пятна образуются характерные кратеры (рис. 3), возникающие в результате испарения материала частиц. Размеры кратеров зависят от морфологии поверхности частиц порошка. Эксперименты показали, что, чем меньше коэффициент отражения поверхности частиц порошка, тем больше размер кратера.

Воздействие сфокусированного до 0,2–0,5 мм одиночного импульса лазерного излучения мощностью 90–150 Вт и длительностью 4–6 мс приводит к локальному разогреву поверхности частиц до тем-

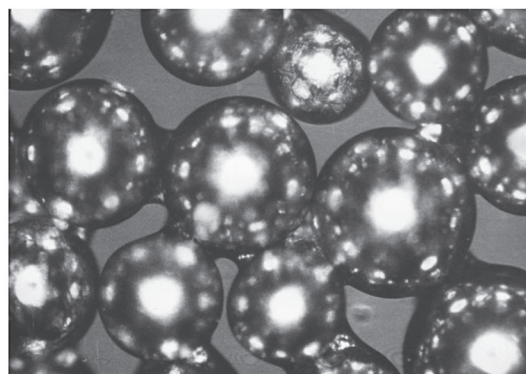
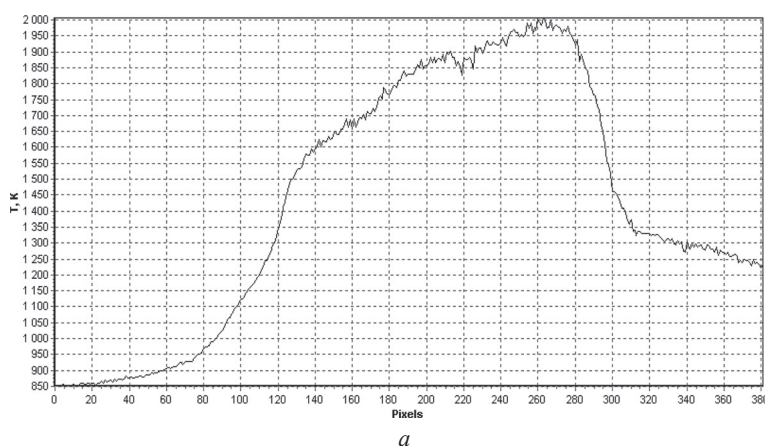


Рис. 2. Градиент температуры на поверхности монослоя сферических частиц порошка титана BT1-0 фракционного состава (–0,4 + 0,315) мм при воздействии одиночного импульса лазерного излучения мощностью 60 Вт, длительностью 3 мс (а) и образование контактов между частицами (б). б – $\times 50$

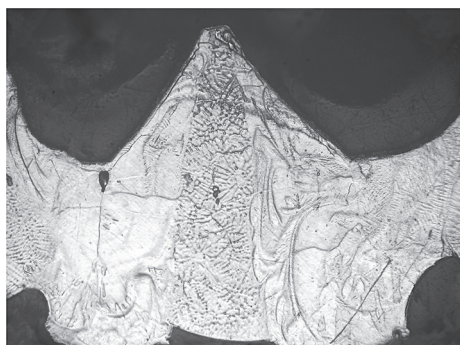


Рис. 3. Образование кратеров на сферической поверхности частицы титана BT1-0 фракционного состава $(-0,315 + 0,2)$ мм в результате воздействия одиночного импульса лазерного излучения с диаметром фокального пятна 0,2 мм, $\times 100$

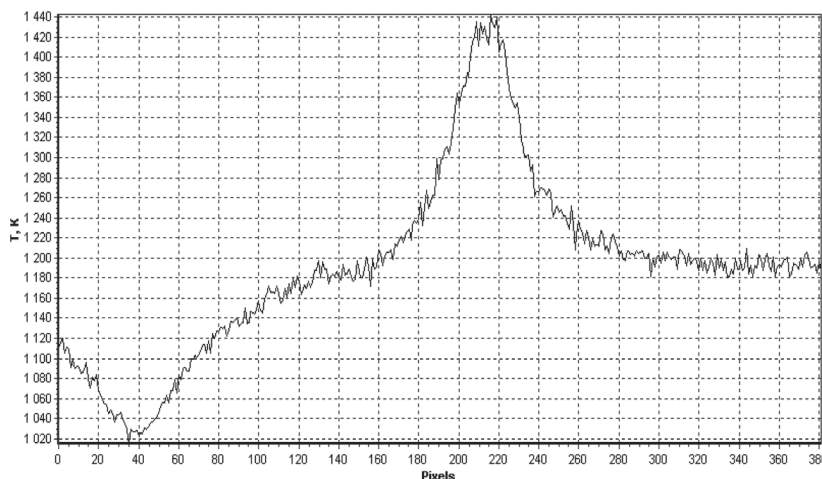


Рис. 4. Градиент температуры на поверхности монослоя частиц сферического порошка титана BT1-0 фракционного состава $(-0,4 + 0,315)$ мм при воздействии одиночного импульса лазерного излучения мощностью 120 Вт и длительностью 5 мс с диаметром фокального пятна 1 мм

пературы кипения титана. В результате быстрого теплоотвода за счет испарения дальнейший рост температуры на поверхности частиц прекращается, однако за счет теплоотвода в глубь частиц температура в их объеме резко повышается, при этом происходит их полное или почти полное расплавление и конгломерация в крупные капли, приводящее к нарушению исходной сферической формы и размеров частиц.

С целью предотвращения образования кратеров на поверхности частиц порошка и их конгломерации была предпринята попытка уменьшить градиент температуры на поверхности монослоя частиц. Установлено, что, расфокусировав лазерный луч до диаметра 1 мм, можно изменить характер распределения мощности лазерного излучения по площади пятна и, таким образом, уменьшить влияние температурного градиента. При мощности лазерного излучения 120 Вт и длительности 5 мс расфокусировка луча привела к уменьшению температуры в зоне воздействия до 1350–1450 К (рис. 4). Полученные структурные элементы имели диаметр около 1 мм, при этом на поверхности частиц образования кратеров и конгломератов не наблюдалось.

Дальнейшие экспериментальные исследования при расфокусированном до диаметра 1 мм лазерном луче позволили установить зоны устойчивого контактообразования частиц порошка титана BT1-0 исследуемых фракционных составов при различных технологических режимах импульсного лазерного воздействия (рис. 5). Результаты экспериментов хорошо согласуются с проведенными теоретическими расчетами [9] критической мощности лазерного излучения, при которой происходит расплавление и конгломерация частиц порошка, сопровождающаяся разрушением контактных шеек.

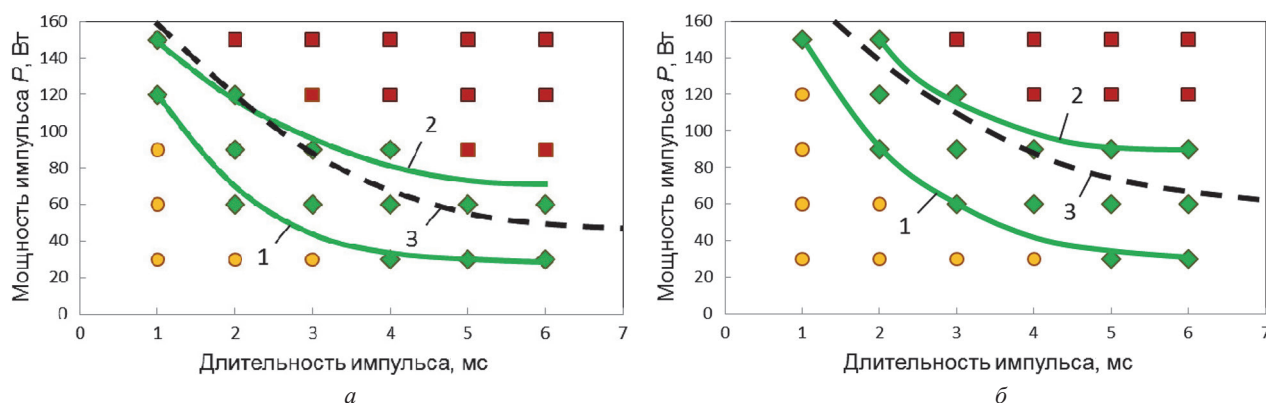


Рис. 5. Диаграммы состояния монослоя сферических частиц порошка BT1-0 фракционного состава $(-0,315 + 0,2)$ мм (а) и $(-0,4 + 0,315)$ мм (б) в зависимости от мощности и длительности одиночного импульса лазерного излучения с диаметром фокального пятна 1 мм: 1 – граница зоны отсутствия контактообразования; 2 – граница зоны расплавления; 3 – теоретическая кривая критической мощности лазерного излучения; ● – зона отсутствия контактообразования; ◆ – зона спекания; ■ – зона плавления

Полученные результаты показывают, что требуемая для спекания частиц порошка мощность одиночного импульса лазерного излучения при фиксированных значениях длительности зависит от температуры фазовых переходов материала порошка (температур плавления и кипения), среднего размера и коэффициента отражения поверхности частиц. В свою очередь, величина мощности излучения оказывает влияние на динамику образования жидкой фазы на поверхности частиц порошка. Для протекания процесса контактообразования важно подобрать такое значение мощности излучения, при котором количество жидкой фазы не превышало 10–20 % объема частицы, что обеспечивало бы спекание порошка, быстрое остывание расплава за счет теплоотвода, но при этом не приводило к перегреву расплава и его испарению.

Увеличение длительности импульса лазерного излучения и уменьшение диаметра фокального пятна приводят к перегреву области лазерного воздействия и интенсивному испарению материала с поверхности частиц порошка, при этом не наблюдается существенного увеличения доли образовавшейся жидкой фазы. Уменьшение длительности импульса и увеличение диаметра фокального пятна, напротив, приводят к более равномерному разогреву порошкового слоя, при этом поверхность частиц уже не оплавлялась, так как тепловая энергия эффективно отводится в объем материала. Наблюдаемое сокращение доли образовавшейся жидкой фазы не позволяет осуществить консолидацию частиц посредством образования жидкофазных мостиков и процесс идет по пути диффузионного спекания в твердой фазе.

Таким образом, проведенное исследование градиентов температур в зоне воздействия одиночного импульса лазерного излучения показало, что консолидация частиц сферического порошка титана BT1-0 при отсутствии полного их расплавления возможна при средней мощности лазерного излучения в диапазоне 30–150 Вт, длительности – в диапазоне 2–5 мс расфокусированным лучом с диаметром фокального пятна 1 мм.

Получение экспериментальных образцов порошковых ФГМ проводили путем сканирования лазерного луча по поверхности порошковой насыпки с линейной скоростью V и частотой следования импульсов f . При этом к регулируемым технологическим параметрам импульсного лазерного воздействия относились средняя мощность одиночного импульса лазерного излучения P ; длительность импульса τ ; диаметр фокального пятна D ; шаг сканирования t .

Средняя мощность лазерного излучения, приходящаяся на единицу площади поверхности порошковой насыпки, зависела от скорости сканирования лазерного луча V , связанной с частотой следования импульсов f : $V = fD(1 - k)$, где $k = L/D$ – коэффициент перекрытия лазерных пятен ($k \leq 1$). Шаг сканирования t , т. е. расстояние между соседними траекториями движения лазерного луча, также выбирали с учетом перекрытия лазерных пятен.

Так как при генерации лазерного излучения его интенсивность по площади фокального пятна распределяется по закону Гаусса, то, очевидно, можно подобрать такую скорость сканирования, при которой подведенная энергия лазерного излучения равномерно распределится вдоль траектории перемещения центра лазерного луча при сканировании (рис. 6). При этом создаются условия для осуществления непрерывного плавления слоя порошка импульсным лазерным излучением, в результате чего формируется зона плавления, перемещающаяся при движении лазерного луча по заданной траектории.

Полученные в результате импульсного лазерного воздействия многослойные пористые экспериментальные образцы имели характерный металлический блеск и цвет, аналогичный порошкам в состоянии поставки (рис. 7, а).

Металлографический анализ показал, что при импульсном лазерном воздействии контактообразование между частицами порошка каждого отдельного слоя идет по механизму жидкофазного спекания. Под действием энергии лазерного излучения поверхность частиц порошка оплавляется и происходит их

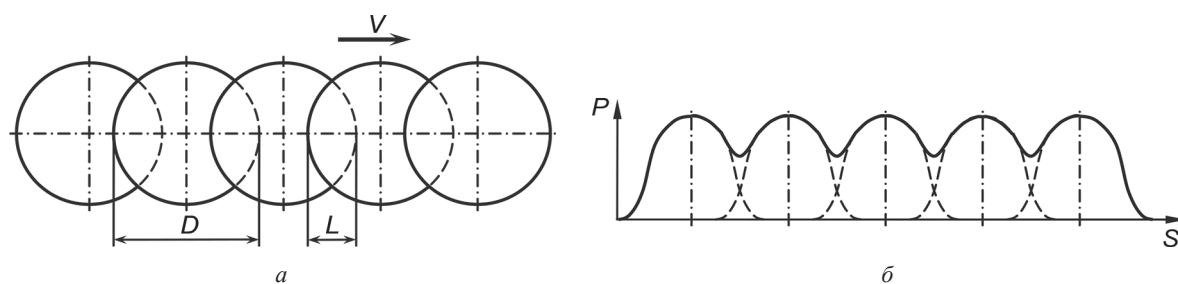


Рис. 6. Схема перемещения (а) и распределения средней мощности (б) лазерного луча при сканировании: V – скорость сканирования; D – диаметр пятен фокусировки; L – длина перекрытия пятен; P – мощность лазерного излучения; S – перемещение при сканировании

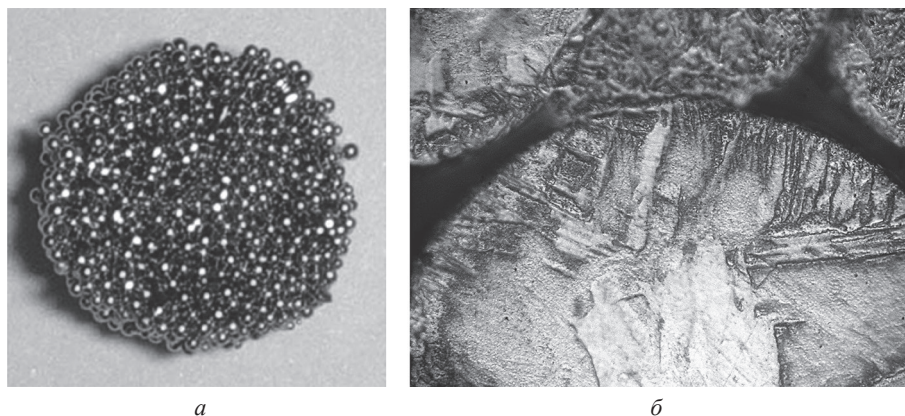


Рис. 7. Экспериментальный образец (а) из сферического порошка титана ВТ1-0 фракционного состава $(-0,4 + 0,315)$ мм и микроструктура частиц (б) после импульсного лазерного воздействия. б – $\times 500$

слияние друг с другом, сопровождаемое растеканием жидкой фазы в горизонтальном направлении. При этом преимущественное образование контактных шеек происходит на глубину проникновения лазерного луча в просветы между частицами. В то же время механизм контактообразования между слоями порошка скорее диффузионный, о чем свидетельствуют сравнительно небольшие размеры контактных шеек между частицами верхнего и нижнего слоев и рост зерна внутри частиц порошка. Измельчение зеренной структуры титана на поверхности частиц порошка говорит о быстром разогреве и последующей рекристаллизации материала при остывании, что подтверждает механизм поверхностного оплавления частиц порошка с сохранением твердой фазы в центре (рис. 7, б).

Обсуждение результатов исследования

Анализ процесса СЛС сферического порошка титана позволил выделить из набора технологических параметров несколько основных, наиболее сильно влияющих на структуру получаемого порошкового материала. В качестве основных управляющих параметров процесса лучше использовать среднюю мощность одиночного импульса и скорость сканирования лазерного луча, а изменение длительности и частоты следования импульсов применять в качестве дополнительного. Важным параметром является глубина проникновения лазерного излучения, которая в отличие от основных параметров не является легко регулируемой, поскольку зависит от способов подготовки порошка перед обработкой. Тем не менее, учет этого параметра необходим при задании основных технологических параметров импульсного лазерного воздействия.

Проведенное исследование позволило установить диапазоны регулирования технологических параметров импульсного лазерного воздействия, при которых происходит жидкофазное спекание сферических частиц порошка титана ВТ1-0 при сохранении твердого ядра.

Полученные результаты показывают, что реализация процесса СЛС в условиях расфокусированного луча позволяет не только получать необходимый градиент структуры порошкового материала, но и существенно снизить временные и энергетические затраты при изготовлении изделий.

Выводы

Существующие в настоящее время аддитивные технологии, использующие импульсное лазерное воздействие, позволяют получать широкий спектр материалов, предназначенных для использования во многих отраслях техники. Одной из характерных особенностей метода импульсного лазерного воздействия является возможность управления структурной неоднородностью материалов, что открывает возможность регулирования неоднородности их физических свойств.

Проведенные исследования показали, что получение порошковых ФГМ путем импульсного лазерного воздействия – сложный физический процесс, связанный с неоднородным распределением тепловой энергии лазерного излучения по поверхности и объему частиц порошка и формированием за счет выделившегося тепла межчастичных контактов. Для целенаправленного выбора технологических режимов импульсного лазерного воздействия, обеспечивающих формирование материалов с заданным градиентом структуры и свойств, необходимо установить связь между характеристиками исходных порошков, параметрами процесса и свойствами получаемых материалов.

Экспериментально показана возможность получения порошковых материалов с градиентной структурой путем управления технологическими параметрами импульсного лазерного воздействия. Установлено, что точное дозирование тепловой энергии и количества импульсов лазерного излучения позволяет обеспечить минимальную усадку слоев порошка при отсутствии конгломерации частиц, управлять структурными характеристиками изделий, сохранять микроструктуру и фазовый состав исходных материалов. Необходимо отметить, что кратковременность импульсного лазерного воздействия является также и существенным недостатком, так как высокие скорости нагрева–охлаждения приводят к возникновению в получаемых материалах термических напряжений, устранение которых путем дополнительной термообработки может привести к потере преимуществ сохраненных исходных структур.

Однако имеющиеся преимущества значительно превышают отмеченные недостатки. Высокие градиенты температуры, вызванные импульсным лазерным воздействием, малая длительность процесса нагрева–охлаждения, совмещение в одной операции формования и спекания позволяют получать материалы из порошков на основе тугоплавких металлов и соединений, химически активных материалов, склонных к быстрому окислению, плохо формуемых сферических порошков. Особо следует отметить перспективность применения технологий, связанных с импульсным лазерным воздействием, для получения материалов со специальными свойствами, таких, как металлические стекла, ФГМ и композиты из разнородных материалов – твердых сплавов и сталей, сложных механически легированных материалов, металлов с включениями из сверхтвердых материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Niino M., Hirai T., Watanabe R. The functionally gradient materials // J. Jpn. Soc. Compos. Mater. 1987. Vol. 13. P. 257–264.
2. Metinick J. The technology of rapid prototyping. Innovation Summer, 1992. P. 30–32.
3. Hanninen J. Direct metal laser sintering. Advanced Materials & Processes. 2002, v. 160(5), pp. 33–36.
4. Yasuda H., Ohnako I., Kaziura H., Nishivaki Y. Fabrication of Metallic Porous Media by Semisolid Processing Using Laser Irradiation // Materials Transactions. 2001. Vol. 42(2). P. 309–315.
5. Belyavin K. E., Minko D. V., Chivel Yu. A., Pavlenko V. K. New Technology of Selective Laser Sintering. EURO PM2005 Congress and Exhibition. Proceedings. 2–5 October 2005, Prague, Czech Republic, 2005, vol. 2, pp. 171–176.
6. Белявин К. Е., Минько Д. В., Чивель Ю. А., Павленко В. К. Установка порошковой лазерной стереолитографии и области ее применения // Порошковая металлургия. 2007. Вып. 30. С. 35–43.
7. Fischer P., Romano V., Weber H. P., Karapatis N. P., Boillat E., Glardon R. Sintering of commercially pure titanium powder with a Nd: YAG laser source // Acta Materialia. 2003. Vol. 51. P. 1651–1662.
8. Belyavin K. E., Minko D. V., Bykov R. P., Kuznechik O. O. Investigation of influence of Pulse-periodical laser radiation power on stability of liquid-metal contacts between powder Particles during selective laser sintering. Extended Abstracts of 2006 Powder Metallurgy World Congress, September 24–28, 2006. BEXCO, Busan, Korea, 2006, part 1, pp. 518–519.
9. Белявин К. Е., Минько Д. В., Быков Р. П., Кузнецик О. О. Исследование влияние мощности импульсно-периодического лазерного излучения на устойчивость жидкометаллических контактов между частицами порошка при селективном лазерном спекании // Порошковая металлургия. 2006. Вып. 29. С. 268–272.

REFERENCES

1. Niino M., Hirai T., Watanabe R. The functionally gradient materials. J. Jpn. Soc. Compos. Mater. 1987, vol. 13, pp. 257–264.
2. Metinick J. The technology of rapid prototyping. Innovation Summer, 1992, pp. 30–32.
3. Hanninen J. Direct metal laser sintering. Advanced Materials & Processes. 2002, vol. 160(5), pp. 33–36.
4. Yasuda H., Ohnako I., Kaziura H., Nishivaki Y. Fabrication of Metallic Porous Media by Semisolid Processing Using Laser Irradiation. Materials Transactions. 2001, vol. 42(2), pp. 309–315.
5. Belyavin K. E., Minko D. V., Chivel Yu. A., Pavlenko V. K. New Technology of Selective Laser Sintering. EURO PM2005 Congress and Exhibition. Proceedings. 2–5 October 2005, Prague, Czech Republic, 2005, vol. 2, pp. 171–176.
6. Belyavin K. E., Minko D. V., Chivel Yu. A., Pavlenko V. K. Ustanovka poroshkovoj lazernoj stereolitografii i oblasti ee primeneniya [Equipment of powder laser stereolithography and the field of its application]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder metallurgy*, 2007, vyp. 30, pp. 35–43.
7. Fischer P., Romano V., Weber H. P., Karapatis N. P., Boillat E., Glardon R. Sintering of commercially pure titanium powder with a Nd: YAG laser source. Acta Materialia. 2003, vol. 51, pp. 1651–1662.
8. Belyavin K. E., Minko D. V., Bykov R. P., Kuznechik O. O. Investigation of influence of Pulse-periodical laser radiation power on stability of liquid-metal contacts between powder Particles during selective laser sintering. Extended Abstracts of 2006 Powder Metallurgy World Congress, September 24–28, 2006. BEXCO, Busan, Korea. 2006, part 1, pp. 518–519.
9. Belyavin K. E., Minko D. V., Bykov R. P., Kuznechik O. O. Issledovanie vlijanie moshhnosti impul'sno-periodicheskogo lazernogo izlucheniya na ustojchivost' zhidkometallicheskih kontaktov mezhdu chasticami poroshka pri selektivnom lazernom spekanii [Investigation of the influence of pulsed-periodic laser radiation on the stability of liquid metal contacts between powder particles under selective laser sintering]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder metallurgy*, 2006, vyp. 29, pp. 268–272.



УДК 621.793
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-95-100

Поступила 29.05.2018
Received 29.05.2018

ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ С ПОДАЧЕЙ ПРИСАДОЧНОЙ ЛЕНТЫ

А. П. ЕЛИСТРАТОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
пр. Независимости, 65. E-mail: alexeyel@gmail.com

Полупроводниковый лазер обладает рядом особенностей, делающих его эффективным инструментом для термической обработки металла, в частности, для поверхностного упрочнения. При этом обеспечивается достаточно высокая концентрация подводимой энергии и ее локальность и возможно регулирование параметров лазерной обработки в широких пределах. Невысокие по сравнению с другими типами лазеров плотности энергии в луче позволяют избежать глубокого проплавления, что особенно важно для поверхностной обработки – закалке и нанесения износостойких покрытий.

Представлен метод наплавки металлических слоев с применением металлической ленты, которая нагревалась до плавления лучом лазера. Исследованы металлургические особенности процесса формирования слоя, оптимизирована схема подачи и плавления ленты.

Ключевые слова. Металлическая лента, наплавка, полупроводниковый лазер, плоский луч, диффузия легирующих элементов, производительность процесса.

Для цитирования. Елистратов, А. П. Особенности лазерной наплавки с подачей присадочной ленты / А. П. Елистратов // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 95–100. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-95-100.

PECULIARITIES OF LASER CLADDING WITH FEEDING OF THE FILLER TAPE

A. P. YELISTRATOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: alexeyel@gmail.com

Semiconductor laser has some features that make it an efficient tool for surface treatment of metals, in particular for surface strengthening. It provides high enough concentration of energy in the heat spot, possibility to adjust process parameters in wide range. Insignificant, compare to other types of laser, energy density eliminates an extensive penetration and internal melting of the metal, which is very important for surface treatment and for the wear resistant covering.

Method of metal layers deposition by feeding a metal strip and its melting by laser beam was developed. Metallurgical processes of the deposit lay forming were investigated; method of feeding the filler strip was optimized.

Keywords. Metal strip, cladding, semiconductor laser, flat beam, alloy elements diffusion, process productivity.

For citation. Yelistratov A. P. Peculiarities of laser cladding with feeding of the filler tape. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 95–100. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-95-100.

Имеются сведения о применении лазера для нанесения покрытия из никелевого сплава путем оплавления предварительно уложенного листа фольги на поверхность стали с помощью 10 кВ СО₂-лазера, оснащенного специальным интегратором луча для получения пятна нагрева размером 10×10 мм [1]. При скорости перемещения 0,25–0,5 м/мин была достигнута глубина проплавления до 3 мм.

Методика проведения экспериментов

Цель экспериментальных исследований – разработка производительного метода лазерной наплавки. Используемый присадочный металл – лента из никелевого сплава, поперечное сечение 6×0,4 мм. Эксперименты проводили с использованием полупроводникового (диодного) лазера Nuvonux 4000L [2]. Химический состав основного и присадочного металлов приведен ниже.

Материал	C	Mn	Si	S/P	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Al
Основа	0,23	1,35	–	0,04	–	–	–	–	–	–
Лента	0,1	0,5	0,5	0,015	58	20	10	3,5	0,4	0,3

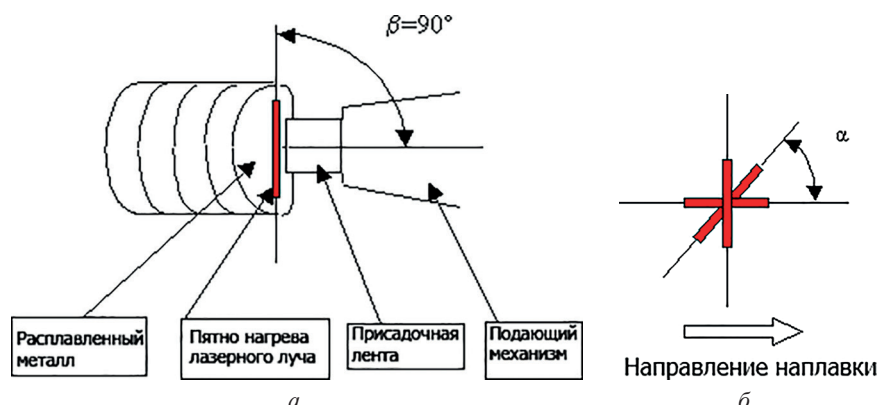


Рис. 1. Основные элементы системы «луч лазера – лента»: а – расположение ленты относительно пятна нагрева луча; б – ориентация луча относительно направления наплавки

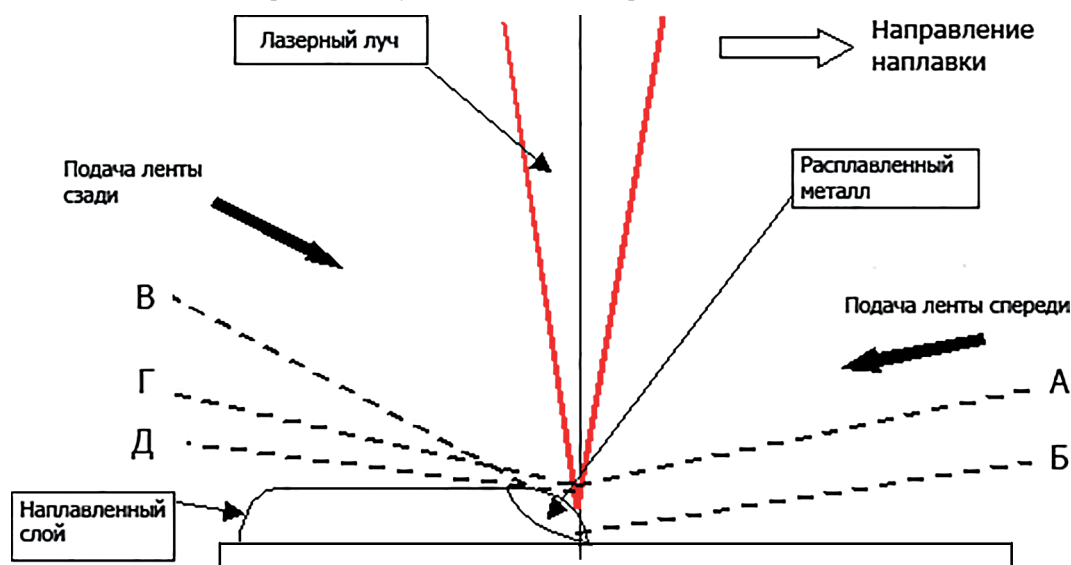


Рис. 2. Расположение ленты относительно поверхности ванны расплава при подаче ленты в переднюю часть ванны (положения А, Б) и сзади (по направлению наплавки, положения В, Г, Д)

Диапазон исследуемых параметров процесса: скорость подачи ленты – 80–150 см/мин; скорость наплавки – 10–20 см/мин; защитный газ – аргон, 25 л/мин.

Направление подачи ленты было только поперек пятна нагрева луча ($\beta = 90^\circ$, рис. 1, а). Наплавлялись прямые одиночные и многослойные валики.

Результаты исследований и их обсуждение

Эксперименты подтвердили равномерное распределение расплавленного металла ленты по объему ванны шириной до 12–14 мм, высотой до 9 мм. Для достижения равномерного формирования наплавленного валика требуется сохранять пропорцию между скоростью подачи ленты и скоростью наплавки, если скорость подачи ленты снижена, валик имеет малую высоту и значительную неравномерность.

Для равномерного формирования валика в значительном диапазоне изменения скорости наплавки можно варьировать расположением луча относительно направления наплавки (угол α , рис. 1, б). В этом случае направление подачи ленты $\beta = 90^\circ = \text{const}$, но ширина ванны расплавленного металла сокращается, что улучшает условия формирования валика при больших скоростях наплавки.

Плоская поверхность подаваемой в зону наплавки ленты поглощает световую энергию лазерного луча эффективнее, чем цилиндрическая поверхность проволоки, что способствует ее быстрому нагреву и оплавлению при расширенном диапазоне углов подачи. Следует отметить определенные трудности нагрева ленты вследствие отражения части светового потока ее гладкой поверхностью, но короткая длина волны луча диодного лазера (808 нм) обеспечивает ему адсорбцию до 40% на поверхности стали, в то время как лучи лазеров других типов имеют этот показатель ниже – 12–30%.

Были исследованы возможные комбинации в расположении ленты относительно луча, ванны и направления наплавки (рис. 2):

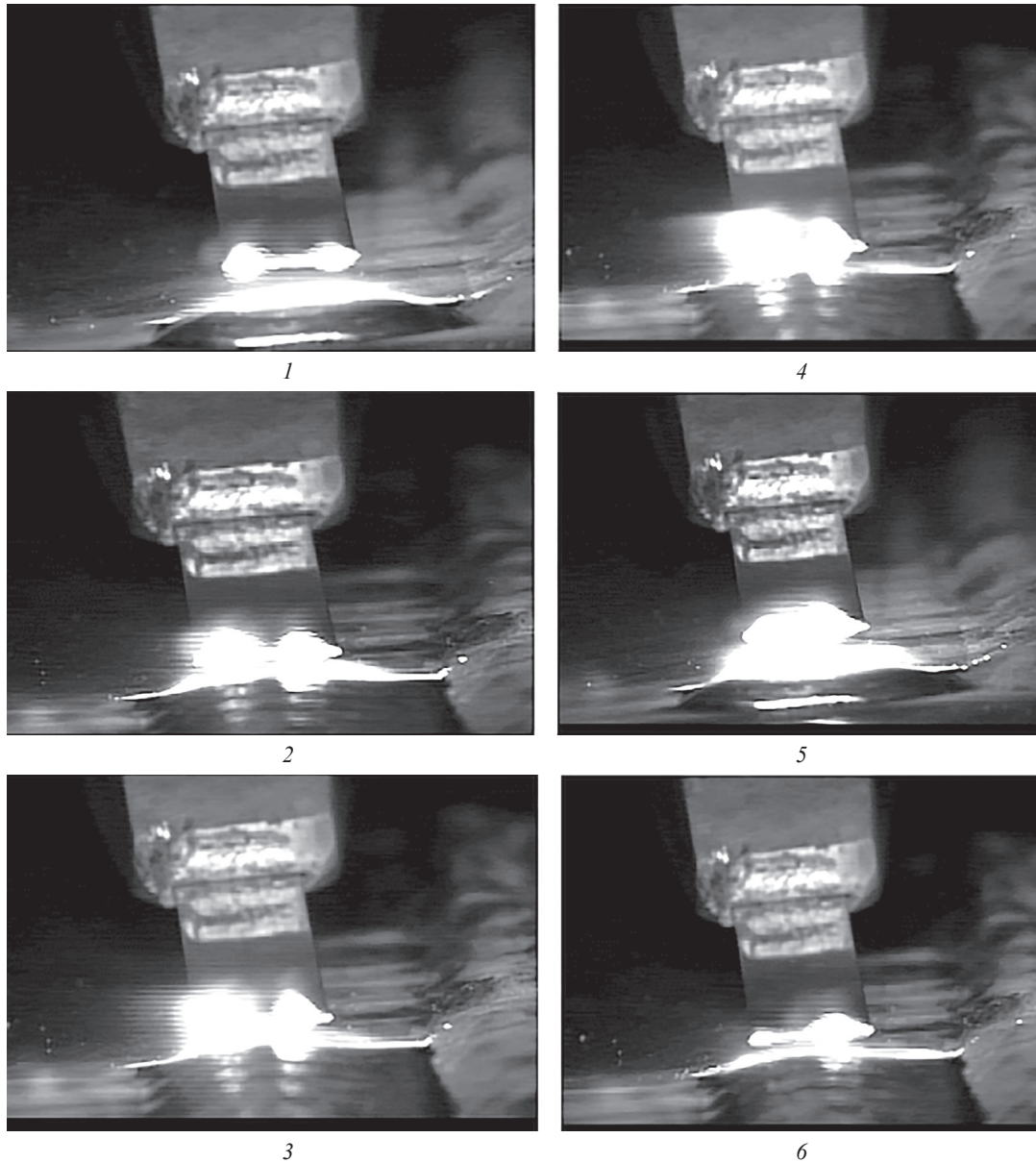


Рис. 3. Кинограммы процесса плавления ленты при подаче ее по схеме Б (см. рис. 2)

А. Подача ленты спереди, в переднюю часть ванны, ванна имеет небольшую толщину (2–3 мм) в направлении подачи ленты и поэтому диапазон скоростей подачи ленты ограничен: 80–140 см/мин.

Б. Подача ленты спереди, в нижнюю часть луча над ванной, обычно формируется несколько капель на торце ленты (рис. 3), мелкая чешуйчатость валика (рис. 4). Поперечное сечение валика – до 20 мм² при скоростях подачи ленты до 150 см/мин, площадь проплавления при максимальной энергии луча – 0,2–0,4 мм². При подаче ленты ниже, внутрь ванны (рис. 5) капельный перенос переходит в непрерывное оплавление и поверхность валика становится гладкой.

В. Подача ленты сзади луча под углом, в верхнюю часть ванны, лента расплавляется, не достигнув пятна нагрева, за счет энтальпии ванны. Ввиду незначительного перегрева последней ускоренная кристаллизация за счет теплоотвода в объем ленты может вызвать «приваривание» ленты. Во всем диапазоне режимов нам не удалось достичь равномерного формирования валика при такой схеме подачи.

Г. Подача ленты сзади луча в нижнюю часть луча над ванной, оптимальная форма валика, аналогичная подаче ленты по схеме Б. При этом высота установки торца ленты над ванной – 1–2 мм и расплавленный металл ленты переходит каплями в ван-

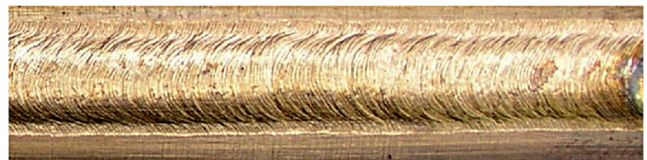


Рис. 4. Внешний вид валика наплавленного по схеме Б

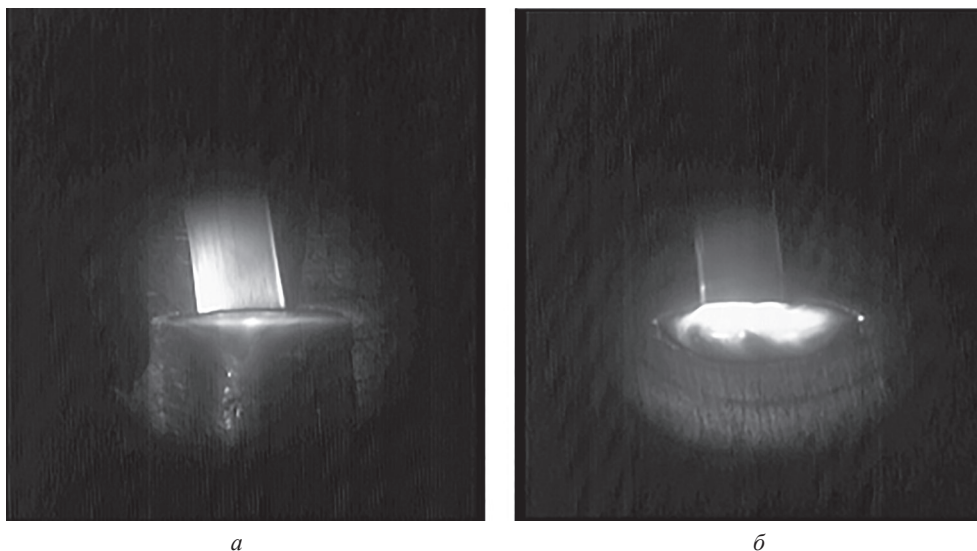


Рис. 5. Подача ленты в переднюю часть ванны (схема А) по середине ее высоты (а) и в ее нижнюю часть (схема Б (б))

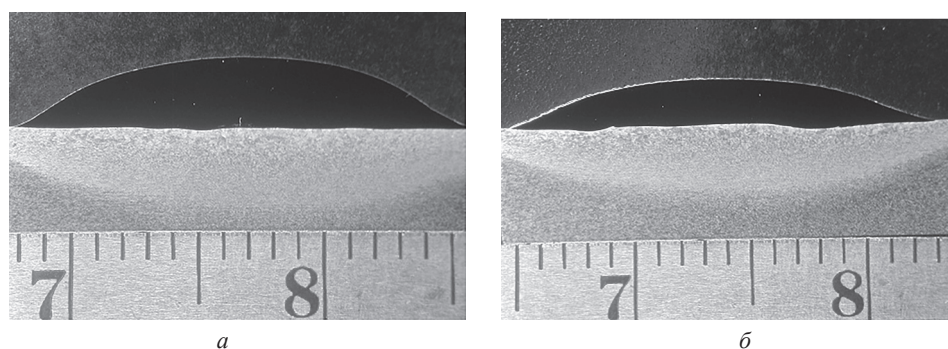


Рис. 6. Макрошлифы наплавленного слоя при скорости подачи ленты 130 см/мин и скоростях наплавки 10 см/мин (а) и 25 см/мин (б)

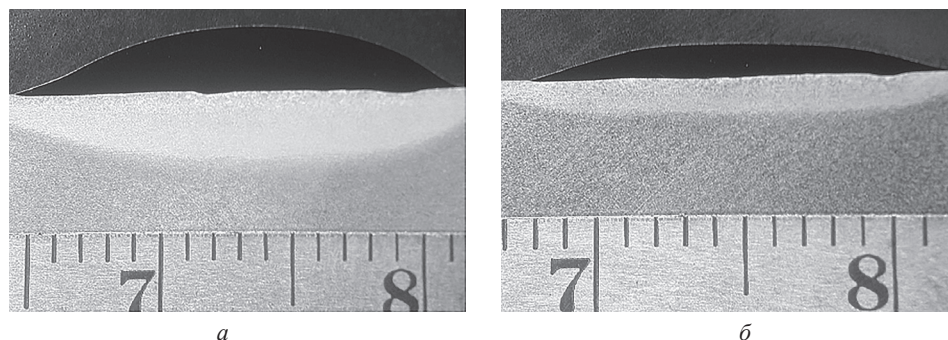


Рис. 7. Макрошлифы наплавленного слоя при скорости подачи ленты 150 см/мин и скоростях наплавки 10 см/мин (а) и 15 см/мин (б)

ну. При этом в случае недостаточной для данной скорости наплавки объема подаваемой ленты ширина зоны оплавления лазером поверхности основы становится больше, чем результирующая ширина наплавленного валика, так как сила поверхностного натяжения «стягивает» объем ванны и сужает валик.

Д. Подача ленты сзади параллельно поверхности ванны с их касанием в пятне нагрева, подаваемая лента оказывает действие скользящего кристаллизатора на ванну, делая валик плоским. Поперечное сечение валика – до 20 мм², максимальная скорость подачи ленты – до 100 см/мин, производительность расплавления ленты – до 27 г/мин.

Из рассмотренных вариантов наплавки для дальнейших экспериментов был выбран способ наплавки А. Снижение высоты расположения ленты над ванной до 2–3 мм позволило, таким образом, регулировать размер переходящих капель металла и получить плоские валики. Поперечное сечение наплавленных валиков приведено на рис. 6, 7.

Использование ленты в качестве присадочного металла обеспечивает значительную стабильность и жесткость процессу наплавки с минимальными корректировками его параметров в течение эксперимента.

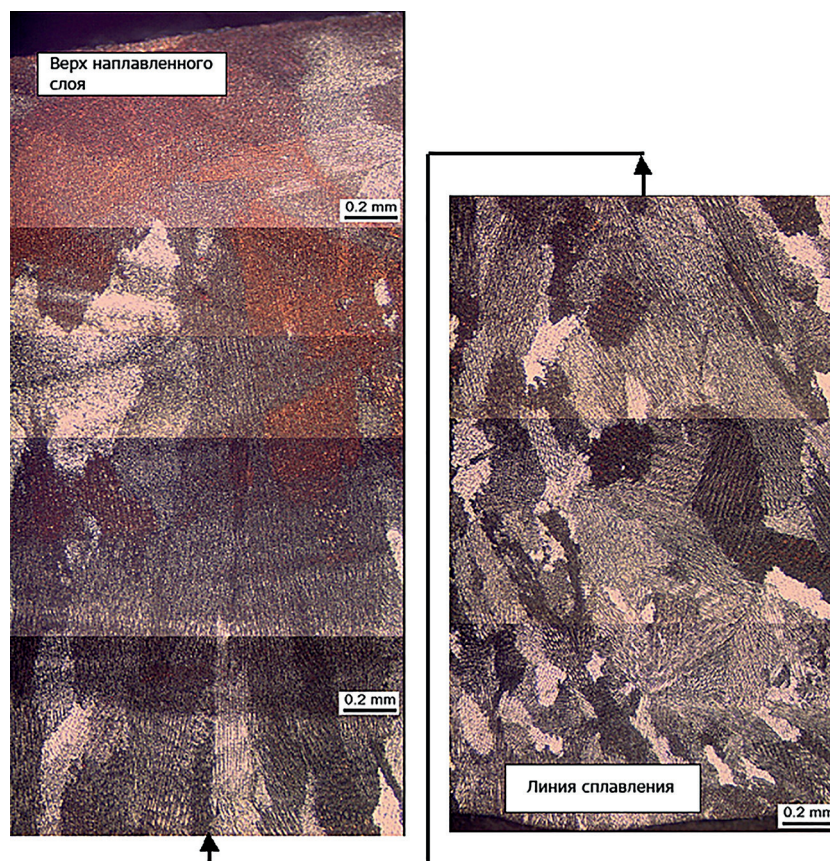


Рис. 8. Микроструктура многослойной наплавки

При наплавке протяженных поверхностей каждый валик должен быть перекрыт на 15–20% его ширины для достижения плоского профиля наплавки при максимальной его ширине. Вследствие небольших размеров ванны расплавленного металла и ее ускоренного охлаждения возможна наплавка на наклонные поверхности и края деталей.

Металлографические исследования

Чистый металл наплавки и отсутствие дефектов объясняются стабильностью нагрева металла световым лучом, отсутствием интенсивного перемешивания, турбулентностей, характерных для сварочных ванн при электродугowych способах сварки. Подвод тепловой энергии луча к верхней части ванны минимизирует конвективные потоки и снижает вероятность попадания оксидов и других примесей внутрь ванны.

Многослойные (восемь слоев) образцы наплавки (рис. 8) продемонстрировали дендритную структуру, ориентированную в соответствии с направлением теплоотвода при охлаждении. Границы между наплавленными слоями отсутствуют, а дезориентировка кристаллов в нижней части объясняется распространением тепла в различных направлениях при остывании. В то же время кристаллы имеют выраженную ориентировку в верхней части.

Зона термического влияния содержит относительно крупные кристаллы, расположенные непосредственно вдоль линии сплавления, которые измельчаются по мере удаления в основной металл.

В связи с высокой скоростью охлаждения наплавленного металла ширина зоны диффузии железа из основного металла в наплавленный слой через линию сплавления не превышает 200 мкм (рис. 9). Концентрация других легирующих элементов (хром, никель, молибден) в наплавленном слое несколько снизилась внутри зоны шириной менее 300 мкм.

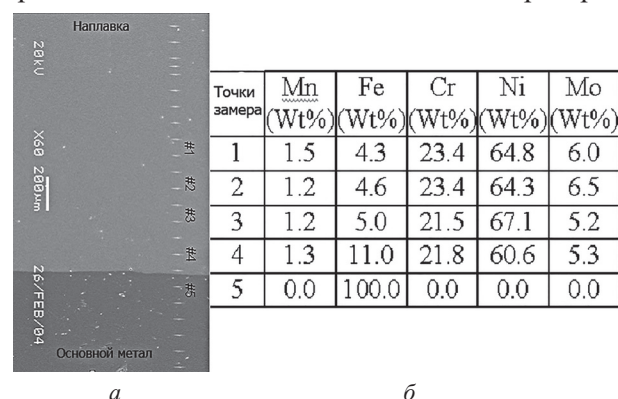


Рис. 9. Интенсивность диффузии легирующих элементов через линию сплавления: а – схема замеров; б – EDS-данные

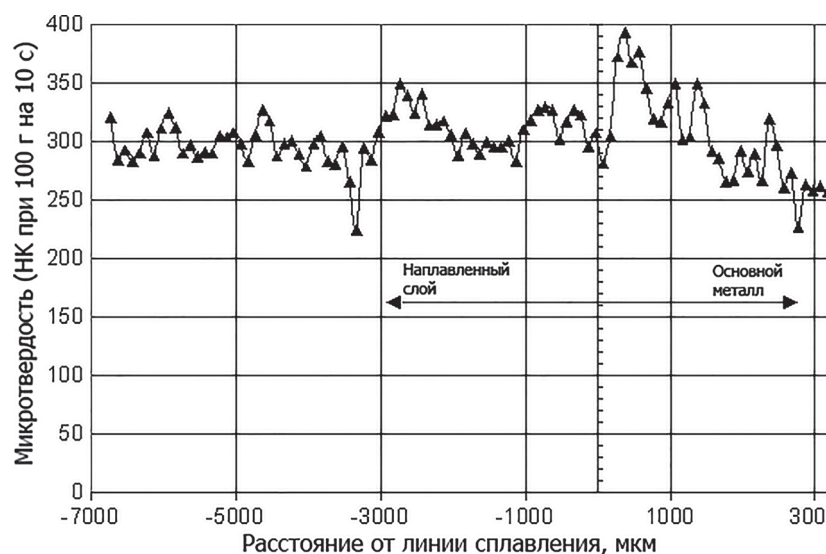


Рис. 10. Значения микротвердости в зоне сплавления

Исследования микротвердости наплавки проводили вдоль вертикальной оси по центру наплавленного слоя на расстоянии ± 4000 мкм в обоих направлениях от линии сплавления при нагрузке 100 г в течение 10 с (рис. 10). Некоторое увеличение твердости в основном металле обнаружено рядом с линией сплавления, что может быть объяснено явлениями в зоне термического влияния.

Выводы

Диодный 4 кВ лазер обладает рядом технологических особенностей, делающих его перспективным для применения при наплавке и других видах поверхностной обработки с целью увеличения или восстановления размеров детали. Низкая плотность энергии в пятне по сравнению с другими типами лазеров позволяет избежать интенсивного проплавления основного металла и повысить коэффициент перехода легирующих элементов. Эксперименты показали возможность расплавления лучом до $3,72$ см³/мин ленты из Ni-Cr-сплава.

В связи с прямоугольным профилем луча вводится новый параметр процесса: угол поворота луча относительно направления наплавки, который позволяет контролировать ширину ванны расплавленного металла и ширину валика, а также поддерживать минимальной глубину проплавления.

При подаче ленты в направлении поперек пятна нагрева процесс наплавки характеризуется высокой стабильностью, что позволяет получить равномерное формирование наплавленного слоя.

Процесс обеспечивает минимальное проплавление основного металла и минимальные потери легирующих элементов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Vuoristo P., Vihinen J. 2002. High-Performance Laser Coatings for Manufacturing and Maintenance of Industrial Components and Equipment. Maintenance Research in Finland. Kunnossapito #5, 2002.
2. Nacey T. 2001. Diode Lasers Offer Welding Advantages. Welding Journal 80(6). 28–30.

REFERENCES

1. Vuoristo P., Vihinen J. 2002. High-Performance Laser Coatings for Manufacturing and Maintenance of Industrial Components and Equipment. Maintenance Research in Finland. Kunnossapito #5, 2002.
2. Nacey T. 2001. Diode Lasers Offer Welding Advantages. Welding Journal 80(6). 28–30.



УДК 621.771.014.2
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-101-109

Поступила 26.06.2018
Received 26.06.2018

ПРОЧНОСТНОЙ РАСЧЕТ БАНДАЖИРОВАННОГО ВАЛКА ДЛЯ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ МАЛОЛИСТОВЫХ РЕССОР

Л. А. ИСАЕВИЧ, А. Д. КРИЦКИЙ, Д. М. ИВАНИЦКИЙ, М. И. СИДОРЕНКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. 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 величина. Рассчитано рассогласование окружных его скоростей ведущего и ведомого валков. Предложена конструкция составного бандажированного валка с двумя выступами на бандаже и двумя пазами на валу. Кроме того, сопрягаемые поверхности вала и бандаж выполнены в виде конуса Морзе, что облегчает ремонт валка и обеспечивает плотный контакт между сопрягаемыми поверхностями. Произведена проверка на смятие и срез выступов на бандаже. Прочность конструкции обеспечена.

Ключевые слова. Асимметричная прокатка, крутящий момент, переднее натяжение, бандажированный валок, рассогласование, смятие, срез.

Для цитирования. Исаевич, Л. А. Прочностной расчет бандажированного валка для асимметричной прокатки малолистовых рессор / Л. А. Исаевич, А. Д. Крицкий, Д. М. Иваницкий, М. И. Сидоренко // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 101–109. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-101-109.

STRENGTH ANALYSIS OF BANDED ROLL FOR ASYMMETRIC ROLLING OF FEW-LEAF SPRINGS

L. A. ISAEVICH, A. D. KRITSKY, D. M. IVANICKIJ, M. I. SIDORENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: denisrodman@tut.by

The nominal rotational torque on the rolls during asymmetric rolling of a strip of few-leaf springs was calculated. To stabilize the rolling process it was proposed to use a front tension and a minimum value of such tension was computed. Misalignment of the circumferential speeds of the driving and driven rolls are calculated. The design of a composite banded roll with two tabs on the bandage and the two grooves on the shaft are proposed. In addition, the mating surfaces of the shaft and the shroud are made in the form of a Morse cone, which facilitates the repair of the roll and provides a tight contact between the mating surfaces. The test for bearing stress and shear of the tabs on the bandage. The structural strength of banded roll is provided.

Keywords. Asymmetric rolling, rotational torque, front tension, banded roll, misalignment, crumbling, cutting.

For citation. Isaevich L. A., Kritsky D. A., Ivanickiy D. M., Sidorenko M. I. Strength analysis of banded roll for asymmetric rolling of small-leaf springs. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 101–109. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-101-109.

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]. 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 коэффициента рассогласования скоростей $k_v = V_1/V_2$ соответственно увеличивается угол отклонения равнодействующих сил, а также плечо a_2 . В данном случае валок, вращающийся с большей скоростью (V_1), будем называть ведущим, а валок, вращающийся с меньшей скоростью (V_2), ведомым. Поскольку ведущий валок принимает на себя больший крутящий момент по отношению к ведомому, крутящие моменты у обоих валков положительны и момент прокатки составит

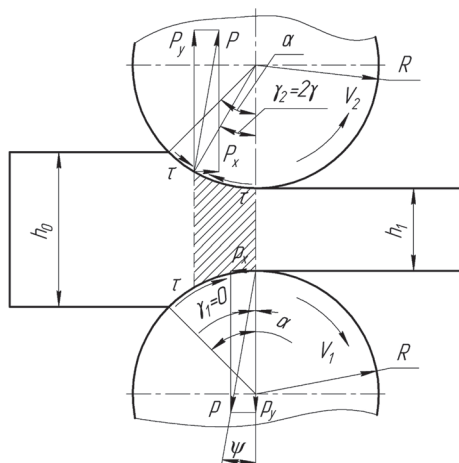


Рис. 1. Схема прокатки с рассогласованием окружных скоростей валков

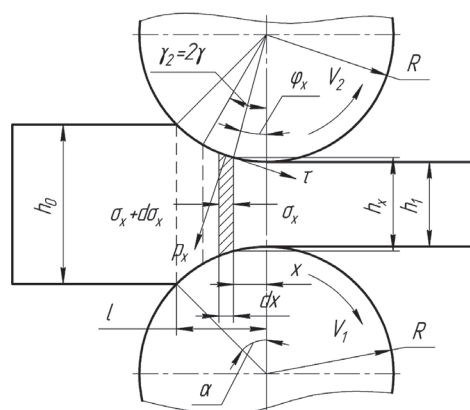


Рис. 2. Схема сил, действующих на выделенный элемент деформируемого тела при прокатке с рассогласованием окружных скоростей валков

$$M = M_1 + M_2, \quad (1)$$

при этом $M_1 > M_2$.

Определить момент прокатки можно, используя следующее выражение:

$$M = Pa_2, \quad (2)$$

однако при использовании данной методики для определения момента прокатки довольно сложно рассчитать значения плеча a_2 , особенно при постоянном изменении очага деформации.

С целью упрощения решения поставленной задачи момент прокатки на ведущем валке будем считать равным работе деформации на этом валке. Определим работу, совершаемую ведущим валком, для чего рассмотрим процесс симметричной прокатки:

$$A = 2\tau b R^2 (\alpha - 2\gamma). \quad (3)$$

Принимая во внимание, что $\tau = fp_x$, запишем выражения для определения крутящего момента при асимметричной прокатке на ведущем и ведомом валках соответственно:

$$M_{кр1} = 2fp_x b R^2 (\alpha - 2\gamma_1),$$

$$M_{кр2} = 2fp_x b R^2 (\alpha - 2\gamma_2).$$

При предельном рассогласовании окружных скоростей валков $\gamma_1 = 0$ и $\gamma_2 = 2\gamma$, тогда

$$M_{кр1} = 2fp_x b R^2 \alpha, \quad (4)$$

$$M_{кр2} = 2fp_x b R^2 (\alpha - 4\gamma),$$

где p_x – нормальное контактное напряжение между поверхностями валков и металла; f – коэффициент контактного трения.

Согласно [2], положение нейтрального сечения определяется как:

$$\gamma = \frac{\alpha}{2} \left(1 - \frac{\alpha}{2f} \right). \quad (5)$$

Для определения нормального контактного напряжения между поверхностями валков и металла выделим в объеме очага деформации двумя координатными плоскостями x и $x + dx$ элемент деформируемого тела (рис. 2) и рассмотрим условие его равновесия [2].

Решая дифференциальное уравнение равновесия сил совместно с условием пластичности с учетом граничных условий и, принимая $\tau = fp_x$, найдем среднее нормальное контактное напряжение при рассогласовании окружных скоростей валков:

$$p_x = \frac{\sigma_s}{\Delta h} h_\gamma \left[\frac{1}{\delta} \left(\left(\frac{h_0}{h_\gamma} \right)^\delta - 1 \right) + \ln \frac{h_\gamma}{h_1} \right], \quad (6)$$

где σ_s – предел текучести металла; h_γ – высота полосы в критическом сечении при асимметричной прокатке, которую можно рассчитать из выражения:

$$h_\gamma = h_1 + R\gamma^2; \quad (7)$$

$$\delta = \frac{f}{\operatorname{tg} \varphi_x} = \frac{2fl}{\Delta h} = \frac{2f}{\alpha}.$$

Окончательно запишем выражения для определения крутящего момента соответственно на ведущем и ведомом валках

$$M_{\text{кр1}} = 2fbR^2\alpha \frac{\sigma_s}{\Delta h} h_\gamma \left[\frac{1}{\delta} \left(\left(\frac{h_0}{h_\gamma} \right)^\delta - 1 \right) + \ln \frac{h_\gamma}{h_1} \right], \quad (8)$$

$$M_{\text{кр2}} = 2fbR^2 \left(\alpha - 2\alpha \left(1 - \frac{\alpha}{2f} \right) \right) \frac{\sigma_s}{\Delta h} h_\gamma \left[\frac{1}{\delta} \left(\left(\frac{h_0}{h_\gamma} \right)^\delta - 1 \right) + \ln \frac{h_\gamma}{h_1} \right].$$

Используя выражения (8), в качестве примера рассчитаем крутящие моменты на составных ведомом и ведущем валках при прокатке полосы малолистовой рессоры за несколько проходов. Эскиз обрабатываемой полосы представлен на рис. 3.

Определим количество переходов прокатки полосы. Как известно, при продольной периодической прокатке опережение, сопровождающее процесс, изменяется по мере увеличения или уменьшения обжатия [3]. От величины опережения существенно зависит точность прокатки. Это необходимо учитывать, особенно при прокатке с переменным обжатием.

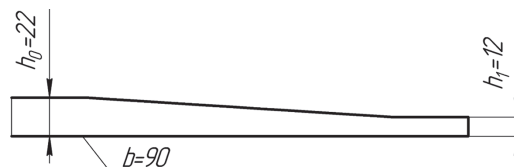


Рис. 3. Эскиз одной ветви полосы малолистовой рессоры

Для расчетов обычно используют довольно сложные методики, например, методику расчета переменных скоростей. Был предложен другой подход. Допускаем, что в рассматриваемом случае не будет изменяться величина критического угла γ , определяющего положение критического сечения, разделяющего потоки металла на участки опережения и отставания. Для обеспечения требуемых продольных размеров готового профиля необходим учет опережения на различных фиксированных участках полосы. При такой постановке формула для расчета опережения может быть получена из закона сохранения масс.

Уравнение для определения мгновенного опережения металла в сечении выхода из очага деформации при прокатке профилей переменного сечения с нарастанием обжатия [3] имеет вид

$$S = \frac{\left\{ 1 + \frac{R}{h}\beta^2 + 2\frac{R}{h} \left[\gamma\beta + \frac{(\gamma-\beta)^2}{2} - \frac{\beta^2}{2} \right] \right\} \left[1 - \frac{(\gamma-\beta)^2}{2} \right]}{(1 + (R/h)\beta^2)(1 - (\beta^2/2))} - 1. \quad (9)$$

Входящий в выражение (9) критический угол определяем (с учетом знака β) по уравнению, которое может быть получено как из условия равновесия сил в очаге деформации, так и на основе энергетической теории взаимодействия полосы и валков. Для случая прокатки с нарастающим обжатием оно записывается как [3]

$$\gamma = \sqrt{\frac{h}{R}} \operatorname{tg} \left\{ 0,5 \left[\operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{h}{R}} \alpha \right) - \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{h}{R}} \beta \right) \right] - \left(\frac{0,25}{f} \right) \sqrt{\frac{h}{R}} \ln \left[\frac{\left(\frac{h}{R} + \alpha^2 \right)}{\left(\frac{h}{R} + \beta^2 \right)} \right] \right\} + \beta, \quad (10)$$

где f – средний коэффициент трения; β – угол сечения выхода металла из валков.

В свою очередь

$$\alpha = \alpha_k - \beta,$$

где α_k – угол касания валков с металлом.

После упрощения уравнение (10) примет вид

$$\gamma = \frac{\alpha_k}{2} \left(1 - \frac{\alpha_k}{2f} + \frac{\beta}{f} \right). \quad (11)$$

Результаты расчетов по формуле (9) и по данным [4] приведены в табл. 1. Как видно из таблицы, результаты хорошо согласуются между собой, что указывает на корректность предлагаемого решения.

Таблица 1. Изменение мгновенного опережения при прокатке с нарастающим обжатием в зависимости от угла касания α_k при $f=0,5$; $\beta=0,1$ рад и $R/h=10$ по данным [4] и формуле (9)

α_k	S [4]	S формула (9)
0	0	0
0,2	0,096391	0,096391
0,4	0,237218	0,236692
0,6	0,29794	0,296887
0,8	0,237218	0,236692
1	0,096391	0,096391
1,2	0	0

Теоретические исследования показывают, что для уменьшения опережения и достижения заданной размерной точности прокатываемого профиля вполне достаточно производить прокатку полосы в последнем проходе с минимальным единичным обжатием (не более 0,5 мм) без дополнительного ее натяжения и рассогласования окружных скоростей валков. Увеличение обжатия, а, следовательно, и угла касания α_k приводит к проскальзыванию валков по поверхности металла. Прокатку осуществляем за два прохода, причем в последнем проходе с единичным обжатием 0,5 мм.

Определим крутящие моменты на ведущем и ведомом валках, используя зависимости (8) (табл. 2). Принимаем исходные данные для расчетов: $f=0,3$; $R=130$ мм; $\sigma_s=100$ МПа для стали 50ХГФА [6].

Таблица 2. Результаты расчета крутящих моментов

α , рад	γ , рад	δ	Δh , мм	h_γ	$M_{кр1}$, Нм	$M_{кр2}$, Нм
0,2716	0,0743	2,21	9,5	12,77	37 018	-3 504
0,0877	0,0374	6,84	0,5	12,18	8 435	-5 969

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, приводит к проскальзыванию ведомого валка по полосе и остановке процесса прокатки. Устранить негативное влияние крутящего момента при асимметричной прокатке можно с помощью переднего натяжения полосы. Схема прокатки с передним натяжением T показана на рис. 4.

Зависимость для определения усилия переднего натяжения:

$$T = 2fbR \left(\frac{\alpha^2}{f} - \alpha \right) \sigma_s. \quad (12)$$

Рассчитаем величину усилия переднего натяжения при прокатке полосы малолистовой рессоры (см. рис. 3) 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 [4]:

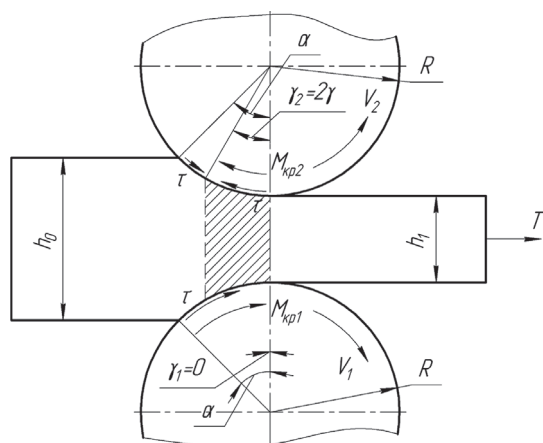


Рис. 4. Схема прокатки с передним натяжением полосы

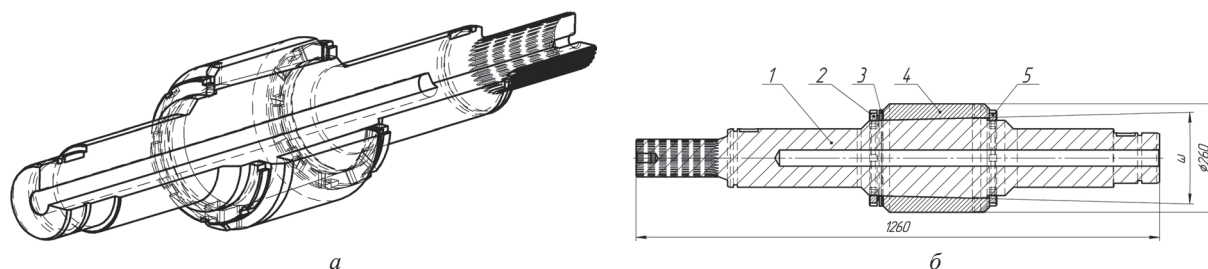


Рис. 5. Эскиз бандажированного вала

$$s = \frac{V_1 - V_2}{V_1}. \quad (13)$$

С другой стороны, рассогласование скоростей можно определить, используя известное выражение [4]:

$$s = \frac{\gamma^2 R}{h_1}, \quad (14)$$

где h_1 – конечная толщина полосы.

При прокатке полосы малолистовой рессоры (см. рис. 3) 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 (13) найдем зависимость между скоростями ведущего и ведомого валков

$$V_2 = V_1(1 - s). \quad (15)$$

Для определения величин скоростей валков задаемся скоростью вращения ведущего вала и из выражения (15) рассчитаем скорость ведомого вала. Рассогласование скоростей (коэффициент рассогласования скоростей) можно найти, используя выражение [4]:

$$k_V = \frac{V_1}{V_2}. \quad (16)$$

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. 5, на бандаже 4 выполнены прямоугольные выступы, входящие при сборке в пазы на фланце вала 1 и воспринимающие номинальный крутящий момент в процессе прокатки. В бандаже 4 выполнено центральное коническое отверстие с углом конусности β и бандаж фиксируется на валу 1 шлицевой гайкой 2 посредством шайбы стопорной 3. Сопрягаемые поверхности вала 1 и бандаж 4 выполнены в виде конуса Морзе, что облегчает ремонт вала и обеспечивает плотный контакт между сопрягаемыми поверхностями. Для снятия бандаж с вала предусмотрена шлицевая гайка 5.

В данном случае для анализа работоспособности составного вала необходимо определить максимальное и минимальное нормальные напряжения, возникающие на поверхностях контакта выступов бандаж и пазов вала (рис. 6). При этом максимальное нормальное напряжение определяем при минимальном диаметре бандаж $D_{62} = 230$ мм, после переточки во время ремонта, а минимальное – при диаметре $D_{61} = 260$ мм.

Нормальное напряжение на поверхности контакта выступа бандаж и паза вала в процессе прокатки с номинальным крутящим моментом (табл. 2) найдем из выражения [5]:

$$p_k = \frac{2M_{кр1}}{DF_k}, \quad (17)$$

где $M_{кр1}$ – номинальный крутящий момент на валках; D – максимальный и минимальный диаметр бандаж по средней линии выступа; F_k – площадь контактной поверхности выступа бандаж и паза вала (рис. 6).

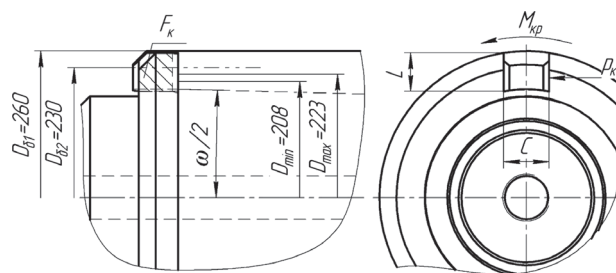


Рис. 6. Схема для определения нормальных давлений на контактных поверхностях составного вала

Окончательно рассчитаем нормальное напряжение на площадке контакта одного выступа: для нового бандажа $F_{k1} = 916,33 \text{ мм}^2$:

$$p_{k1} = \frac{2M_{kp}}{D_{max} F_{k1}} = \frac{2 \cdot 37,018 \cdot 10^6}{223 \cdot 916,33} = 363 \text{ МПа};$$

для переточенного бандажа $F_{k2} = 625,28 \text{ мм}^2$:

$$p_{k2} = \frac{2M_{kp}}{D_{min} F_{k2}} = \frac{2 \cdot 37,018 \cdot 10^6}{208 \cdot 625,28} = 570 \text{ МПа}.$$

Поскольку для термообработанной инструментальной легированной стали (для примера возьмем сталь 5ХНВ) допустимое напряжение на смятие $[\sigma_{см}] = 1560 \text{ МПа}$ [6], то, очевидно, что соблюдается условие $p_k < [\sigma_{см}]$ 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 [5]

$$\sigma_{ср} = \frac{2M_{kp}}{DLC} \leq [\sigma_{ср}], \quad (18)$$

где L – высота выступа бандажа (рис. 7); C – толщина выступа бандажа (см. рис. 6); $[\sigma_{ср}]$ – допустимое напряжение на срез материала бандажа.

Принимаем в качестве исходного данного для расчетов параметр $C = 40 \text{ мм}$. Окончательно определим прочность соединения бандажа и вала на срез для одного выступа:

для нового бандажа $L_1 = 34 \text{ мм}$:

$$\sigma_{ср1} = \frac{2M_{kp}}{D_{max} L_1 C} = \frac{2 \cdot 37,018 \cdot 10^6}{223 \cdot 34 \cdot 40} = 245 \text{ МПа};$$

для переточенного бандажа $L_2 = 19 \text{ мм}$:

$$\sigma_{ср2} = \frac{2M_{kp}}{D_{min} L_2 C} = \frac{2 \cdot 37,018 \cdot 10^6}{208 \cdot 19 \cdot 40} = 468 \text{ МПа}.$$

Допустимое напряжение на срез материала бандажа (сталь 5ХНВ) составляет $[\sigma_{ср}] = 1350 \text{ МПа}$ [6]. Сравнивая полученные данные, можно утверждать, что соблюдается условие $\sigma_{ср} < [\sigma_{ср}]$ и, следовательно, прочность на срез 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.

Определим максимальное усилие поджатия бандажа к валу шлицевой гайкой посредством стопорной шайбы, обеспечивающее надежную фиксацию бандажа на поверхности вала при максимальном крутящем моменте. Сдвиг бандажа относительно вала вдоль дуги касания может произойти под действием касательных напряжений τ_k , величину которых можно вычислить из выражения:

$$\tau_k = f_1 \sigma, \quad (19)$$

где σ – нормальные напряжения; f_1 – коэффициент контактного трения между бандажом и валом.

В свою очередь нормальные напряжения находим по формуле [5]

$$\sigma = q_1 / F, \quad (20)$$

где q_1 – усилие, возникающее на поверхности контакта бандажа и вала; F – площадь контакта бандажа и вала.

Усилие, возникающее на поверхности контакта бандажа и вала, определим из выражения:

$$q_1 = \frac{2M_{кр1}}{d_1}, \quad (21)$$

где d_1 – минимальное значение диаметра посадочной поверхности.

Усилие сдвига бандажа относительно вала вдоль дуги касания рассчитаем по формуле

$$T_1 = \tau_k F. \quad (22)$$

Окончательно получим

$$T_1 = f_1 \frac{2M_{кр1}}{d_1}. \quad (23)$$

Далее определим минимальное усилие прижима бандажа к валу $Q = T_1$, обеспечивающее прочность соединения:

$$Q = f_1 \frac{2M_{кр1}}{d_1} \sin \frac{\omega}{2}. \quad (24)$$

Исходные данные для расчетов: $f_1 = 0,15$; $M_{кр1} = 37018$ Нм; $d_1 = 181$ мм; $\omega = 3^\circ$. Подставив исходные данные в выражение (24), получим

$$Q = 0,15 \frac{2 \cdot 37018000}{181} \sin \frac{3}{2} = 1606 \text{ Н.}$$

Условие работоспособности составного вала при рабочих моментах асимметричной прокатки будет обеспечено при усилии поджатия бандажа $Q \geq 1606$ Н. Усилие обеспечивается посредством стопорной шайбы [7], которая изготовлена из стали марки 60С2А. Максимально допустимое усилие, действующее на опорную грань выступа шайбы, рассчитываем, исходя из прочности материала, рассматривая основание шайбы как упругую балку с защемленным концом [5]:

$$Q_1 = \frac{\sigma_b b h^2}{6l}, \quad (25)$$

где σ_b – предел прочности материала; b , h – соответственно ширина и толщина основания стопорной шайбы; l – длина дуги основания стопорной шайбы.

Длина дуги основания стопорной шайбы равна:

$$l = \frac{\pi(D+d)}{2n}, \quad (26)$$

где D , d – соответственно наружный и внутренний диаметр стопорной шайбы; n – количество выступов.

Исходные размеры стопорной шайбы: ширина основания – 24,0 мм, толщина основания – 7,0 мм, наружный диаметр – 230 мм, внутренний диаметр – 182 мм, количество выступов – 12, материал – сталь 60С2А ($\sigma_b = 1570$ МПа [6]). Для заданных параметров максимально допустимое усилие на опорной поверхности выступа стопорной шайбы составляет $Q_1 = 5710$ Н.

Усилие снятия бандажа с вала принимаем большим, чем наибольшее допустимое усилие поджатия бандажа к валу Q_1 , принимая во внимание условия работы вала: перепад температур, силовые параметры, наличие загрязнений. Момент вращения шлицевой гайки, необходимый для снятия бандажа с вала, будет равен (рис. 7)

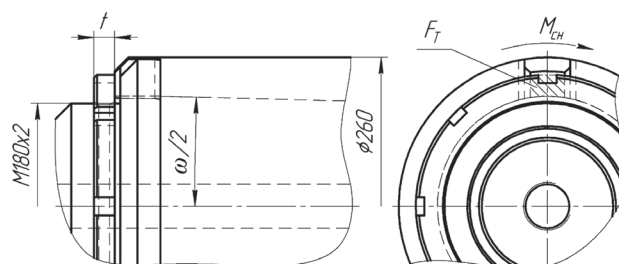


Рис. 7. Схема для прочностного расчета бандажированного вала

$$M_{\text{сн}} = Q_2 D_r / 2 = 100000 \cdot 0,23 / 2 = 11500 \text{ Нм}, \quad (27)$$

где Q_2 – усилие снятия бандажа с вала; D_r – наибольший диаметр шлицевой гайки.

Рассчитаем на смятие торец шлицевой гайки о торец бандажа при снятии его с вала по формуле (17)

$$p_k = \frac{2M_{\text{сн}}}{D_r F_T} = \frac{2 \cdot 11500 \cdot 10^3}{230 \cdot 563,6} = 177,4 \text{ МПа} < [\sigma_{\text{см}}],$$

где $[\sigma_{\text{см}}] = \sigma_T = 450 \text{ МПа}$ [6] – допустимое напряжение на смятие шлицевой гайки из стали 40 с твердостью 35–38 HRC. Следовательно, прочность гайки на смятие будет обеспечена.

Далее рассчитаем резьбу шлицевой гайки на смятие, используя зависимость [8]:

$$\sigma_{\text{см}} = \frac{Q_2}{\pi d_2 h_z z} < [\sigma_{\text{см}}], \quad (28)$$

где d_2 – внутренний диаметр метрической резьбы [9]; h_z – высота профиля витка метрической резьбы [9]; z – количество витков метрической резьбы.

Окончательно определим количество витков резьбы, обеспечивающее прочность гайки на смятие при снятии бандажа с вала:

$$z = \frac{Q_2}{\sigma_{\text{см}} \pi d_2 h_z} = \frac{100000}{450 \cdot 3,14 \cdot 177,835 \cdot 1,0825} = 0,37.$$

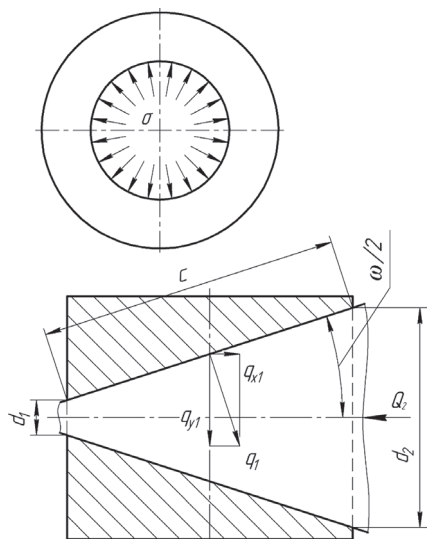


Рис. 8. Расчетная схема бандажированного вала

Толщина шлицевой гайки 18 мм и при шаге резьбы 2 мм количество витков равно 9, следовательно, прочность резьбы шлицевой гайки на смятие также будет обеспечена.

Кроме того, необходимо рассчитать бандаж на разрыв при установке его на вал. Расчетная схема представлена на рис. 8.

Внутреннее давление на поверхности контакта бандажа и вала определим из выражения

$$q_1 = \frac{Q_2}{\sin(\omega/2)} \frac{2}{\pi c (d_1 + d_2)}, \quad (29)$$

где d_1, d_2 – наименьший и наибольший диаметры конусных сопрягаемых поверхностей вала и бандажа; c – длина образующей конусных сопрягаемых поверхностей (рис. 8).

Рассмотрим бандаж как трубу под внутренним равномерным давлением [10]:

$$q_1 < 1,1 \sigma_s \ln(D/d_2), \quad (30)$$

где D – наружный диаметр бандажа; d_2 – наибольший диаметр конусных сопрягаемых поверхностей вала и бандажа; $\sigma_s = 1760 \text{ МПа}$ [6].

Окончательно определим

$$q_1 = \frac{100000}{\sin(3/2)} \frac{2}{215(181 + 192,42)\pi} = 30,3 \text{ МПа},$$

$$q_1 < 1,1 \cdot 1760 \ln(230/192,42) = 345,4 \text{ МПа}.$$

Следовательно, условие работоспособности бандажа на разрыв будет обеспечено при усилии его поджатия.

Выводы

Проведен расчет номинальных крутящих моментов на валках при асимметричной прокатке полос малолистовых рессор. Теоретически доказано, что для снижения износа инструмента и достижения заданной размерной точности прокатываемого профиля вполне достаточно производить прокатку полосы в последнем проходе с минимальным единичным обжатием не более 0,5 мм. С целью обеспечения ремонтпригодности валков предложена их конструкция в виде бандажированного валка, причем в бандаже выполнено центральное коническое отверстие, а бандаж фиксируется на валу двумя гайками посредством шайбы стопорной. Сопрягаемые поверхности вала и бандажа выполнены в виде конуса Морзе,

что облегчает ремонт валка и обеспечивает плотный контакт между сопрягаемыми поверхностями. Проанализирована работоспособность составного валка.

ЛИТЕРАТУРА

1. Исаевич Л. А. Прочностной расчет бандажированного валка для асимметричной прокатки / Л. А. Исаевич, Д. М. Иваницкий, М. И. Сидоренко // *Литье и металлургия*. 2016. № 3. С. 105–110.
2. Степаненко А. В. Прокатка полос переменного профиля / А. В. Степаненко, В. А. Король, Л. А. Смирнова. Гомель: ИММС НАН Беларуси, 2001. 180 с.
3. Петюшик Е. Е. Достижение размерной точности полос переменной по длине толщины при прокатке / Е. Е. Петюшик, А. Д. Крицкий, Д. М. Иваницкий // *Литье и металлургия*. 2018. № 1. С. 128–131.
4. Данилов В. Д. Оперевание при прокатке профилей переменного сечения // *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1974. № 1. С. 82–86.
5. Водопьянов В. И. Курс сопротивления материалов с примерами и задачами: учеб. пособие / В. И. Водопьянов, А. Н. Савкин, О. В. Кондратьев. Волгоград: ВолгГТУ, 2012. 136 с.
6. Третьяков А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: Справ. / А. В. Третьяков, А. И. Зюзин. М.: Металлургия, 1973. 223 с.
7. Стопорная шайба: заявка на выдачу пат. Респ. Беларусь, МПК7 F16 B39/24 / А. А. Гранковский, Л. А. Исаевич, Д. М. Иваницкий, М. И. Сидоренко, А. Д. Крицкий; заявитель ОАО «МАЗ» – управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ», 2017.
8. Биргер И. А. Расчет на прочность деталей машин: Справ. / И. А. Биргер, Б. Ф. Шор, Г. Б. Иосилевич. М.: Машиностроение, 1979. 702 с.
9. Анурьев В. И. Справочник конструктора-машиностроителя. В 3-х т. / В. И. Анурьев. 5-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1980. Т. 1. 730 с.
10. Сторожев М. В. Теория обработки металлов давлением. 4-е изд., перераб. и доп. / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. М.: Машиностроение, 1977. 423 с.

REFERENCES

1. Isaevich L. A., Ivanickij D. M., Sidorenko M. I. Prochnostnoj raschet bandazhировannogo valka dlja asimmetrichnoj prokatki [Strength calculation of a banded roll for asymmetric rolling]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 3, pp. 105–110.
2. 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.
3. Petjushik E. E., Krickij A. D., Ivanickij D. M. Dostizhenie razmernoj tochnosti polos peremennoj po dline tolshhiny pri prokatke [Achieving the dimensional accuracy of variable-length stripes during rolling]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 1, pp. 128–131.
4. Danilov V. D. Operezhenie pri prokatke profilej peremennogo sechenija [Advance in rolling profiles of variable section]. *Izvestija vuzov. Chernaja metallurgija = Proceedings of the institution «Ferrous metallurgy»*. 1974, no. 1, pp. 82–86.
5. Vodop'janov V. I., Savkin A. N., Kondrat'ev O. V. *Kurs soprotivlenija materialov s primerami i zadachami* [Course of resistance of materials with examples and tasks]. Volgograd, Volgograd State Technical University Publ., 2012, 136 p.
6. Tret'jakov A. V., Zjuzin A. I. *Mehanicheskie svoystva metallov i splavov pri obrabotke davleniem* [Mechanical properties of metals and alloys under pressure treatment]. Moscow, Metallurgy Publ., 1973, 223 p.
7. Grankovskij A. A., e. a. *Stopornaja shajba* [Lock washer]. Patent RB, 2017.
8. Birger I. A., Shor B. F., Iosilevich G. B. *Raschet na prochnost' detalej mashin* [Calculation of the strength of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979, 702 p.
9. Anur'ev V. I. *Spravochnik konstruktora–mashinostroitelja* [Reference designer–mechanical engineer]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1980, Vol. 1, 730 p.
10. Storozhev M. V., Popov E. A. *Teorija obrabotki metallov davleniem* [Theory of metal forming]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977, 423 p.

УДК 669.234.017.3:669.788
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-110-117Поступила 28.06.2018
Received 28.06.2018

ГРАДИЕНТНЫЙ МАТЕРИАЛ PD-PDH_x

М. В. ГОЛЬЦОВА, Г. И. ЖИРОВ, Д. А. НАЗАРОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: pmstm@bntu.by

В работе проведен анализ видеозаписи изгиба палладиевой пластины при ее одностороннем насыщении газообразным водородом в условиях $T = 130\text{ }^{\circ}\text{C}$, ступенчатые напуски водорода до $P_{H_2} = 0,01, 0,033, 0,05\text{ МПа}$. Для экспериментов были использованы палладий чистотой 99,98% в виде пластины размером $68 \times 5,5 \times 0,27\text{ мм}$, электролитически покрытый медью с одной стороны, и специально сконструированная водородо-вакуумная установка. Показано, что изгиб пластины развивается в два этапа: вначале быстро достигает величины, значительно превосходящей толщину пластины, затем пластина распрямляется. Этап распрямления в данных условиях эксперимента длится значительно медленнее этапа изгиба, при этом распрямление пластины происходит не полностью, а с сохранением незначительного остаточного формоизменения. Повторные напуски водорода приводят к снижению величины максимального изгиба пластины. Первопричиной изгиба палладиевой пластины при одностороннем насыщении водородом являются возникающие градиенты концентрации водорода, вызывающие, в свою очередь, градиенты дилатации кристаллической решетки металла. Однако ответственность за обратимое поведение палладиевой пластины при изгибе несет временно существующий градиентный материал Pd-PdH_x: в первоначальные этапы насыщения вблизи поверхности, насыщаемой водородом, в пластине формируется твердый раствор водорода в палладии PdH_x, в то время как более глубокие слои пластины со стороны медного покрытия еще свободны от водорода. По мере выравнивания концентрации водорода в пластине по сечению происходит ее распрямление.

В рамках обсужденной модели рассчитаны параметры временно существующего градиентного материала Pd-PdH_x. Результаты работы представляют интерес для разработки водородных сенсоров-датчиков утечек водорода.

Ключевые слова. Внутренние напряжения, палладий, наводороживание, локализованный слой, формоизменение, изгиб.

Для цитирования. Гольцова М. В. Градиентный материал Pd-PdH_x / М. В. Гольцова, Г. И. Жиров, Д. А. Назаров // Лит'е і металургія, 2018. Т. 92. № 3. С. 110–117. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-110-117.

GRADIENT MATERIAL PD-PDH_x

M. V. GOLTSOVA, G. I. ZHIROV, D. A. NAZAROV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: pmstm@bntu.by

There was analyzed videotape recording of palladium plate bending during its one-side saturation with hydrogen in experimental conditions of isothermal temperature $130\text{ }^{\circ}\text{C}$, step hydrogening up to $P_{H_2} = 0,01, 0,033, 0,05\text{ МПа}$. For experiments pure palladium plate of $(68 \times 5,5 \times 0,27)\text{ mm}$ size electrolytically covered with copper was used as well as specially constructed hydrogen vacuum device. It is shown, that palladium plate bending processes in two stages. In the first stage it is very intensive and quickly reaches values much more than plates thickness. In the second stage the plate is returning to initial state but fixing a small residual form changing. The second stage is much more slow than the first one. Repeated hydrogening lead to a decrease in the maximum bending of the plate. It is shown that the bending is caused by internal stresses induced by hydrogen concentration gradients but the responsibility of such a behavior possessed by temporarily existing gradient material Pd-PdH_x. In the first moments of saturation the layer of PdH_x is formed in palladium subsurface layers and a side near copper is free from hydrogen. As hydrogen concentration in plate becomes equal through the plate thickness, the plate returns to initial form.

There were calculated parameters of temporarily existing gradient material Pd-PdH_x in frames of model discussed. Results of the work are of interest for development of hydrogen sensors.

Keywords. Internal stresses, palladium, hydrogenation, localized layer, form-changing, bending.

For citation. Goltsova M. V., Zhirov G. I., Nazarov D. A. Gradient material Pd-PdH_x. Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 110–117. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-110-117.

Введение

Внутренние напряжения в металлах, покрытиях, отливках, сварных соединениях и других металлических материалах и изделиях являются одним из основных вопросов металловедения и материаловедения. Впервые внутренние напряжения начал изучать в 1886 г. русский инженер Николай Вениаминович Ка-

лакуцкий. Его авторству принадлежат объяснение механизма образования внутренних напряжений, разработки методики их количественного определения и способов удаления вредных и создания полезных остаточных напряжений. Эти результаты были впервые изложены в [1]. К настоящему времени издано большое количество работ, посвященных внутренним напряжениям в стали и сплавах различной природы, например, [2].

Внутренние напряжения подразделяют в зависимости от объемов, в которых они уравниваются. Наиболее заметными по своему влиянию являются напряжения первого рода, уравнивающиеся в объемах всего изделия. Именно они вызывают коробление деталей и заготовок и в случае, если по своей величине превзойдут предел прочности, – образование трещин.

При термической обработке основным фактором, определяющим уровень возникающих внутренних напряжений, является прежде всего скорость охлаждения, затем форма детали. Быстрая скорость охлаждения вызывает возникновение градиента температур по сечению либо между различными частями детали. Чем больше неравномерность охлаждения, тем больше градиент температур, тем соответственно больше возникающие термические напряжения.

В [3] было показано, что при неравномерном насыщении металла водородом возникающий градиент концентрации водорода вызывает в металле появление внутренних напряжений первого рода, что приводит к формоизменению (короблению) испытуемого образца. Если возникающие водородные концентрационные напряжения не превосходят предел упругости образца, то они описываются уравнениями, подобными уравнениям термоупругости. Описываемое явление по аналогии с термоупругостью получило название «водородоупругость» [4] и было подробно исследовано на модельном для систем Ме-Н-материале – палладии экспериментально и теоретически [5] вначале при низких (100–150 °C) [6–8], затем при высоких температурах [9–12].

Основной особенностью водородного воздействия на палладий является, во-первых, его обратимость: на начальных этапах одностороннего проникновения водорода в палладий происходят изгибы образца, при последующей выдержке – пластина распрямляется практически полностью (в некоторых случаях остается остаточное формоизменение). Во-вторых, при определенных условиях упругие обратимые изгибы палладиевой пластины, вызванные проникновением водорода, по своему значению более чем в 3 раза превосходят значение обратимых изгибов палладиевой пластины в упругой области при чисто механическом нагружении. Иными словами, существуют условия (насыщение водородом), при которых упругая область материала увеличивается в 3 раза и материал при насыщении водородом демонстрирует обратимые изгибы такой величины, которые при обычном механическом нагружении неизбежно бы вызвали пластическую деформацию.

В работе [9] разработана феноменологическая модель наблюдаемого явления. Согласно этой модели, ответственность за аномально большие изгибы палладиевой пластины под воздействием градиентов концентрации водорода несет образующийся временно существующий (до момента выравнивания концентрации по сечению образца) слой PdH_x . Концентрация водорода в этом слое соответствует равновесной концентрации водорода на поверхности образца. Внутренние слои пластины в начальный период одностороннего насыщения являются чистым от водорода металлом. Таким образом, одностороннее насыщение палладиевой пластины водородом приводит к образованию временно существующего градиентного материала Pd-PdH_x .

Градиентные материалы – это материалы, функциональные свойства которых изменяются по крайней мере в одном измерении частицы, пленки или объемного образца [13] вследствие изменения химического состава (либо структуры материала). Классическое получение градиентных (либо, как их еще называют, функционально-градиентных) материалов – сварка, пайка материалов с различающимися свойствами, спекание разнородных слоев, изменение степени модификации поверхности либо степени наполнения (для полимеров). Эти материалы в основном используются для работы в условиях больших градиентов механических напряжений и температуры. Временно существующий градиентный материал Pd-PdH_x образуется и работает в условиях возникновения больших градиентов концентрации водорода.

К настоящему времени достаточно хорошо изучены закономерности поэтапного развития формоизменения (коробления) палладиевой пластины в широком интервале температур и давлений. Модель градиентного сплава использовали в этих работах для объяснения наблюдаемого феномена, однако параметры образующегося в результате одностороннего насыщения сплава не обсуждались. В настоящей работе поставлена задача осуществить расчет некоторых параметров образующегося в результате одностороннего насыщения водородом градиентного сплава Pd-PdH_x .

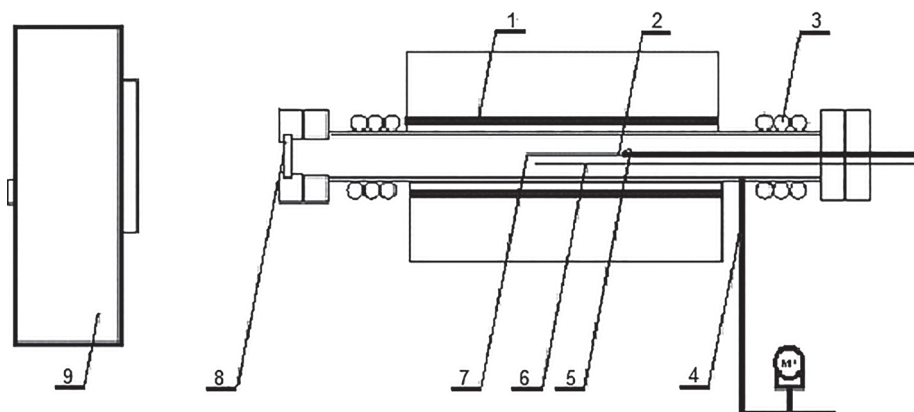


Рис. 1. Рабочая камера установки ВВУ-4 и блок для наблюдения: 1 – электропечь; 2 – образец; 3 – холодильники; 4 – патрубок для подачи водорода – окно; 5 – держатель; 6 – хромель–алюмелевая термопара; 7 – свободный конец образца; 8 – окно; 9 – катетометр

Материал и методика эксперимента

В работе использовали палладий чистотой 99,98%. Пластины размером $68 \times 5,5 \times 0,27$ мм, отполированные на войлочном полотне с обеих сторон и обезжиренные затем спиртом, были изогнуты в форме буквы «Г», но таким образом, чтобы длина загнутого конца составляла 3 мм. Образцы закрепляли на обезжиренной подложке из нержавеющей стали и проводили полный отжиг в вакууме ($\sim 1,33$ Па) при температуре 700°C в течение 1 ч.

Чтобы нанести одностороннее электролитическое покрытие, одну сторону палладиевой пластины покрывали цапон-лаком. Другую сторону обрабатывали в водном растворе серной кислоты (4,25%) с растворенным в нем медным купоросом в течение 30 с при плотности тока $5\text{--}7$ А/дм². Толщина медного покрытия составила $\sim 0,75$ мкм. Перед экспериментом цапон-лак с защищенной стороны снимали спиртом.

Эксперименты проводили в специально сконструированной водородо-вакуумной установке ВВУ-4 [9], которая состоит из рабочей камеры (рис. 1) и вспомогательных блоков. Образец 2 одним торцом закрепляли в держателе 5, при этом сторона образца с медным покрытием располагалась сверху. После закрепления рабочая часть образца составляла 60 мм.

Для снятия остаточных напряжений образец подвергали низкотемпературному вакуумному отжигу непосредственно в рабочей камере: нагрев до температуры эксперимента со скоростью 3 К/мин и охлаждение с печью. После трех циклов отжига образец переставал реагировать (слегка изгибаться) на дальнейшие нагревы и охлаждения.

Эксперименты проводили в следующем порядке.

Образец нагревали со скоростью 3 К/мин до температуры эксперимента 130°C и выдерживали при этой температуре 20 мин. После этого в рабочую камеру подавали диффузионно очищенный водород через патрубок 4 до давления $0,01$ МПа. Регистрацию изменений стрелы прогиба свободного торца образца осуществляли через кварцевое окно 9. Для этого использовали катетометр с подсоединенной к нему видеокамерой Samsung. После того, как образец приходил в стабильное состояние, его выдерживали в данных условиях дополнительно 10 мин, и затем подавали следующую порцию водорода – при той же температуре, поднимая давление водорода от $0,01$ до $0,033$ МПа, регистрируя и выдерживая образец до стабилизации его формы, с дополнительной выдержкой после стабилизации в течение 10 мин. Таким образом, был осуществлен трехкратный напуск водорода в рабочую камеру, в третьем случае конечное давление водорода после стабилизации образца было повышено от $0,033$ до $0,050$ МПа. Значения конечных давлений в рабочей камере выбирали из тех соображений, чтобы осуществить многократный напуск, но работать в области твердого раствора водорода в палладии, не превышая критическое давление водорода (равное для 130°C – $0,059$ МПа) с целью избежать развития в образце гидридного превращения.

Полученную видеозапись затем расшифровывали кадр за кадром в программе Pinnacle Studio. Использование видеозаписи было особенно важно в тех случаях, когда изгиб образца развивался в течение нескольких секунд. Ошибка измерения величины стрелы прогиба при видеозаписи составила $0,03$ мм.

Эксперименты проводили в изотермических условиях. Измерение и поддержание температуры постоянной осуществляли с помощью прибора «ТРИЦ-02 плюс» с точностью ± 1 К.

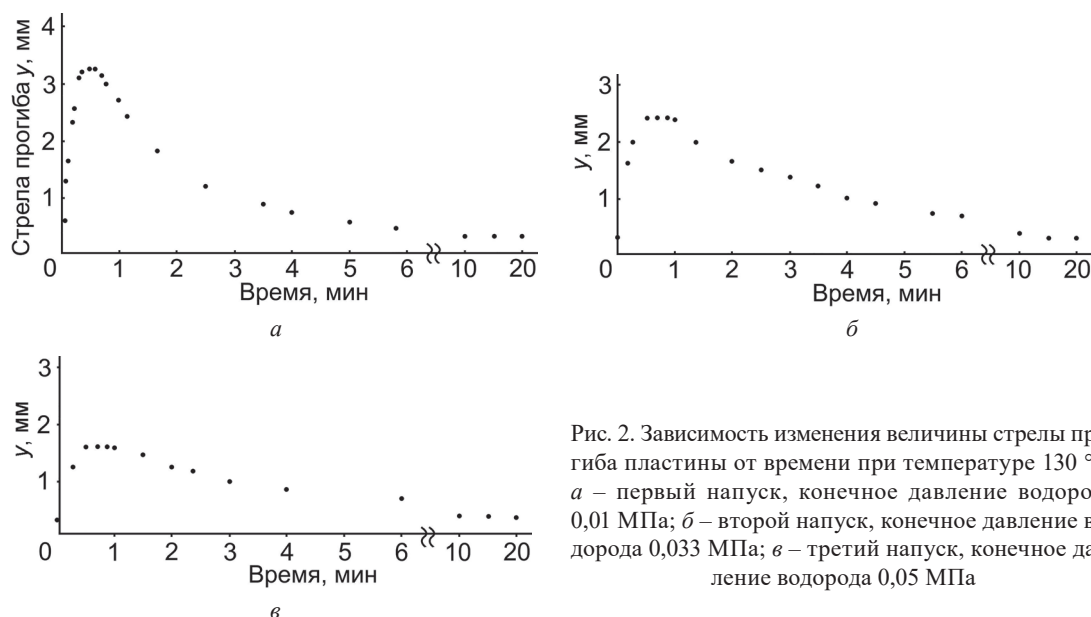


Рис. 2. Зависимость изменения величины стрелы прогиба пластины от времени при температуре 130 °С: а – первый напуск, конечное давление водорода 0,01 МПа; б – второй напуск, конечное давление водорода 0,033 МПа; в – третий напуск, конечное давление водорода 0,05 МПа

Результаты экспериментов и их обсуждение

Зависимость величины стрелы прогиба пластины от времени приведена на рис. 2. Анализ полученных результатов показывает следующее.

При первом напуске условия одностороннего насыщения водородом были 130 °С, $P_{H_2} = 0,01$ МПа. Реакция палладиевой пластины на водородное воздействие в данных условиях эксперимента развивалась в несколько этапов. Важно, что напуск водорода в рабочую камеру длился 2,56 с, и уже во время напуска пластина претерпела сильный изгиб: через 3 с (рис. 2, а) стрела прогиба достигла 0,6 мм. Интенсивный изгиб пластины продолжался до некоего максимального значения (в данном случае пластина достигла максимального изгиба, равного 3,24 мм за 29 с).

В течение последующих 6 с пластина пребывала в состоянии максимального изгиба. Затем, начав в первые 30 с перехода через максимум формоизменения распрямляться так же интенсивно, как и изгибалась (рис. 3), пластина быстро затормозила распрямление. В целом этап распрямления длился в 8 раз медленнее этапа изгиба. При этом распрямление пластины прошло не полностью, а с сохранением остаточного формоизменения, равного 0,36 мм, которое в течение 15 мин дополнительной выдержки не изменялось (рис. 2, а).

После выдержки осуществляли второй напуск водорода, повысив давление водорода в рабочей камере до 0,033 МПа (рис. 2, б). Повторный напуск вызвал формоизменение пластины, так же развивающееся в два этапа, и в целом подобную первичному напуску динамику процесса, однако пик изгиба достиг меньшей величины (2,4 мм против 3,24 мм в первом напуске). Время достижения пика практически не изменилось: при первом напуске пиковое значение изгиба составило 29 с, при повторном напуске – 30 с. Время пребывания пластины в максимально изогнутом положении возросло до 30 с. Остаточное формоизменение после второго напуска, так же как и в первом случае, составило 0,3 мм.

При третьем напуске водорода (рис. 2, в) наблюдалось дальнейшее уменьшение пикового значения изгиба (его максимальное значение составило 1,59 мм), другие характерные моменты остались неизменными. Образец также пребывал в максимально изогнутом состоянии в течение 20 с, распрямился с сохранением того же значения остаточного формоизменения 0,3 мм.

Обсудим полученные результаты.

Наблюдаемая величина изгиба с точки зрения теории упругости [14] является большой в том смысле, что эта величина намного больше толщины испытываемой пластины (0,27 мм). Это означает [14], что срединная поверхность пластины также испытывает деформации растяжения, удлиняется и в материале испытываемого образца наряду с нормальными напряжениями

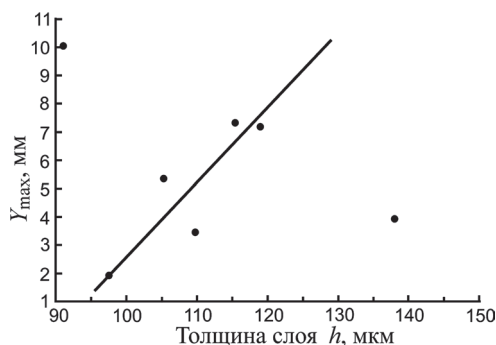


Рис. 3. Зависимость максимальных изгибов пластины от толщины локализованного слоя

от изгиба возникают и нормальные напряжения от растяжения (так называемые «мембранные напряжения»). Такая пластина, согласно теории упругости, не является жесткой и в этом случае упругая характеристика пластины становится нелинейной. Однако не представляет сомнения, что первопричина изгиба палладиевой пластины при одностороннем насыщении водородом – возникающие градиенты концентрации водорода.

Общеизвестно, что водород, как любая примесь внедрения [15], расширяет кристаллическую решетку металла. В результате того, что по условиям эксперимента свободное проникновение водорода в палладий осуществляется только с одной стороны (медное покрытие является барьером), происходит дилатация внешних слоев металла. Соответственно внешние слои с большим параметром решетки стремятся расшириться и испытывают соответственно напряжения сжатия. Поскольку водород проникает в пластину по всей поверхности, его воздействие эквивалентно распределенной нагрузке.

Фактически при одностороннем насыщении водородом палладиевой пластины образование временно существующего материала Pd-PdH_x проявляет себя через изгиб испытываемой пластины. Медным покрытием в данном случае пренебрегаем, поскольку именно образование временного локализованного слоя твердого раствора водорода в палладии PdH_x является регулирующим изгиб пластины параметром – наличие медного покрытия в отсутствие водородного воздействия к изгибу пластины не приводит. Основное отличие временно существующего градиентного материала состоит в том, что ширина образующегося слоя PdH_x является изменяющейся в процессе насыщения водородом величиной. Само существование в одном образце слоев с разной величиной периода кристаллической решетки (кристаллическая решетка слоя PdH_x в результате проникновения водорода претерпела дилатацию) представляет собой аналогию с биметаллическими пластинами, работа которых также основана на неодинаковой дилатации кристаллической решетки слоев, обладающих разным коэффициентом температурного расширения [14, с. 367]. В таких материалах, претерпевающих в результате внешнего воздействия разную степень расширения кристаллической решетки, слой с большим параметром решетки будет подвергаться изгибу и сжатию, а второй слой – изгибу и растяжению [14]. Эти слои теоретически должны быть разделены срединной плоскостью, в которой напряжений нет. Такова природа возникновения внутренних напряжений, возникающих вследствие неравномерного (одностороннего) насыщения образца водородом.

Наша модель, так же как и в работе [9], заключается в том, что максимальный изгиб пластины соответствует образованию локализованного в приповерхностных слоях образца слоя PdH_x за счет сил межатомного притяжения. При этом, по нашим оценкам, согласно диаграмме состояния Pd-H [15], максимальное содержание водорода в таком слое в условиях данного эксперимента будет составлять $\text{H/Pd} \sim 0,037$, где 0,037 – соотношение атомов водорода к атомам палладия. Эта величина соответствует разбавленным твердым растворам водорода в палладии, тем удивительнее столь сильный отклик пластины на одностороннее насыщение. Согласно литературным данным [15, 16], такое содержание водорода в палладии вызывает изменение модуля упругости.

Когда водород из внешнего локализованного слоя начинает проникать в более глубокие слои образца, градиент дилатации кристаллической решетки уменьшится и пластина начинает распрямляться. Следовательно, индуцируемое водородом формоизменение пластины будет определяться двумя факторами: коэффициентом диффузии водорода $D(T)$ и растворимостью водорода в металле, $n_0(T, \text{PH}_2)$. При этом $D(T)$ определяет толщину автолокализованного слоя водорода, а $n_0(T, \text{PH}_2)$ – изменение его геометрических размеров по сравнению со слоем исходного металла, ненасыщенного водородом.

Используя данное в математической теории диффузии [16] решение одномерной диффузионной задачи с переменным коэффициентом диффузии D , являющимся степенной функцией концентрации (n) диффузанта, можно рассчитать ширину образовавшегося локализованного слоя PdH_x как глубину проникновения фронта диффузанта в момент времени t . Для этого используем формулу

$$h = 2w \sqrt{D_0 t},$$

где h – искомая толщина слоя PdH_x ; D_0 – коэффициент диффузии водорода при данной температуре эксперимента, для $T = 130^\circ\text{C}$ $D_0 = 3,95 \cdot 10^{-10} \text{ м}^2/\text{с}$; t – время достижения максимального изгиба пластины; w – константа, определяющая движение фронта диффузанта с конечной скоростью.

В работе [16] показано, что для случая локализованного слоя $w = 0,36$.

Расчет показывает, что в условиях нашего эксперимента толщина локализованного слоя PdH_x составляет 77 мкм. Это означает, что слой свободного от водорода палладия составляет $270 - 77 = 193$ мкм. На грани-

це этих слоев относительные удлинения обоих материалов (Pd и PdH_x) будут равны для сохранения целостности пластины.

Воспользовавшись формулами для расчета пластин на изгиб [14] и аналогиями термо- и водородоупругости, можно приближенно оценить величины нормальной силы и изгибающих моментов в слоях, а также действующие в них напряжения. Сложности заключаются в том, что поскольку испытываемая пластина по величине изгибов, индуцированных водородом, проявляет себя гибкой мембраной [14], ее упругая характеристика становится нелинейной и соответственно расчет мембраны в этой области необходимо выполнять на основе нелинейной теории упругости. Такие расчеты еще станут предметом наших будущих работ. Отметим следующее.

Несомненно, если гипотеза о локализации водорода вблизи внешней поверхности образца и образовании локализованного слоя PdH_x в начальные этапы одностороннего наводороживания пластины верная, то должна быть определенная зависимость между формированием локализованного слоя PdH_x и формоизменением исследуемой пластины. Чтобы проверить эту гипотезу, воспользуемся результатами работы [9], в которой было исследовано формоизменение палладиевой пластины при одностороннем наводороживании в изотермических условиях при $T = 240^\circ\text{C}$, но при различных давлениях газообразного водорода. Проведенные нами расчеты зависимости максимального формоизменения пластины y_{max} от толщины h локализованного слоя PdH_x представлены на рис. 3. Хорошо прослеживается корреляция: чем больше толщина сформированного локализованного слоя PdH_x , тем больше максимальный изгиб пластины. Очень важно, что в работе [9] после каждого напуска водорода проводили полную дегазацию испытываемого образца, поэтому каждый напуск водорода можно считать однократным. В то время как в эксперименте, описанном в данной работе, повторные напуски водорода проводили без промежуточных дегазаций и являлись многократными. Сходства и различия воздействий одно- и многократного напуска водорода на реакцию палладиевой пластины при ее одностороннем насыщении водородом еще будут обсуждаться в наших следующих работах.

Практическая значимость работы

Наблюдаемый эффект обратимых изгибов палладиевой пластины под воздействием водорода, как отмечалось выше, это часть более общего явления водородоупругости, и, кроме общенаучного значения, может иметь конкретное практическое применение. Водород в настоящее время используется в металлургическом производстве (для восстановления некоторых цветных металлов из их оксидов), электронной промышленности (на различных этапах производства чипов), нефтехимической (в гидрогенизационных процессах нефтепереработки), химической промышленности (для синтеза хлороводорода и аммиака). Но особый интерес к использованию водорода возник в последние годы в связи с развитием водородной энергетики, в проектах которой водород применяется как в связанном, так и в свободном состоянии. Будучи взрывоопасным элементом в смеси с кислородом, водород требует качественного контроля за его содержанием в атмосфере. Предлагаемые в настоящее время водородные сенсоры (датчики утечек водорода) основаны на различных принципах действия, как правило, на различиях свойств рабочих элементов сенсора в обычном состоянии и в среде водорода, например, на изменении электросопротивления [17], теплопроводности [18], акустических [19] и других свойств. Разрабатываются новые материалы, способные давать наиболее быстрый отклик на изменение состава атмосферы при более низких температурах эксплуатации. Работы по этой тематике не теряют своей актуальности [20, 21].

Проведенные нами исследования открывают возможности разработки быстродействующего водородного сенсора, работающего в широком интервале температур и концентраций водорода, принцип действия которого основан на явлении формоизменения (изгибов) палладиевой пластины с односторонним медным покрытием при насыщении водородом.

Выводы

1. Проведено исследование процесса одностороннего насыщения палладиевой пластины газообразным водородом. В условиях $T = 110^\circ\text{C}$, $P_{\text{H}_2} = 0,01$ МПа пластина изгибается до определенной максимальной величины изгиба и затем при постоянном давлении водорода распрямляется с сохранением остаточного формоизменения. Повторные напуски водорода приводят к снижению величины максимального изгиба пластины.

2. Ответственность за реакцию палладиевой пластины на одностороннее наводороживание несет образующийся в начальные моменты насыщения водородом локализованный слой твердого раствора водорода в палладии PdH_x . Рассчитана толщина локализованного слоя. Показано, что дальнейшие расчеты палладиевых пластин на изгиб в результате водородного воздействия возможны с использованием нелинейной теории упругости.

3. Результаты работы представляют интерес для разработки быстродействующих водородных сенсоров, работающих в широком интервале температур и концентраций водорода.

Выражаем благодарность ассистенту Донецкого национального технического университета Е. Н. Любименко за участие в экспериментальной части работы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Большая советская энциклопедия. Электронный ресурс. URL: <https://dic.academic.ru/dic.nsf/bse/>.
2. Коваленко А. Д. **Термоупругость**. Киев: Вища шк., 1975. 216 с.
3. Гольцов В. А. Формоизменение палладиевой пластины под воздействием водорода / В. А. Гольцов, Р. В. Котельва, Т. А. Рюмшина и др. // Физика металлов и металловедение. 1990. Т. 10. С. 135–141.
4. Goltsov V. A., Glukhova Zh. L., Redko A. L. Hydrogen Elasticity effect and its importance in diffusion of concentration inhomogeneities in metals // Intern. J. Hydrogen Energy. 1997. Vol. 22. P. 179–183.
5. Гольцов В. А. Водородоупругое формоизменение палладиевой пластины. Теоретическое описание / В. А. Гольцов, Ж. Л. Глухова // Физика металлов и металловедение. 2001. Т. 91. № 3. С. 21–25.
6. Kotelva R. V., Glukhova Zh. L. Form Changing of Palladium under Hydrogen Treatment // Int. J. Hydrogen Energy. 1997. Vol. 22. no. 2/3. P. 175–177.
7. Гольцов В. А. Формоизменение палладиевой пластины при ее одностороннем насыщении водородом и последующей дегазации / В. А. Гольцов, Ж. Л. Глухова, Р. В. Котельва // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 84. Вып. 5. С. 157–160.
8. Гольцов В. А. Упругое изменение формы палладиевой пластины под действием водорода. Результаты эксперимента / В. А. Гольцов, Ж. Л. Глухова // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 90. № 4. С. 68–73.
9. Гольцова М. В. Особенности формирования градиентного сплава палладий-водород и формоизменение палладиевой пластины в процессе одностороннего насыщения водородом / М. В. Гольцова, Е. Н. Любименко // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 4. С. 393–403.
10. Гольцова М. В. Влияние температуры на формоизменение палладиевой пластины при ее одностороннем насыщении водородом / М. В. Гольцова, Е. Н. Любименко // Физика металлов и металловедение. 2012. Т. 113. № 2. С. 150–158.
11. Гольцова М. В. Формоизменение палладиевой пластины при ее одностороннем насыщении водородом: влияние скорости роста давления газообразного водорода / М. В. Гольцова, Е. Н. Любименко // Физика металлов и металловедение. 2012. Т. 113. № 11. С. 1073–1079.
12. Любименко Е. Н. Формоизменение палладиевой пластины, индуцированное малыми односторонними водородными воздействиями / Е. Н. Любименко, М. В. Гольцова // Металлофизика и новейшие технологии. 2014. Т. 36. № 2. С. 247–258.
13. Энциклопедический словарь нанотехнологий. Электронный ресурс. URL: <https://dic.academic.ru/dic.nsf/nanotechnology/>.
14. Подскребко М. Д. Соппротивление материалов. Основы теории упругости, пластичности, ползучести и механики разрушения / М. Д. Подскребко. Минск: Выш. шк., 2009. 670 с.
15. Водород в металлах / Под ред. Г. Алефельда, И. Фелькля. М.: Мир, 1981. 912 с.
16. Райченко А. И. Математическая теория диффузии в приложениях. Киев: Наукова думка, 1981. 389 с.
17. Романова И. Высокочувствительные датчики газа // Электроника: наука, технология, бизнес. 2011. № 1. URL: http://www.electronics.ru/files/article_pdf/2/article_2860_724.pdf.
18. Simon I., Arndt M. Thermal and gas-sensing properties of a micromachined thermal conductivity sensor for the detection of hydrogen in automotive applications // Sensors and Actuators A: Physical. 2002. Vol. 97–98. P. 104–108.
19. Jakubik W. P., Urbaničzyk M. W., Kochowski S., Bodzenta J. Bilayer structure for hydrogen detection in a surface acoustic wave sensor system // Sensors and Actuators B: Chemical. 2002. Vol. 82, Issues 2–3. P. 265–271.
20. Hassan K., Iftikhar Uddin A. S. M., Chung Gwi-Sang. Fast-response hydrogen sensors based on discrete Pt/Pd bimetallic ultra-thin films // Sensors and Actuators B: Chemical. 2016. Vol. 234. P. 435–445.
21. Zhang D., Sun Yan'e, Jiang Chuanxing, Zhang Yong. Room temperature hydrogen gas sensor based on palladium decorated tin oxide/molybdenum disulfide ternary hybrid via hydrothermal route // Sensors and Actuators B: Chemical. 2017. Vol. 242. P. 15–24.

REFERENCES

1. Bol'shaja sovetskaja jenciklopedija. *Jelektronnyj resurs* [Big Soviet Encyclopedia. Electronic source] URL: <https://dic.academic.ru/dic.nsf/bse/>.
2. Kovalenko A. D. *Termouprugost'* [Thermoelasticity]. Kiev, Vishha shkola Publ., 1975. 216 p.
3. Gol'cov V. A. Formoizmenenie palladiovoj plastiny pod vozdejstviem vodoroda [Form-changing of palladium plate under hydrogen action] / V. A. Gol'cov, R. V. Kotel'va, T. A. Rjumshina i dr. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 1990, no. 10, pp. 135–141.
4. Goltsov V. A., Glukhova Zh. L., Redko A. L. Hydrogen Elasticity effect and its importance in diffusion of concentration inhomogeneities in metals. *Intern. J. Hydrogen Energy*, 1997, Vol. 22, pp. 179–183.
5. Gol'cov V. A., Gluhova Zh. L. Vodorodouprugoe formoizmenenie palladiovoj plastiny. Teoreticheskoe opisaniye [Hydrogen elastic form changing of palladium plate. Teoretical Description]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2001, vol. 91, no. 3, pp. 21–25.
6. Kotelva R. V., Glukhova Zh. L. Form Changing of Palladium under Hydrogen Treatment. *Int. J. Hydrogen Energy*, 1997, vol. 22, no. 2/3, pp. 175–177.

7. Gol'cov V. A., Gluhova Zh. L., Kotel'va R. V. Formoizmenenie palladievoj plastiny pri ee odnostonnennem nasysshhenii vodorodom i posledujushhej degazacii [Form changing of palladium plate under its one side hydrogenation and following degassing]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 1997, vol. 84, no. 5, pp. 157–160.
8. Gol'cov V. A., Gluhova Zh. L. Uprugoe izmenenie formy palladievoj plastiny pod dejstviem vodoroda. Rezul'taty jeksperimenta [Elastic form changing of palladium plate under hydrogen action. Experimental results]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2000, vol. 90, no. 4, pp. 68–73.
9. Gol'cova M. V., Ljubimenko E. N. Osobennosti formirovaniya gradientnogo splava palladij-vodorod i formoizmenenie palladievoj plastiny v processe odnostonnennogo nasysshheniya vodorodom [Peculiarities of palladium-hydrogen gradient alloy formation and form-changing of palladium plate in process of one-side saturation with hydrogen]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 112, no. 4, pp. 393–403.
10. Gol'cova M. V., Ljubimenko E. N. Vlijanie temperatury na formoizmenenie palladievoj plastiny pri ejo odnostonnennem nasysshhenii vodorodom [Influence of temperature on palladium plate form change at its one-side saturation with hydrogen]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 2, pp. 150–158.
11. Gol'cova M. V., Ljubimenko E. N. Formoizmenenie palladievoj plastiny pri ejo odnostonnennem nasysshhenii vodorodom: vlijanie skorosti rosta davlenija gazoobraznogo vodoroda [Palladium plate form-change at its one-side saturation with hydrogen: hydrogen pressure increasing rate influence]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 11, pp. 1073–1079.
12. Ljubimenko E. N., Gol'cova M. V. Formoizmenenie palladievoj plastiny, inducirovannoe malymi odnostonnimi vodorodnymi vozdejstvijami [Form changing of palladium plate, induced by small one-side hydrogen actions]. *Metallfizika i novejsie tehnologii = Metal Physics and Advanced Technologies*, 2014, vol. 36, no. 2, pp. 247–258.
13. *Jenciklopedicheskij slovar' nanotehnologij. Jelektronnyj resurs* [Encyclopedical dictionary of nanotechnologies]. <https://dic.academic.ru/dic.nsf/nanotechnology>.
14. Podskrebko M. D. *Soprotivlenie materialov. Osnovy teorii uprugosti, plastichnosti, polzuchesti i mehaniki razrushenija* [Strength of materials. Fundamentals of the theory of elasticity, plasticity, creep and fracture mechanics]. Minsk, Vysheyschaya shkola Publ., 2009, 670 p.
15. *Vodorod v metallah* [Hydrogen in metals]. Moscow, Mir Publ., 1981. 912 p.
16. Rajchenko A. I. *Matematicheskaja teorija diffuzii v prilozhenijah* [Mathematical theory of diffusion in applications]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1981, 389 pp.
17. Romanova I. Vysokochuvstvitel'nye datchiki gaza [High sensitive gas sensors]. *Jelektronika: nauka, tehnologija, biznes = Electronics: science, technology, business*, 2011, no. 1, URL: http://www.electronics.ru/files/article_pdf/2/article_2860_724.pdf.
18. Simon I., Arndt M. Thermal and gas-sensing properties of a micromachined thermal conductivity sensor for the detection of hydrogen in automotive applications. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2002, vol. 97–98, pp. 104–108.
19. Jakubik W. P., Urbańczyk M. W., Kochowski S., Bodzenta J. Bilayer structure for hydrogen detection in a surface acoustic wave sensor system. *Sensors and Actuators B: Chemical*, 2002, vol. 82, Issues 2–3, pp. 265–271.
20. Hassan K., Iftekhhar Uddin A. S. M., Chung Gwi-Sang. Fast-response hydrogen sensors based on discrete Pt/Pd bimetallic ultra-thin films. *Sensors and Actuators B: Chemical*, 2016, vol. 234, pp. 435–445.
21. Zhang D., Sun Yan'e, Jiang Chuanxing, Zhang Yong. Room temperature hydrogen gas sensor based on palladium decorated tin oxide/molybdenum disulfide ternary hybrid via hydrothermal route. *Sensors and Actuators B: Chemical*, 2017, vol. 242, pp. 15–24.



УДК 621.745.56
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-118-124

Поступила 28.07.2018
Received 28.07.2018

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАВКИ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЯ НА СОСТАВ И ВОЗМОЖНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ОБРАЗУЮЩЕЙСЯ ПЫЛИ

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

Проведен анализ влияния технологии плавки отходов алюминия в короткопламенной роторной печи (КПРП) на количество и состав пылегазовых выбросов.

Показано, что количество флюса, используемого при плавке, существенно влияет на состав и объем пылегазовых выбросов. На основании результатов химического анализа пыли принято решение о безфлюсовой плавке отходов алюминия. В этом случае доля хлорсодержащих соединений составляет 1,4% при 75% оксидов алюминия, что позволяет использовать образующуюся пыль при получении раскислительной смеси или разжижителя рафинировочного шлака. На основании балансовых плавков показано, что при безфлюсовой плавке отходов алюминия реализуется безотходная технология переработки, обеспечивающая получение экологического и экономического эффекта.

Ключевые слова. Отходы алюминия, пыль, хлориды, оксид алюминия, безотходная технология, экология.

Для цитирования. Трибушевский Л. В., Немененок Б. М., Румянцева Г. А. Влияние технологии плавки отходов алюминия на состав и возможность использования образующейся пыли // *Литье и металлургия*. 2018. Т. 92. № 3. С. 118–124. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-118-124.

INFLUENCE OF THE TECHNOLOGY OF ALUMINUM WASTE MELTING ON THE COMPOSITION AND THE POSSIBILITY OF USING THE GENERATED DUST

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

The influence of technology of aluminum waste melting in a short-rotary furnace (SRF) on the amount and composition of dust and gas emissions is analyzed.

It is shown that the amount of flux used in melting significantly influences the composition and volume of dust and gas emissions. Based on the results of the chemical analysis of dust a solution was adopted for the fluxless melting of aluminum waste. In this case, the proportion of chlorine-containing compounds is 1.4% at 75% of aluminum oxides, which makes it possible to use the formed dust to produce a deoxidizing mixture or a refiner slag. On the basis of balance melting, it is shown that with fluxless melting of aluminum waste, a waste-free processing technology is realized, ensuring ecological and economic effects.

Keywords. Aluminum waste, dust, chlorides, aluminum oxide, wasteless technology, ecology.

For citation. Tribushevskiy L. V., Nemenenok B. M., Rumiantseva G. A. Influence of the technology of aluminum waste melting on the composition and the possibility of using the generated dust. *Foundry production and metallurgy*, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 118–124. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-118-124.

В качестве основного оборудования для исследования была выбрана короткопламенная роторная печь (КПРП), работающая на плавильном участке Научно-производственной фирмы «Металлон» (г. Осиповичи).

Изучение процессов пылегазообразования при плавке отходов алюминия в КПРП представляет экологический и экономический интерес как в плане разработки мероприятий по защите окружающей среды, так и решения вопросов экологического налогообложения и дальнейшего использования уловленной пыли.

На первом этапе исследований в качестве компонентов шихты использовали алюминиевые шлаки, сливы, спрессованные банки из-под напитков, алюминиевую стружку, роллеты и другой низкосортный лом, которые загружали совместно с 8% покровного флюса.

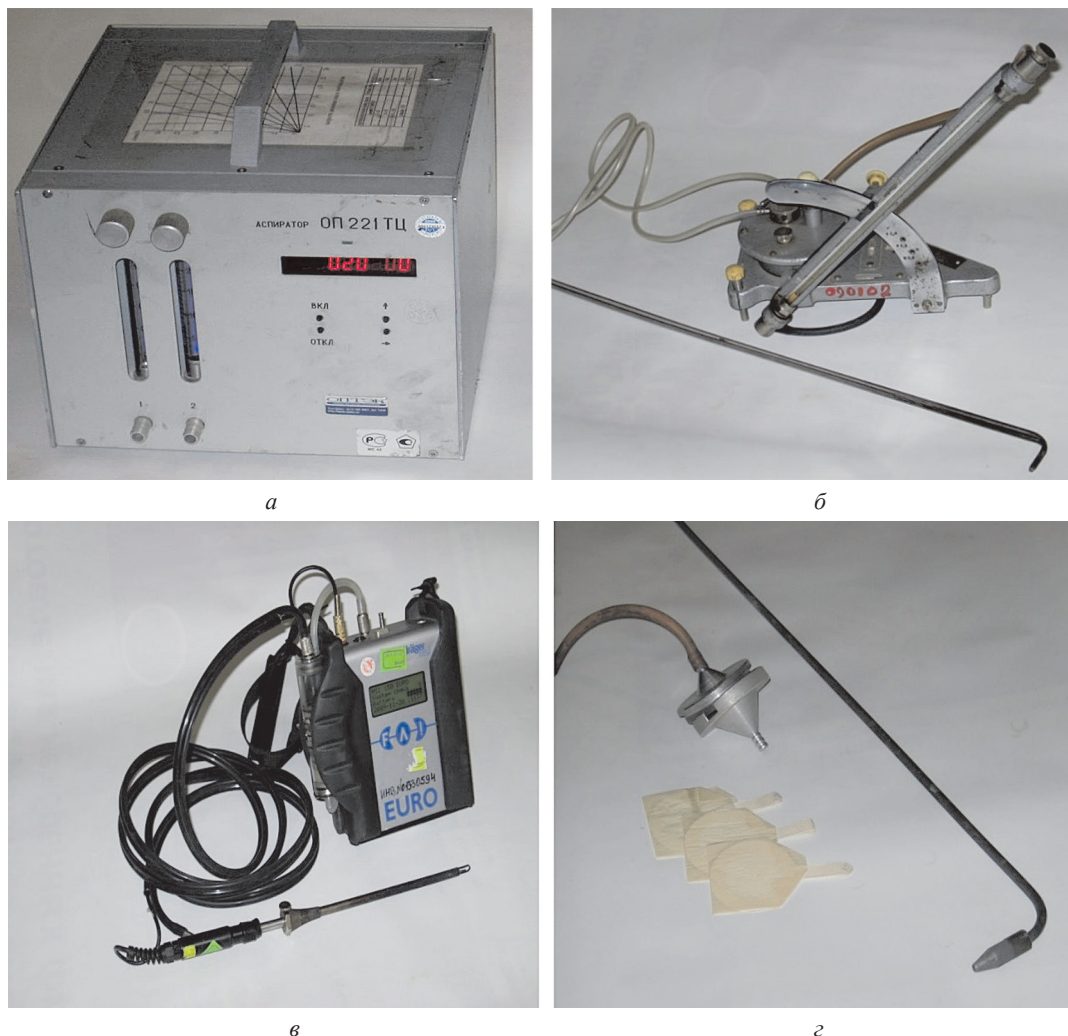


Рис. 1. Набор оборудования для определения пылегазовых выбросов при плавке отходов алюминия в КППП: а – аспиратор ОП 221 ТЦ; б – пневмометрическая трубка с микроманометром; в – электронный газоанализатор MSI 150 «EURO» с зондом; г – пробоотборник с комплектом фильтров

В газоходе от боровов перед циклоном в течение всей плавки отбирали пробы пыли в отходящих газах и определяли содержание в них CO , NO и NO_x с помощью электронного газоанализатора MSI 150 «EURO».

Набор необходимого оборудования, используемого при определении пылегазовых выбросов от короткопламенной роторной печи, показан на рис 1.

Концентрации анализируемых газов во время плавки имели резкие перепады, что вызвано периодической разгерметизацией печи для загрузки в нее переплавляемых шлаков. Диапазон изменения концентрации CO составлял 28–2520 ppm, а для NO_x – 13–35 ppm. При этом содержание NO в отходящих газах не превышало 33 ppm.

Максимальные пиковые выбросы пыли были характерны для начального периода плавки и ее заключительной стадии. Первые пики запыленности отходящих газов связаны с воспламенением и сгоранием лакокрасочных покрытий на банках из-под напитков, краски на роллетах и загрязнений в виде масел и СОЖ на алюминиевой стружке. Длительность этого периода составляла 5–7 мин при максимальной запыленности $1,52 \text{ г/м}^3$. Во время плавки запыленность дымовых газов составляла $0,14\text{--}0,16 \text{ г/м}^3$. Второй пик выбросов пыли характерен для заключительного этапа плавки, когда с поверхности расплава удаляется сухой шлак в изложницу или контейнер. По продолжительности он составляет 3–5 мин при запыленности отходящих газов $0,93\text{--}0,95 \text{ г/м}^3$. Следует также учитывать, что общая запыленность будет превышать расчетные значения, поскольку часть частиц, особенно крупных, может огибать пробоотборник и не осаждаться на фильтре. Поэтому для более детального анализа образующейся пыли исследовали ее частицы, отобранные из циклона в конце плавки.

На рис. 2 приведены фотографии частиц пыли, полученные на сканирующем электронном микроскопе VEGA- II LMU.

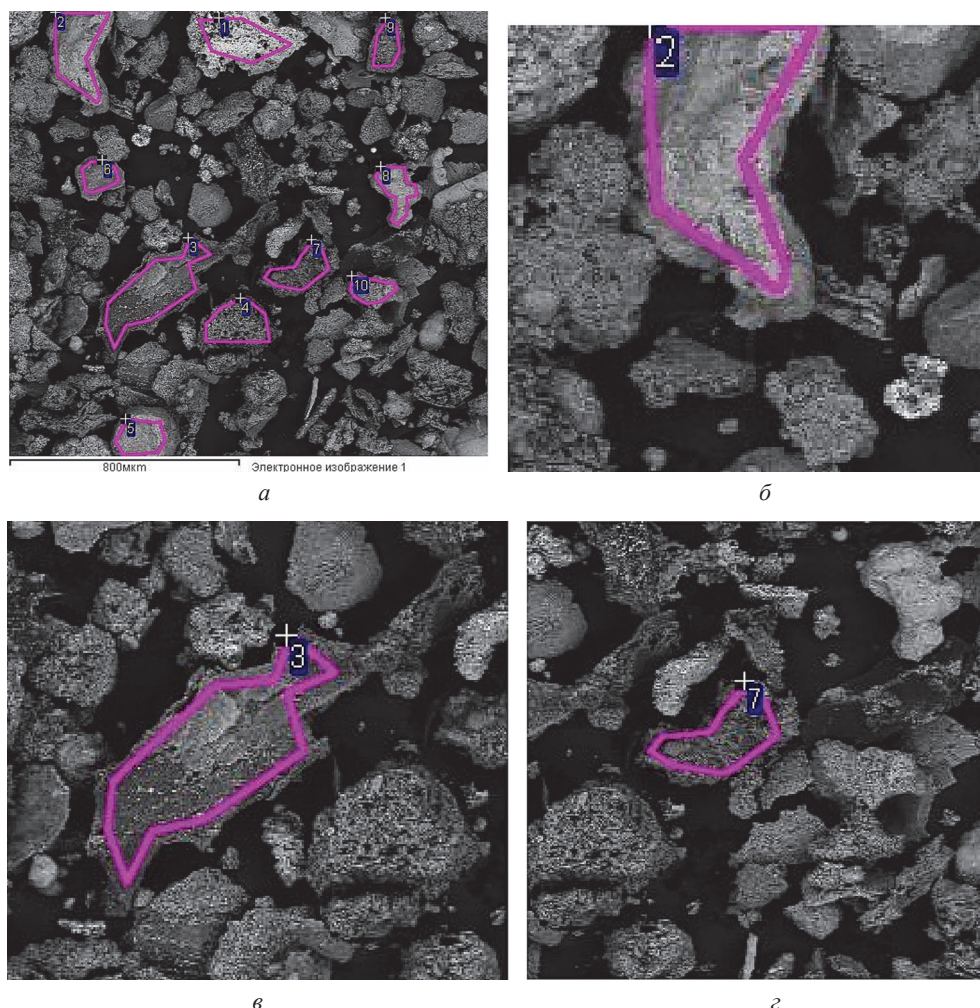


Рис. 2. Электронное изображение частиц пыли, отобранных из циклона при плавке в КППП (а) и частицы, выбранные для анализа энергетических спектров (б–г)

Как следует из рисунка, частицы пыли отличаются по размерам и цвету, что, очевидно, является признаком их разного химического состава. Для определения химического состава частиц пыли анализировали энергетические спектры рентгенофлуоресцентного излучения элементов, входящих в состав пыли для 10 частиц.

На рис. 3 показаны энергетические спектры частиц пыли, обозначенных на рис. 2 под номерами 2, 3, 7. Развернутый химический состав исследованных частиц пыли и их размеры приведены в табл. 1. Из таблицы видно, что химический состав частиц пыли представлен широкой гаммой элементов как входящих в состав переплавляемых отходов алюминиевых сплавов, так и содержащихся в используемых флюсах.

Таблица 1. Химический состав и размер отдельных частиц пыли, отобранной из циклона от короткопламенной ротаторной печи

Номер частицы	Содержание элементов, мас.%													Средний размер частиц, мкм
	C	O	Al	Na	K	Ca	Cl	F	Si	Mg	Fe	Zn	Прочие элементы	
1	—	37,64	7,05	1,21	1,52	5,49	0,28	—	0,25	0,81	12,40	2,07	29,81 Ti; 1,46 Cr	250
2	5,84	8,68	70,66	0,21	0,12	—	0,23	—	10,39	—	1,56	0,78	0,59 Mn; 0,93 Cu	260
3	27,47	37,10	18,65	2,96	2,10	1,31	5,34	3,44	0,22	1,09	—	—	0,31 P	340
4	22,92	36,85	24,91	3,18	1,17	1,88	5,54	1,87	0,36	0,94	0,38	—	—	190
5	7,32	20,58	68,61	0,66	0,28	—	0,30	1,31	0,29	—	0,57	—	0,08 P	168
6	12,79	35,16	30,62	6,62	1,78	0,60	9,06	3,39	—	0,30	—	—	—	95
7	1,34	31,19	43,37	0,64	0,10	0,34	0,71	—	0,68	1,98	0,24	—	19,41 N	205
8	8,37	14,49	63,99	0,24	0,10	—	0,49	0,70	8,20	0,79	0,85	0,95	0,82 Cu	168
9	7,02	13,69	65,04	1,04	0,48	0,39	—	1,38	0,43	2,36	0,29	—	0,17 Ti; 7,71 N	135
10	13,20	32,38	40,87	1,66	0,21	0,71	1,52	—	2,15	1,20	0,96	4,56	0,38 Cu; 0,11 P; 0,08 S	145

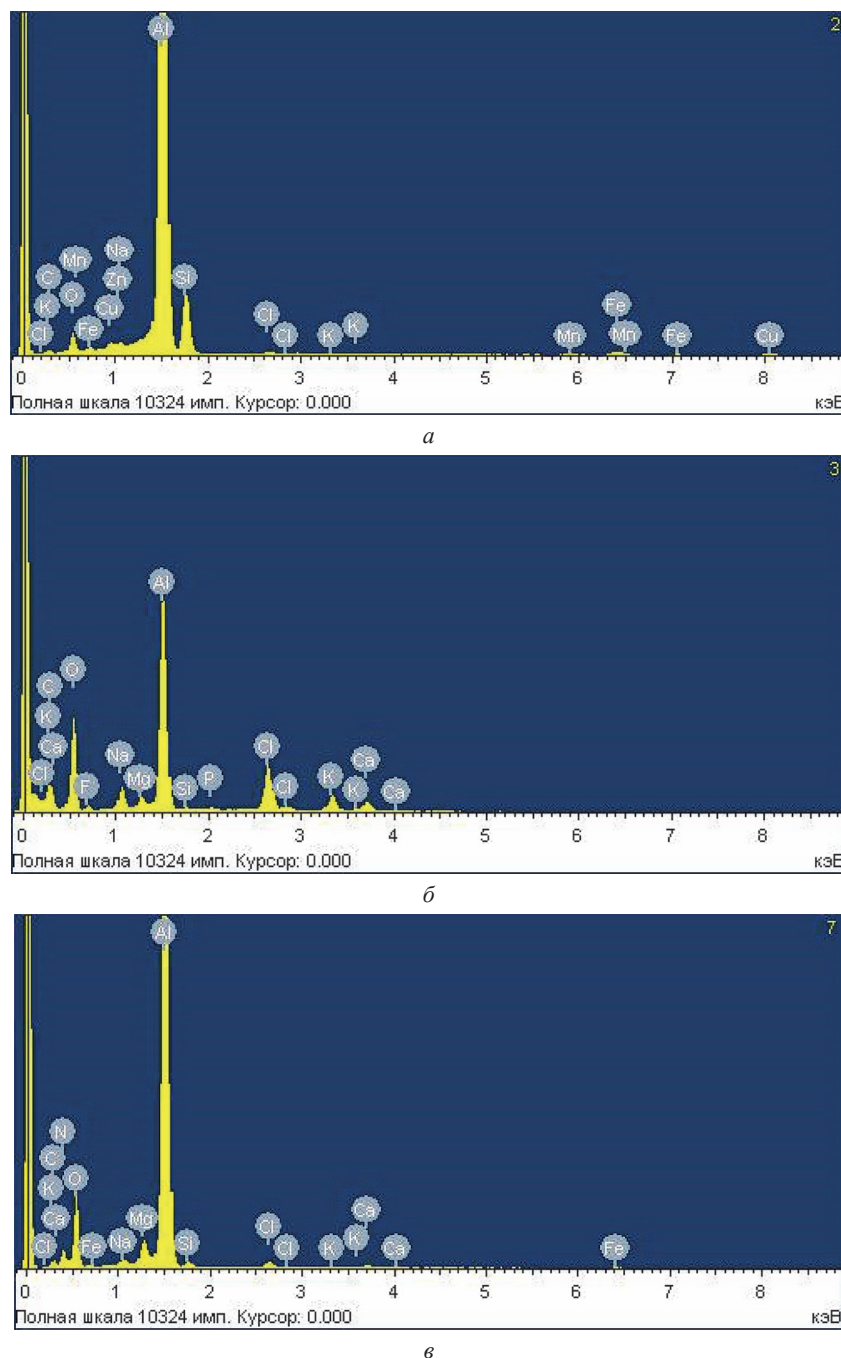


Рис. 3. Энергетические спектры рентгенофлуоресцентного излучения элементов от частиц пыли № 2 (а), № 3 (б), № 7 (в)

Присутствие углерода в составе частиц пыли, очевидно, связано с образованием сажистого углерода на их поверхности из-за разложения СО, неполного сгорания углеводородов жидкого топлива и образованием карбидов алюминия [1]. Наличие натрия, калия, кальция, хлора и фтора можно объяснить использованием покровного флюса, содержащего NaCl, KCl и CaF₂. Присутствие Si, Mg, Fe, Zn, Ti, Mn, Cu в составе частиц пыли связано с химическим составом переплавляемых отходов алюминия. Такие элементы, как сера и фосфор, могли оказаться в циклоне благодаря сгоранию остатков лакокрасочных покрытий и смазочных материалов. Соединения азота, присутствующие в частицах пыли, очевидно, соответствуют нитриду алюминия, образование которого возможно при плавке алюминия в пламенных печах [1, 2].

Содержание алюминия в анализируемых частицах колеблется от 7,05 до 70,66%, а концентрация кислорода изменяется от 8,68 до 37,64%, что связано с образованием широкой гаммы оксидных соединений. Размерный диапазон частиц пыли изменяется от 95 до 340 мкм и может включать отдельные частицы размером более 600 мкм [3].

При проведении опытных плавов с небольшими добавками покровно-рафинирующего флюса поверхность расплава покрывали слоем шлака из смеси хлоридов и оксидов, из которых в результате механического перемешивания при вращении печи образовывались сухие комочки (окатыши), не смачиваемые расплавом и легко уносимые отходящими газами. В результате анализа осевшей в дымоотводящей системе и циклоне пыли установлено наличие в ней шпинели, корунда, карбидных соединений, нитрида алюминия и хлоридов щелочных металлов, что хорошо согласуется с данными работ [1, 2].

На втором этапе исследовали состав пыли при плавке стружки с использованием жидкого флюса. В процессе плавки первоначально загружали флюс в количестве 40% от массы переплавляемой стружки, а после его расплавления и образования жидкой флюсовой ванны загружали порциями стружку. В результате вращения печи стружку замешивали в флюсовой расплав, при этом запыленность в газоходе не превышала 0,09 г/м³ при повышенных концентрациях хлоридов в газоходе от боровов. Для анализа потерь шихтовых материалов в виде мелкой пыли отбирали пробы пыли из циклона. Результаты микро-рентгеноспектрального анализа приведены в табл. 2.

Таблица 2. Результаты анализа химического состава пыли, отобранной из циклона, при плавке алюминиевой стружки с использованием 40% флюса

Номер пробы	Содержание элементов, мас.%								
	O	F	Cl	Na	K	Mg	Al	Si	C
1	14,96	8,89	32,56	18,14	9,29	0,58	3,00	0,48	12,10
2	16,30	9,46	31,96	17,48	9,36	0,25	2,88	0,34	11,97
3	14,26	8,76	33,06	17,69	9,84	0,53	2,78	0,50	12,58
4	13,62	7,98	34,46	18,02	10,18	0,62	2,24	0,36	12,52
5	15,53	9,23	32,71	17,76	9,39	0,59	2,34	0,38	12,07
Среднее	14,93	8,86	32,95	17,82	9,62	0,52	2,65	0,41	12,24

Из таблицы следует, что пыль содержит в своем составе вдвое меньшее количество компонентов и является более стабильной. Это объясняется отсутствием прямого контакта металла с факелом пламени и атмосферой печи, что исключало интенсивное окисление компонентов сплава, разрушение хрупких оксидных плен и унос их отходящими газами. Основную массу пыли составляли частицы NaCl и KCl, являющиеся основой флюса и обладающие высокой летучестью [4]. Характерная особенность пылевых отходов при такой технологии плавки – низкое содержание в них алюминия (менее 3%) при значительных концентрациях хлора и фтора (в сумме около 40%) [3]. Такой состав пыли практически исключает возможность ее дальнейшего использования и возникает необходимость переработки или захоронения значительных объемов солевых шлаков с уплатой соответствующего экологического налога.

Поэтому в дальнейших исследованиях основной упор был сделан на безфлюсовую плавку, особенно при переплаве алюминиевых шлаков или их просева. Принимая данное решение, исходили из соображения, что такие материалы еще содержат некоторое количество остатков флюсов, которого достаточно для разрушения оксидной пленки на корольках алюминия. Это необходимо для формирования бассейна из капель жидкого алюминия.

Результаты фазового анализа образцов пыли из циклона при безфлюсовой плавке приведены в табл. 3.

Таблица 3. Результаты фазового анализа образцов пыли при безфлюсовой плавке, полученные на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3

Фаза	Al	Al ₂ O ₃	Al _{2,144} O _{3,2}	Mg _{0,388} Al _{2,408} O ₄	Al ₂ O	Al ₂ O ₃	Al ₅ SiO _{9,5}	KAISi ₃ O ₈	CaAl ₄ O ₇	Na _{0,3835} K _{0,6165} Cl
Номер карточки из базы данных	4-787	78-2426	79-1558	76-306	75-277	71-1128	88-2049	72-77	76-706	75-299
Концентрация, %	12,2	36,8	5,7	4,9	21,7	10,4	3,9	1,9	1,1	1,4

Как следует из таблицы, в пыли циклона при таком варианте плавки преобладают оксиды алюминия различных форм с общей концентрацией около 75 %, шпинели, содержащие в своем составе оксиды алюминия (~12 %) и 12 % чистого алюминия. Образование субоксида алюминия (Al₂O) характерно для плавки алюминия без покровного флюса в пламенных печах [5]. Следует отметить, что на долю хлорсодержащих соединений приходится только 1,4 %. Такой состав отходов позволяет использовать их при производстве раскислительных смесей для внепечной обработки стали или разжижителей рафинировочных шлаков.

Для оценки распределения материалов по ходу плавки в КППП проводили 16 опытных плавов с определением их материального баланса. Для этого взвешивали все компоненты шихты и полученные продукты в виде расплава, вторичного шлака и пыли, осевшей в циклоне.

Металлозавалка каждой плавки состояла из 250 кг роллет, 200 кг пробки, 70 кг просева шлака и 60–70 кг лома из алюминиевых радиаторов и конденсаторов. Общая масса шихты составляла 580–590 кг. Перед проведением балансовых плавов циклон полностью очищали от пыли, а после окончания серии балансовых плавов всю собравшуюся в циклоне пыль извлекали и взвешивали. Общая масса пыли по итогам 16 плавов составила 496 кг или в среднем 31 кг на плавку. Большие объемы образующейся пыли (примерно 31 кг на плавку) связаны с особенностями конструкции КППП, характеризующейся прямоточным движением горячих газов с высокой скоростью в рабочем пространстве печи. Это и обуславливает существенные потери шихты с развитой поверхностью во время плавки. Результаты балансовых плавов приведены в табл. 4.

Таблица 4. Результаты балансовых плавов в короткопламенной роторной печи

Номер плавки	Масса компонентов шихты, кг				Масса шихты, кг	Масса продуктов плавки, кг			
	роллета	пробка	просев шлака	лом		металл	шлак	пыль	всего
1	250	200	70	70	590	339	235	31	605
2	250	200	70	70	590	362	243	31	636
3	250	200	70	70	590	376	230	31	637
4	250	200	70	70	590	366	236	31	633
5	250	200	70	70	590	322	204	31	557
6	250	200	70	70	590	387	162	31	580
7	250	200	70	70	590	349	177	31	557
8	250	200	70	70	590	340	193	31	564
9	250	200	70	70	590	345	212	31	588
10	250	200	70	70	590	349	203	31	583
11	250	200	70	70	590	335	221	31	587
12	250	200	70	70	590	348	201	31	580
13	250	200	70	60	580	364	196	31	591
14	250	200	70	60	580	330	214	31	575
15	250	200	70	60	580	352	172	31	555
16	250	200	70	60	580	349	182	31	562
Средн.					587,5	350,8	205	31	586,87

Из таблицы следует, что для некоторых плавов масса полученных продуктов превышает массу исходных материалов, хотя средние значения загруженных и полученных материалов по 16 плавкам практически совпадают. Причину превышения массы конечных продуктов по отдельным плавкам над массой исходной шихты можно, очевидно, объяснить частичным зависанием шлака в виде настывшей на футеровке печи по ходу плавки и последующим их смытием во время следующих плавов. Это в итоге и обеспечило изменение металлургического выхода в диапазоне 55–64 %.

Анализ химического состава образовавшегося шлака показал, что остаточное содержание королек алюминия в нем составляет 9–11%, а основным компонентом является Al_2O_3 , доля которого колеблется в пределах 69–74%. В меньшей степени представлены оксиды магния, кремния, железа, щелочных металлов.

Таким образом, вторичный шлак и пыль, образующиеся при безфлюсовой плавке отходов алюминия в КППП, являются подходящими компонентами для раскислительной смеси или разжижителей рафинировочного шлака. При этом масса используемых продуктов плавки (расплав+шлак+пыль) составляет 99,89% от массы загружаемой шихты, что позволяет отнести данную технологию переработки отходов алюминия к безотходной, обеспечивающей экономический и экологический эффект. В этом случае полностью реализуется концепция академика И. П. Бардина, когда отходы одного производства являются сырьем для другого производства.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Повышение** экологической безопасности процессов плавки и рафинирования алюминиевых сплавов / С. П. Задрущий [и др.]. Минск: БНТУ, 2012. 231 с.
2. **Шмитц К.** Рециклинг алюминия. Справ. руковод. / К. Шмитц, Й. Домагала, П. Хааг. М.: Алусил МВит, 2008. 528 с.

3. **Пылегазовые** выбросы при плавке алюминиевых отходов в короткопламенной роторной печи / Б. М. Немененок [и др.] // *Металлургия машиностроения*. 2010. № 1. С. 15–19.
4. **Флюсовая** обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А. В. Курдюмов [и др.]. М.: Metallurgiya, 1980. 196 с.
5. **Фомин Б. А.** *Металлургия вторичного алюминия* / Б. А. Фомин, В. И. Москвин, С. В. Махов. М.: ЭКОМЕТ, 2004. 240 с.

REFERENCES

1. **Zadrutskiy S. P., Nemenenok B. M., Rumyantseva G. A., Sletova N. V.** *Povyshenie ekologicheskoy bezopasnosti protsesov plavki i rafinirovaniya alyuminievykh splavov* [Increase of ecological safety of processes of melting and refining of aluminum alloys]. Minsk, BNTU Publ., 2012. 231 p.
2. **Shmitc K., Domagala J., Haag P.** *Recikling alyuminija* [Recycling of aluminum]. Moscow, Aljusil MViT Publ., 2008. 528 p.
3. **Nemenenok B. M., Rumyantseva G. A., Tribushevskiy L. V., Zadrutskiy S. P.** *Pylegazovye vybrosy pri plavke alyuminievykh otkhodov v korotkoplammennoy rotnoy pechi* [Dust emissions of aluminum waste melting in a short-rotary furnace]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2010, no 1, pp. 15–19.
4. **Kurdyumov A. V., Inkin S. V., Chulkov V. S., Grafas N. I.** *Flyusovay obrabotka i fil'trovanie alyuminievykh rasplavov* [Flux processing and filtration of aluminum melts]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 196 p.
5. **Fomin B. A., Moskvin V. I., Makhov S. V.** *Metallurgiya vtorichnogo alyuminiya* [Metallurgy of secondary aluminum]. Moscow, Ekomet Publ., 2004. 240 p.



УДК 669.53.01.99; 621.88
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-125-130

Поступила 05.07.2018
Received 05.07.2018

СОВРЕМЕННЫЕ СПОСОБЫ СОЗДАНИЯ МОДЕЛЬНЫХ КОМПЛЕКТОВ ДЛЯ ЛИТЬЯ

М. Л. КАЛИНИЧЕНКО, Л. П. ДОЛГИЙ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: kvlad@bntu.by,
С. Л. РОВИН, УП «ТЕХНОЛИТ», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: technolit@tut.by,
В. А. КУКАРЕКО, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 12,
В. А. КАЛИНИЧЕНКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.

Приведены данные по созданию модельных комплектов стержневой оснастки для изготовления форм и стержней из холоднотвердеющих песочно-глинистых смесей при индивидуальном, серийном и массовом производстве отливок из сплавов черных и цветных металлов. Проведен анализ составляющих их материалов и исследован ряд механических свойств связующих компонентов для их крепления. Выполнен анализ адгезивных составов ведущих мировых производителей, применяемых для изготовления высокопрочных модельных комплектов методами 3D-фрезерования.

Ключевые слова. Модельная оснастка, адгезивы, механические испытания на сдвиг, компьютерное имитационное моделирование.

Для цитирования. Калиниченко, М. Л. Современные способы создания модельных комплектов для литья/М. Л. Калиниченко, Л. П. Долгий, С. Л. Ровин, В. А. Кукареко, В. А. Калиниченко// Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 125–130. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-125-130.

MODERN METHODS OF CREATING CASTING MODEL KITS

M. L. KALINICHENKO, L. P. DOLGIY, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: kvlad@bntu.by,
S. L. ROVIN, «TECHNOLIT» Co, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: technolit@tut.by,
V. A. KUKAREKO, The Joint Institute of Mechanical Engineering of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 12, Akademicheskaya str.,
U. A. KALINICHENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave.

The article presents some information about creation of model kits and core equipment for the manufacture of molds and rods of cold-hardening sand-clay mixtures in the individual, serial and mass production of castings of ferrous and non-ferrous metals. There was analyzed their constituent materials and investigated a number of mechanical properties of the binding components for their attachment. Was shown the analysis of adhesive compositions of the world's leading manufacturers, used for the manufacture of high-strength model sets by 3D milling methods.

Keywords. Model kits, adhesives, mechanical shear tests, computer simulation.

For citation. Kalinichenko M. L., Dolgiy L. P., Rovin S. L., Kukareko V. A., Kalinichenko U. A. Modern Methods of Creating Casting Model Kits. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 125–130. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-125-130.

В настоящее время существует проблема снижения стоимости и трудоемкости, а также повышения оперативности изготовления модельной оснастки в литейном производстве. Для решения этой задачи используются методы создания модельных комплектов на основе полимерных материалов и пластиков, которые изготавливаются методом 3D-фрезерования с последующим соединением и креплением на основу (подмодельные плиты) с помощью клеевых адгезивных соединений. При изготовлении опытных образцов (до 10 шт.) требования к модельным комплектам не являются особенно жесткими, так как возможные дефекты и нестыковки полученных отливок устраняются способами механической обработки.

Однако при изготовлении установочных партий, где число серийных отливок превышает более 20, механическая обработка приводит к дополнительному увеличению стоимости продукции. Соответственно необходимо увеличение срока службы и точности модельного комплекта, что достигается путем повышения точности обработки детали комплекта и способов его крепления.

Существует большое количество пластических масс различных производителей для создания моделей, приспособленных под конкретные задачи: условия эксплуатации, серийность изделий и т. д. Для наших исследований были выбраны модельные пластики, доступные на рынке Республики Беларусь и получившие широкое распространение в отечественном литейном производстве: PROLAB 65 (Axson); PROLAB 75 (Axson); LAB 850 (Axson); WB-1404 RARU-TOOL (Rampf); Obo-werke 1000 (Obomodulan), предоставленные УП «Технолит» (табл. 1). Все эти пластики имеют приблизительно одинаковую температуру стеклования, но различную плотность, твердость и, как следствие, разные показатели прочности на сжатие и изгиб.

Таблица 1. Технические характеристики модельных обрабатываемых плит

Материал	Описание	Цвет	Применение	Плотность, г/см ³	Прочность на сжатие, МПа	Прочность на изгиб, МПа
PROLAB 65 (Axson)	Непористый материал, отличная размерная стабильность. Окрашивается. Обработка вручную или на станках инструментами для обработки дерева или алюминия	Красный	Мастер-модели и прототипы, фрезерованные или вырезанные вручную	0,65	28	34
PROLAB 75 (Axson)	Низкая плотность. Окрашивается. Отличная размерная стабильность	Серый	Оснастка для металлургии. Контрольные приспособления (ложементы) для неабразивных материалов. Мастер-модели для композитных форм под ручную выкладку или формование вакуумным мешком	0,78	54	43
LAB 850 (Axson)	Высокая ударпрочность, износостойкость. Простая ЧПУ-обработка, хорошая поверхность после обработки. Прочные кромки во время обработки	Синий	Литейная абразивостойкая оснастка, стержневые ящики и другая оснастка для обработки на станках с ЧПУ	1,18	41	57
WB-1404 RAKU-TOOL (Rampf)	Плотная структура поверхности, очень легко обрабатывается, хорошая стабильность размеров, хорошая устойчивость к истиранию, может подвергаться полировке	Оливковый	Негативы и выпуклые модели; модельные плиты для литья; модели, формы и модельная оснастка; пуансоны и матрицы для холодной штамповки. Дает возможность заменить алюминий в серийном производстве литейных форм и стержней	1,4	85–95	80–90
Obowerke 1000 (Obomodulan)	Однородная и гладкая поверхность, равномерная и мелкая структура вспенивания, высокая прочность края, минимальный коэффициент теплового расширения, простота обработки и низкое пылеобразование, физиологически нейтрален, без запаха	Кремовый	Дизайн-модели, архитектурные и рабочие модели, модели для испытаний, литьевые модели, копии, шаблоны, оснастка для ламинирования, пресс-формы, штампы	0,95	52	55

Для крепления этих пластических масс как друг с другом, так и с иными типами материалов, например, с МДФ, металлом, существует широкий спектр адгезивных связующих, разработанных как непосредственно для работы с материалом-партнером, так и универсальных, созданных для оптимизации изготовления сложных модельных комплектов (рис. 1). Для оценки надежности соединения различных материалов и монтажа моделей были выбраны двухкомпонентные адгезивы DP 8005 (3M), EPOLAM 2002 (Axson), UR 3569 (Axson), Prolab Glue (Axson), EP-2306 (Rampf), технические характеристики которых приведены в табл. 2.

При этом только DP 8005 является адгезивом на акриловой основе, все остальные представляют собой различные модификации на основе полиуретановой или эпоксидной смолы.

Были подготовлены образцы в форме цилиндров из различных видов модельного пластика с одинаковыми размерами и склеены адгезивными составами, приведенными в табл. 2. При этом исходили из

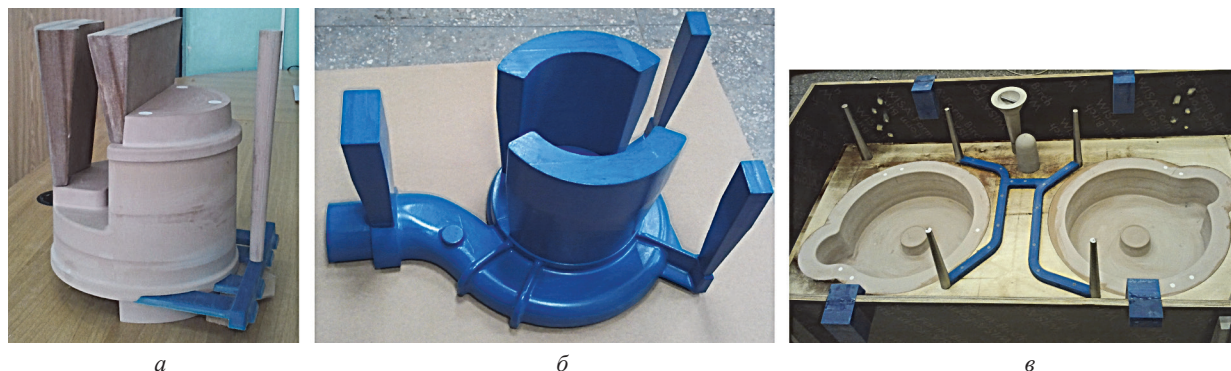


Рис. 1. Примеры исполнения модельной оснастки: а – модель корпуса с литниковой системой (МДФ и пластики PROLAB 65 и LAB 850); б – модель корпуса насоса (пластик LAB 850); в – модельная оснастка (МДФ и пластики PROLAB 75 и LAB 850)

Т а б л и ц а 2. Технические характеристики адгезивов

Адгезивы	DP 8005NS		EPOLAM 2002 (Axson)		UR 3569 (Axson)		PROLAB GLUE (Axson)		EP-2306 (Rampf)	
	Основа (Б)	Отвердитель (А)	Основа (Б)	Отвердитель (А)	Основа (Б)	Отвердитель (А)	Основа (Б)	Отвердитель (А)	Основа (Б)	Отвердитель (А)
Тип	акриловый		эпоксидная смола		полиуретановая смола		полиуретановая смола		эпоксидная смола	
Плотность, г/см ³	нет данных		1,14	0,99	1,05	1,03	1,60	0,68	0,77	1,00
Вязкость	17 000–30 000	35 000–55 000	1,700	60	7500	190	нет данных	нет данных	паста	90–130
Цвет	оранжевый	белый	прозрачный	прозрачный	бледно-желтый	бесцветный	коричневый	бежевый	коричневый	прозрачный
Время жизни, мин	2,5–3		45		20		14		н. д.	
Полная полимеризация, ч	8–24		24		24		5		0,4	
Соотношение компонентов	По массе 9,16Б: 1А		По массе 100Б: 12А		По массе 100Б: 40А		По массе 100Б: 50А		По массе 100Б: 30А	
	По объему 10Б: 1А		По объему 100Б: 14А		По объему 100Б: 39А		Нет данных		Нет данных	
Срок хранения	18 месяцев с даты производства при хранении в заводской упаковке при температуре 4 °С. Не замораживать		24 месяца от даты производства		12 месяцев с даты производства при хранении в заводской упаковке при температуре от 15 до 25 °С		12 месяцев с даты производства при хранении в заводской упаковке при температуре от 15 до 25 °С		12 месяцев с даты производства при хранении в заводской упаковке при температуре от 15 до 30 °С	
Прочность на изгиб, МПа	Нет данных		90		Нет данных		Нет данных		30–35	
Прочность на растяжение, МПа	Нет данных		60		30		Нет данных		Нет данных	
Температура стеклования, °С	Нет данных		65		105		Нет данных		60–65	
Область применения	Склеивает все виды пластиков, стекло, медь, нержавеющую сталь, гальванические покрытия		Для склеивания инструментов, негативов, отливок		Полиуретановая литейная смола для поверхностей, предназначенная для литейной оснастки (модели, стержневые ящики) или алюминиевых пресс-форм		Ремонт и соединение модельных плит		Клей для склеивания модельных плит	

того, что адгезивы Prolab Glue и EP-2306 предпочтительнее использовать на модельных плитах с пористой структурой типа PROLAB 65, адгезив UR-3569 предназначен специально для LAB 850, а EPOLAM 2002 и DP 8005 могут использоваться как универсальные.

Подготовку поверхности к склеиванию проводили по стандартной методике, описанной в [1].

На следующем этапе были проведены механические испытания на сдвиг, имитирующие воздействие формовочной смеси на модельные комплекты. Испытания образцов на сдвиг проводили на базе сертифици-

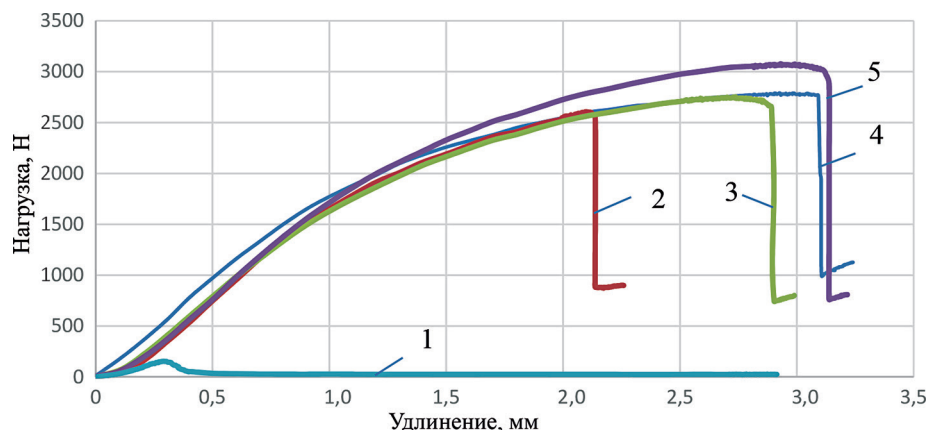


Рис. 2. Испытания на сдвиг с подложкой из плиты PROLAB-65: 1 – пластик, склеенный PROLAB GLUE; 2 – пластик, склеенный DP 8005; 3 – пластик, склеенный EPO-LAM 2002; 4 – исходный модельный пластик (PROLAB-65); 5 – пластик, склеенный EP-2306

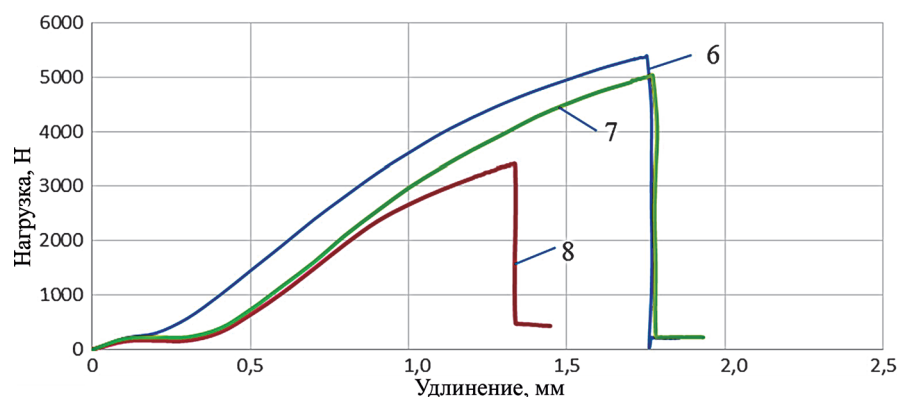


Рис. 3. Испытания на сдвиг с подложкой из плиты PROLAB-75: 6 – исходный модельный пластик (PRPLAB-75); 7 – пластик, склеенный EPO-LAM 2002; 8 – пластик, склеенный DP 8005

фицированного центра структурных исследований и трибомеханических испытаний материалов и изделий машиностроения ОИМ НАН Беларуси (ЦКП – ЦСИМИ ОИМ НАН Беларуси) с помощью разрывной машины Instron 300LX, с использованием специально подготовленной для испытаний на сдвиг оснастки (согласно ГОСТ 14759-69 Клеи. Метод определения прочности при сдвиге). Данные обрабатывали по программе Bluehill 2 (Великобритания).

Исходный образец – модельный пластик PROLAB 65, выдерживает нагрузку в 2790 Н при удлинении 2,93 мм. Адгезив EP-2306 обеспечивает наилучший результат, даже превышающий прочность самого пластика – 3077 Н при аналогичном удлинении, чуть ниже прочность при соединении с помощью EPO-LAM 2002–2752 Н и DP 8005–2606 Н при удлинении 2,09 мм. Худший результат из исследуемых материалов имеет PROLAB GLUE: 153 Н при удлинении 0,29 мм (рис. 2). Соединение, полученное с использованием DP 8005, EPO-LAM 2002, PROLAB GLUE, можно охарактеризовать как когезионный тип соединения, а склеенное соединение с помощью EP-2306 – как совмещающий разрыв по клею и самому материалу подложки.

Исходный образец – модельный пластик PROLAB 75, выдерживает нагрузку в 5390 Н при удлинении 1,75 мм. Наилучший результат продемонстрировал адгезив EPO-LAM 2002–5029 Н при практически аналогичном удлинении 1,77 мм, что не уступает результатам испытания исходного образца. Адгезив DP 8005 имеет более низкий результат – 3401 Н при удлинении 1,34 мм (рис. 3). При этом все склеенные образцы показали когезионный тип соединения.

Исходный образец – модельный пластик LAB 850, выдерживает нагрузку в 5136 Н при удлинении 6,17 мм. Адгезив EPO-LAM 2002 показывает наилучший результат даже по сравнению с исходным образцом – 5346 Н, однако при некоторой потере пластичности, при удлинении 4,71 мм, что практически совпадает с результатом исходного образца. Адгезив DP 8005 показал более низкий результат – 3760 Н при удлинении 1,34 мм, адгезив UR 3569–3025 Н при удлинении 1,10 мм (рис. 4). Соединение, полученное с использованием DP 8005, UR 3569, можно охарактеризовать как когезионный тип соединения, а склеенное соединение с помощью EPO-LAM 2002 – как совмещающий разрыв по клею и самому материалу подложки.

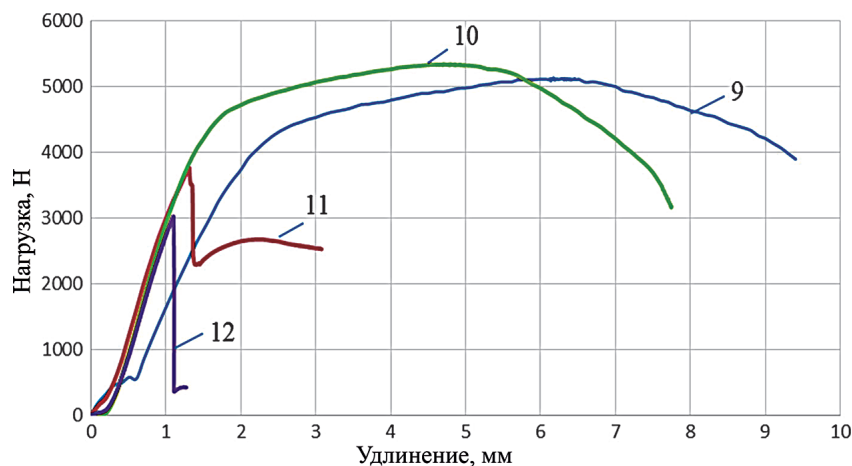


Рис. 4. Испытания на сдвиг с подложкой из плиты LAB-850: 9 – исходный модельный пластик (LAB-850); 10 – пластик, склеенный EPOLAM 2002; 11 – пластик, склеенный DP 8005; 12 – пластик, склеенный UR 3569

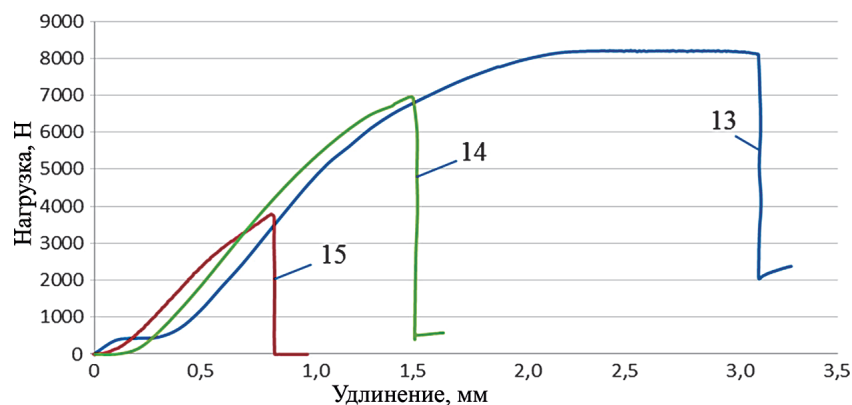


Рис. 5. Испытания на сдвиг с подложкой из плиты WB-1404 RAKU-TOOL: 13 – исходный модельный пластик (WB-1404 RAKU-TOOL); 14 – пластик, склеенный EPOLAM 2002; 15 – пластик, склеенный DP 8005

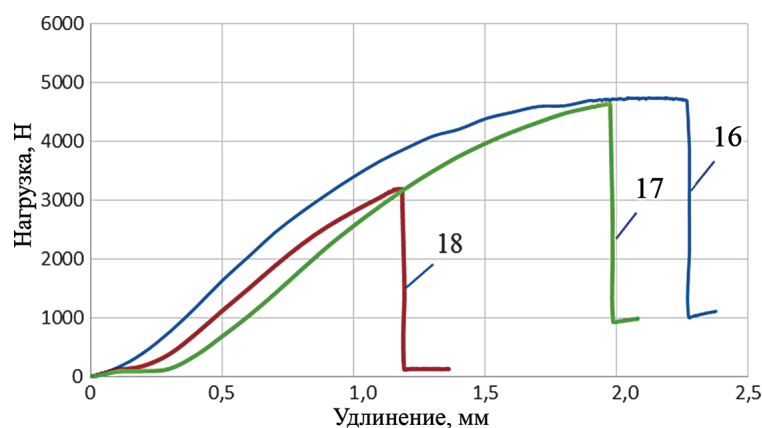


Рис. 6. Испытания на сдвиг с подложкой из плиты Obo-werke 1000: 16 – исходный модельный пластик (Obo-werke 1000); 17 – пластик, склеенный EPOLAM 2002; 18 – пластик, склеенный DP 8005

Исходный образец – модельный пластик WB-1404 RAKU-TOOL, выдерживает нагрузку в 8221,12 Н при удлинении 2,53 мм. При этом адгезив EPOLAM 2002–6964 Н при удовлетворительном удлинении 1,50 мм, что незначительно уступает по прочности исходному образцу. Адгезив DP 8005 имеет более низкий, но удовлетворительный результат – 3787 Н при удлинении 0,83 мм (рис. 5). При этом все склеенные образцы показали когезионный тип соединения.

Исходный образец – модельный пластик Obo-werke 1000, выдерживает нагрузку в 4750 Н при удлинении 2,04 мм. При этом адгезив EPOLAM 2002 обеспечивает практически такую же прочность – 4650 Н при удлинении 1,97 мм. Адгезив DP 8005 имеет результат – 3199 Н при удлинении 1,17 мм (рис. 6). При этом все склеенные образцы показали когезионный тип соединения.

Выводы

Проведен анализ клеевых составов, применяемых для создания модельных комплектов, и выполнены механические испытания клеевых соединений на сдвиг. Выявлено, что адгезив EPOLAM 2002 обеспечивает стабильно высокие результаты при испытаниях, близкие к показателям исходного пластика, в том числе по значению удельного удлинения, а в некоторых случаях даже превышает их, например, при склейке пластика LAB 850. При этом необходимо при работе с данным адгезивом строго соблюдать рекомендуемые производителем параметры, чтобы в дальнейшем избежать возникновения буртиков в местах склеивания.

Адгезив DP 8005 показал стабильный результат на всех видах пластика. Необходимо отметить, что это единственный акриловый адгезив из всех испытываемых, который имеет меньшую пластичность, чем EPOLAM 2002, и рекомендуется, в первую очередь, для материалов со слабой адгезией, например, таких, как полиэтилен.

Для модельных пластиков типа PROLAB-65 (с повышенной пористой структурой) наилучший результат показал адгезив EP-2306, однако и другие адгезивы показывают практически схожие результаты, за исключением PROLAB GLUE, который не приемлем для склеивания полиуретанов, но подходит для заделывания щелей, неровностей и отверстий.

Было установлено, что все исследуемые адгезивы при нагрузках, испытываемых моделью при формовке, имеют практически сходные характеристики с материалом модельного комплекта независимо от производителя и состава клея (исключение PROLAB GLUE).

Следовательно, выбор адгезива зависит от условий эксплуатации модельного комплекта и серийности изготавливаемых отливок, а также и других факторов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вильнав Ж. Ж. Клеевые соединения. М.: Техносфера, 2007. 385 с.

REFERENCES

1. Villenave J. J. *Kleevye soedineniya* [Glued joint]. Moscow, Technosphere Publ., 2007. 385 p.



УДК 669.017
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-131-140

Поступила 30.06.2018
Received 30.06.2018

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННЫХ СВАРНЫХ ШВОВ

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, А. И. ХАБИБУЛЛИН, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр-т Мира, 43

Получение, структура и свойства модифицированных сварных швов путем применения электродов с покрытиями, которые содержат наряду с классическими компонентами модифицирующую лигатуру. Лигатура представляет собой механически и термически синтезированные композиционные субмикроструктурные порошки с наноразмерными включениями оксидов алюминия. Реакционное механическое легирование является эффективной технологией получения нанокристаллических модифицирующих лигатур и модификаторов. Использование электродов с экспериментальным покрытием, содержащим механически сплавленную, композиционную лигатуру, приводит к устранению транс-кристаллического типа структуры металла шва и уменьшению размеров зерен в 2,5–3,0 раза (с № 8–9 до № 11–12), что обеспечивает снижение на 20–30% порога хладноломкости и увеличение на 15–25% механических свойств металла шва.

Ключевые слова. Сварка плавлением, электроды, модифицирующие покрытия, механически синтезированная лигатура, наноразмерные модификаторы, сварной шов, структура, свойства.

Для цитирования. Ловшенко Ф. Г., Хабибуллин А. И. Получение, структура и свойства модифицированных сварных швов // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 131–140. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-131-140.

GENERATION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE MODIFIED WELDING SEAMS

F. G. LOVSHENKO, A. I. KHABIBULIN, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

Preparation, structure and properties of modified welds by using electrodes with coatings, which contain, along with classical components, a modifying ligature. The ligature is mechanically and thermally synthesized composite submicrocrystalline powders with nanosized inclusions of aluminum oxides. Reactionary mechanical alloying is an effective technology of obtaining nanocrystalline modifying ligatures and modifiers. The use of electrodes with an experimental coating containing a mechanically alloyed, composite ligature to resolve transcrystalline type of structure of the weld metal and reduce the grain size by 2,5–3,0 times (from № 8–9 to № 11–12) reduces by 20–30% the threshold of cold brittleness and increase by 15–25% of mechanical properties of the weld metal.

Keyword. Fusion welding, electrodes, coating modifiers, mechanically synthesized ligature, nanoscale modifiers, weld, structure, properties.

For citation. Lovshenko F. G., Khabibulin A. I. Generation, structure and properties of the modified welding seams. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 131–140. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-131-140.

Введение

Актуальной задачей современного сварочного производства является создание электродов, обеспечивающих максимальную производительность и экономичность процесса, а также надежность и долговечность конструкции, достигаемых при выполнении условий равнопрочности сварного соединения и основного материала и отсутствия дефектов в шве и околошовной зоне.

Механические свойства сварного соединения зависят от его структуры, которая определяется химическим составом материалов, режимами сварки и термической обработкой. «Ослабленным» участком сварного соединения служит зона неполного расплавления. Снижение механических и эксплуатационных свойств в этой зоне вызвано протеканием термически активированных структурных и фазовых превращений, включающих и рост зерна. Однако наиболее проблемным участком, определяющим в ряде случаев работоспособность сварочной конструкции, является собственно сварочный шов. Он,

как правило, имеет столбчатое крупнозернистое строение, обусловленное направленной кристаллизацией расплавленного металла сварочной ванны, а также достаточно медленным его охлаждением. Так как в процессе кристаллизации рост зерен начинается от периферии сварочной ванны и направлен к центру сварного шва, то на оси шва образуется граница соприкосновения дендритов, что приводит к образованию зоны с повышенным содержанием легкоплавких соединений, легирующих элементов и вредных примесей. Дендритное строение и ликвация в центре шва существенно снижают механические и эксплуатационные свойства сварного соединения.

Для устранения перечисленных выше явлений используют различные технологические приемы. Основные из них: увеличение скорости охлаждения шва, термическая обработка, наложение ультразвуковых колебаний на кристаллизующийся металл, применение сварочных материалов с карбонитридным упрочнением. В последнем случае дисперсные включения карбидов и нитридов ванадия и ниобия выполняют роль модификаторов первого рода [1]. Однако реализация этих методов, с одной стороны, усложняет и удорожает получение сварных изделий, а с другой – в ряде случаев не обеспечивает требуемые свойства соединения и, прежде всего, порога хладноломкости, определяющего надежность и долговечность конструкций, работающих при низких температурах и знакопеременных динамических нагрузках. Решение этой проблемы находится на пути устранения транскристаллитной структуры металла шва, ее гомогенизации и снижения размеров зерна до номеров 11–12. Перспективным методом достижения этого является применение электродов с покрытиями, содержащими наноразмерные модификаторы первого рода или компоненты, обеспечивающие их формирование в сварочной ванне в процессе сварки [2–4].

Эффективным способом получения композиционных порошков, аналогичных приведенным выше, которые в качестве добавки вводятся в обычно применяемую шихту для покрытий, является реакционное механическое легирование [5–7]. Метод экологически безопасен, основан на использовании простого, надежного оборудования; дешевого и доступного исходного сырья; универсален; обеспечивает высокую воспроизводимость результатов и позволяет получать широкую гамму материалов на основе металлов практически без ограничения их по составу. Он заключается в обработке реакционно способной порошковой шихты в энергонапряженной мельнице-механореакторе, в процессе которой имеют место механохимические структурно-фазовые превращения. В общем случае продуктом механического легирования служит гранулированная композиция с размером частиц, как правило, не превышающим 0,5 мм. Они имеют структуру основы субмикроструктурного типа (величина зерна $\leq 0,2$ мкм), стабилизированную механически синтезированными наноразмерными включениями ($d \leq 50$ нм) фаз, обладающих высокими значениями температуры плавления, а также модуля сдвига и стойких против коагуляции и роста при нагреве до температур, не ниже $0,8T$ плавления основы. Этим требованиям отвечают оксиды таких элементов, как алюминий, магний, титан, хром, цирконий, бериллий, редкоземельные элементы. С учетом физико-механических свойств, стоимости, экологической и санитарной безопасности практический интерес представляют, прежде всего, оксиды алюминия. Исходя из этого, основными компонентами шихты для получения механически легированных композиционных порошков являются оксиды, имеющие низкую термодинамическую стабильность, и один из приведенных выше металлов, обладающий высоким сродством к кислороду. При этом элемент, восстановленный из оксида, по меньшей мере, не должен оказывать отрицательного влияния на свойства сварного шва. Субмикроструктурная структура основы, стабилизированная термодинамически стабильными наноразмерными включениями оксидов, является устойчивой и наследуется компактными сплавами, получаемыми различными способами, включая и литье [5, 6], что позволяет сделать обоснованный вывод о перспективности применения механически легированных материалов подобного типа в качестве модификаторов сварочного шва.

Цель настоящей работы – исследование возможности получения модифицированных сварных швов с повышенным комплексом механических свойств путем применения электродов с покрытиями, содержащими наряду с классическими компонентами модифицирующую лигатуру, представляющую собой механически и термически синтезированные композиционные субмикроструктурные порошки с наноразмерными включениями термодинамически стабильных, тугоплавких модифицирующих оксидов алюминия.

Методика исследования, материалы и оборудование

Технология производства модифицирующей лигатуры базируется на том, что наноразмерные тугоплавкие соединения (оксиды алюминия), выполняющие роль модификаторов первого рода и обеспечи-

вающие дисперсное упрочнение сварного шва, образуются в результате механически и термически активируемого взаимодействия между исходными компонентами порошковой композиции, имеющего место при механическом легировании и отжиге. Процесс получения лигатуры включает следующие этапы: проектирование исходного состава смеси, получение механически легированной композиции, термическую активацию композиции (отжиг), измельчение спека и сепарацию продукта размола.

Шихта для лигатуры в качестве реагирующих компонентов содержала порошки алюминия (ПА-4, ГОСТ 6058-73) и одного из технически чистых оксидов Fe_2O_3 , Ni_2O_3 , MoO_3 , обладающих более высоким значением ΔG° образования, чем оксид алюминия (Al_2O_3). Основой шихты для лигатуры являлся порошок железа (ПЖ2М2, ГОСТ 9849-74). Кроме термодинамического фактора, во многом определяющего кинетику протекания окислительно-восстановительных превращений в шихте, при выборе исходных компонентов учитывались их стоимость, экологическая безопасность и доступность, а также влияние восстановленных из оксидов металлов на свойства сварного шва. Содержание в лигатуре легирующих компонентов – алюминия и оксида при условии полного взаимодействия между ними отвечало стехиометрически необходимому для образования 10% Al_2O_3 . Исходя из этого, концентрация порошка алюминия в исходной шихте составляла 5,5%, а технически чистых оксидов Fe_2O_3 – 15%, Ni_2O_3 – 11,2, MoO_3 – 13,6%. Расчетное содержание восстановленного из оксидов металла в этом случае составляло Fe – 10,5%, Ni – 11,2, Mo – 9,1%.

Следует отметить, что исходные компоненты шихты для лигатуры содержат значительное количество примесей, основными из которых являются углерод и кислород. Так, концентрация этих элементов в порошке железа (ПЖ2М2), являющемся основой композиций, достигает 0,15–0,20 и 0,2–0,25% соответственно. Эти примеси, несомненно, являются компонентами шихты и участвуют в механически и термически активируемых превращениях, протекающих на всех этапах производства композиционных порошков и покрытий из них.

В качестве базовой для производства лигатур принята система с оксидом железа Fe_2O_3 . Исходная шихта для лигатуры состояла из порошков, взятых в следующем соотношении: «79,5% ПЖ2М2 + 5,5% ПА-4 + 15% технически чистый порошок Fe_2O_3 ». Основой для покрытий экспериментальных электродов служила шихта, применяемая для производства стандартных электродов МР-3, в которую дополнительно вводили 10% разрабатываемой лигатуры. Приведенная концентрация алюминия и оксидов в шихте обеспечивала безопасную реализацию процесса механического легирования, исключающего недопустимое протекание механически активируемого взаимодействия между реагирующими компонентами в режиме СВС.

Использовали лигатуры, полученные как с применением поверхностно-активного вещества (ПАВ), так и без него. Содержание ПАВ в исходной шихте составляло 0,5%. Исследовано также влияние отжига лигатуры на структуру и свойства лигатуры, шва и зоны неполного расплавления. Термическая обработка механически легированных порошков осуществлялась в атмосфере аргона в течение 1 ч в печи, нагретой до 450 °С. Технологические особенности получения лигатуры для покрытий электродов № 1–4 приведены в таблице.

Технологические особенности получения лигатуры для покрытий электродов

Номер электрода	Наличие ПАВ в шихте	Отжиг механически легированной шихты
1	–	–
2	–	+
3	+	–
4	+	+

Механическое легирование проводили в герметически изолированном рабочем пространстве в четырехкамерной вибромельнице гирационного типа, обеспечивающей ускорение размалываемых тел, равное $140 \text{ м} \cdot \text{с}^{-2}$. Степень заполнения водоохлаждаемых камер (объемом $1,5 \text{ дм}^3$ каждая), имеющих цилиндрическую форму, рабочими телами составляла 75%.

При этом соотношение объемов рабочих тел и обрабатываемой порошковой композиции составляло 8:1. Рабочими телами служили шары из стали ШХ15СГ твердостью 62 HRC и диаметром 11,15 мм. Порошки лигатуры и стандартного электродного покрытия смешивали в шаровой мельнице типа «пьяная бочка» в течение 20 мин и полученную шихту наносили на стержень электрода. В качестве наплавляемого материала использовали стандартный электрод марки МР-3 с диаметром стержня 3 мм.

Сварной шов формировали на стальной трубе из стали БСтЗ с толщиной стенки 2,5 мм. С целью обеспечения полного проплавления металла и образования качественного шва трубу предварительно разрезали вдоль оси для создания зазора 0,7–0,8 мм. Сварку проводили при следующих режимах: ток – 50–80 А, скорость сварки – 10 м/ч, длина дуги – 3–4 мм.

Структурно-фазовые превращения, протекающие на всех этапах получения модифицирующих порошков для покрытий на электродах, и их влияние на структуру и свойства сварного шва исследовали с использованием стандартных методик и приборов металлографического, электронно-микроскопического, рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального, термогравиметрического, фрактографического и других методов анализа.

Результаты исследования и их обсуждение

Установлению закономерностей протекания структурно-фазовых превращений, имеющих место при обработке в механореакторе шихты разных систем, включая и рассматриваемые в данной статье, посвящено ряд исследований авторов, результаты которых представлены в [5–7]. В процессе механического легирования параллельно протекают процессы разрушения частиц и сварки осколков. В системах «Fe (основа) – Al – оксид (Fe_2O_3 , Ni_2O_3 , MoO_3)», как и в подобных им типах, формирование механически легированных композиционных частиц проходит через три основных этапа. На первом преобладает процесс разрушения порошковых частиц. Он определяется скоростью накопления дефектов кристаллического строения, возникающих при пластической деформации частиц. Параллельно с разрушением в результате адгезии, обусловленной в основном ван-дер-ваальсовыми и электростатическими силами, имеют место процессы агломерации и грануляции, получающие развитие, прежде всего, при контакте свежих поверхностей. При ударном воздействии размалывающих тел в агломерированной композиции происходит сварка, сопровождающаяся взаимодиффузией и химическим взаимодействием между компонентами. В результате многократно повторяющихся процессов разрушения и сварки формируется гранулированная композиция, в которой исходные компоненты или продукты их взаимодействия связаны и равномерно распределены между собой. Соотношение между скоростями измельчения и грануляции зависит от суммарного воздействия ряда взаимосвязанных процессов, выделить количественный вклад каждого из которых практически невозможно. Внешней стороной, отражающей сложные физико-химические процессы, протекающие при механическом легировании, является изменение морфологии и размера частиц обрабатываемой композиции.

На начальном этапе обработки, продолжительность которого составляет 1–3 ч, исходная осколочная форма порошков изменяется на пластинчатую. Дальнейшая обработка вызывает измельчение пластинок и образование частиц осколочного типа размером менее 10 мкм с последующей их агломерацией и сваркой, что приводит к формированию композиционных частиц (гранул), имеющих форму, близкую к равноосной. Основным механизмом роста гранул является «наваривание» на них мелких осколков, как правило, чешуйчатой формы. Динамическое равновесие между процессами разрушения и сварки композиционных частиц наступает после обработки в механореакторе в течение 6–7 ч. Дальнейшая обработка практически не изменяет форму и размер частиц. Наряду с этим получает некоторое развитие собирательная грануляция. Последняя приводит к формированию относительно крупных композиционных частиц, образующихся путем сварки между собой нескольких гранул, каждая из которых сохраняет свою текстуру. Величина этих частиц примерно в 2–3 раза превышает средний размер гранул. Объемная доля их достигает 5%. При нормальном течении процесса механического легирования собирательная грануляция получает развитие на поздней стадии обработки ($\tau > 8$ ч).

Средний размер частиц после механически легированных композиций «Fe (основа) – Al – оксид (Fe_2O_3 , Ni_2O_3 , MoO_3)» зависит от легирующего оксида и находится в пределах 30–50 мкм (рис. 1, 2). Минимальная величина их в системе с MoO_3 . Гранулы характеризуются высокой плотностью с отдельными порами и трещинами. Микроструктура гранулированных композиций примерно одинакова. После обработки в течение более 6 ч они металлографически однородны – включения легирующих компонентов, а также границы зерен не выявляются. Последнее указывает на то, что компоненты или продукты их взаимодействия между собой или основой в пределах каждой гранулы распределены равномерно, и композиция в целом металлографически гомогенна и имеет ультрадисперсное строение (рис. 2).

Таким образом, многократно повторяющиеся процессы интенсивной пластической деформации, разрушения частиц и сварки осколков, имеющие место при обработке шихты в механореакторе, механически активируют диффузию компонентов и взаимодействие между ними, что приводит к формированию

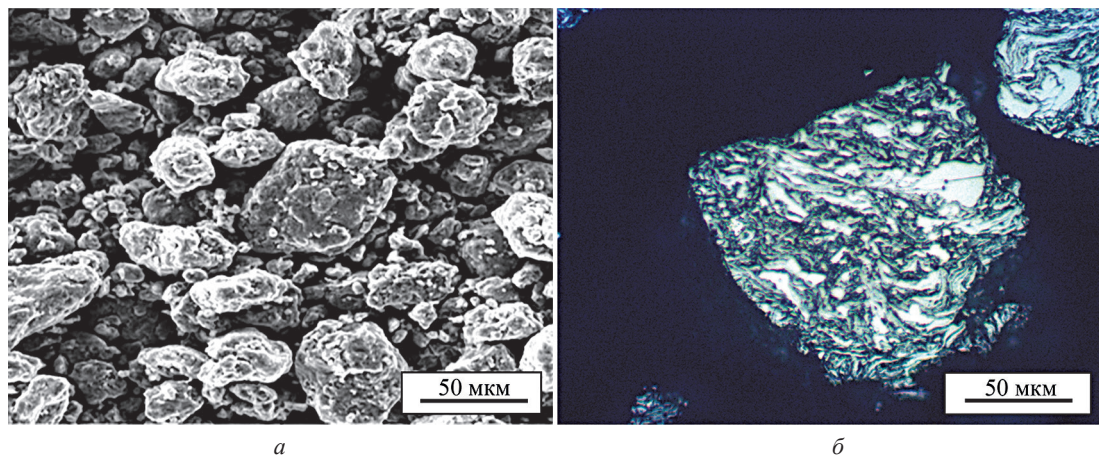


Рис. 1. Форма, размер, топография поверхности и структура частиц механически легированных порошков базовой композиции: *а* – нетравленные; *б* – после травления

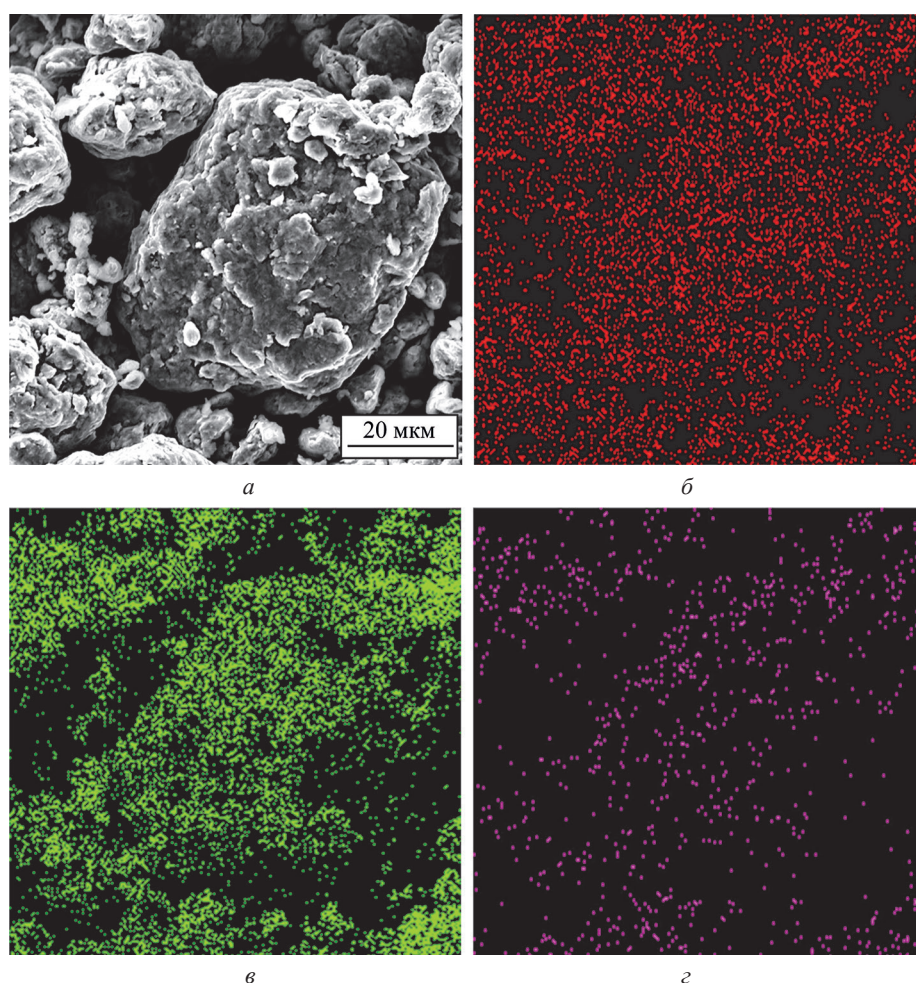


Рис. 2. Топография поверхности механически легированных частиц порошка базовой композиции (СЭМ) и распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в нем: *а* – топография поверхности частиц; *б* – Fe; *в* – Al; *г* – O

гранулированной композиции, гомогенной на наноуровне по составу и обуславливает структурно-фазовые превращения в ней. При этом независимо от состава композиции структура основы формируется по механизму, сочетающему механизму динамического возврата, включающему этапы: накопление дислокаций до максимально возможной плотности ($\rho \geq 10^{12} \text{ см}^{-2}$), их перестройку с образованием фрагментированной субструктуры, превращение фрагментов в кристаллиты со степенным распределением ОСМД, обусловленным наличием дислокационных стенок.

Структура основы систем, подвергнутых обработке в механореакторе, состоит из зерен со средним размером, не превышающим 150 нм, разделенных на блоки величиной не более 20 нм, и относится к суб-

микрористаллическому типу. Она характеризуется большой площадью поверхности раздела между компонентами, что способствует образованию центров кристаллизации новых фаз и ускоряет процесс их формирования. Механически активируемые фазовые превращения протекают в направлении уменьшения свободной энергии систем. При этом фазовый состав композиций равновесного состояния не достигает. Скорость и полнота протекания однотипных реакций возрастают с уменьшением значения энергии Гиббса взаимодействия между компонентами.

В системах «металл (основа) – легирующий металл с высоким сродством к кислороду – легирующий оксид, имеющий высокое значение энергии Гиббса образования», к которым относятся и рассматриваемые композиции «Fe (основа) – Al – оксид (Fe_2O_3 , Ni_2O_3 , MoO_3)», основные механически активируемые реакции – окислительно-восстановительные. Их продуктами являются оксиды легирующего металла, элементы, восстановленные из легирующего оксида или их низшие оксиды. Кроме того, имеют место вторичные превращения, заключающиеся во взаимодействии продуктов первичных с металлом основы или между собой с формированием твердых растворов легирующих элементов в основном металле, интерметаллидов и др.

Механизм реализации механически активируемых окислительно-восстановительных реакций в приведенных выше композициях включает одновременно протекающие и взаимосвязанные процессы: формирование гранулированной композиции с дисперсным и равномерным распределением легирующих компонентов; растворение легирующего металла (Al) в основе; внутреннее окисление легирующего металла легирующим оксидом. При этом восстановление оксида при механически активируемых превращениях так же, как и термически активируемых, протекает поэтапно: высший оксид – низший оксид – восстановленный элемент. Образовавшиеся в процессе внутреннего окисления оксиды алюминия находятся в виде рентгеноаморфных кластеров или наночастиц ($d \leq 5$ нм). Они отличаются высокой стойкостью против роста при нагреве до температур более $0,8T_{\text{пл}}$ и являются эффективными модификаторами. Эту же роль способны выполнять также тугоплавкие субмикрористаллические частицы восстановленных из оксидов металлов, например, молибден и сформировавшиеся в результате протекания вторичных превращений интерметаллиды.

Следует отметить, что с приемлемой для практики скоростью протекают механически активируемое образование твердых растворов и окислительно-восстановительные превращения. При этом последние получают развитие при ΔG_T^o реакции ≤ -170 кДж/моль атом О. В исследуемых системах с Fe_2O_3 , Ni_2O_3 , MoO_3 ΔG_T^o окислительно-восстановительных реакций реакции значительно меньше ≤ -170 кДж/моль атом О и изменяется в пределах от -280 кДж/моль атом О (система с Fe_2O_3) до -312 кДж/моль атом О (система с MoO_3). При взаимодействии между металлами значение ΔG_T^o реакции, как правило, больше -170 кДж/моль атом О. Можно предположить, что это является одной из причин низкой скорости механически активируемого образования интерметаллидов, включая и алюминиды, которые в большинстве механически легированных систем, в количестве достаточном для их однозначной идентификации, отсутствуют.

Следует отметить, что на полноту протекания механически активируемых окислительно-восстановительных превращений наряду с термодинамическими существенное влияние оказывают физические свойства легирующих оксидов и наличие ПАВ в обрабатываемой шихте. Так, несмотря на близкие значения энергии Гиббса реакций $2n\text{Al} + 3\text{Me}_m\text{O}_n = n\text{Al}_2\text{O}_3 + 3m\text{Me}$ в исследуемых композициях, полнота протекания механически активируемых окислительно-восстановительных превращений в системах Fe_2O_3 , Ni_2O_3 не превышает 30–50%, в то время как в композиции с MoO_3 ее значение достигает 80% [8]. Это объясняется тем, что возгонка молибденового ангидрида, имеющая место при температурах выше 795°C , периодически возникающего в микрообъемах композиции, подвергаемой обработке в механореакторе, приводит к распределению MoO_3 по поверхности частиц шихты в виде мономолекулярного или близкого к нему слоя, что, с одной стороны, способствует диспергированию смеси и предотвращает ее преждевременную грануляцию, а с другой – многократно увеличивает площадь поверхности непосредственного контакта между реагирующими компонентами, активируя превращения и полноту их протекания. В этом случае MoO_3 наряду с основной функцией, как источник кислорода, является своеобразным ПАВ. Установлено, что введение ПАВ в шихту с Fe_2O_3 , Ni_2O_3 увеличивает полноту протекания механически активируемых превращений на 20–30%, что приводит к повышению концентрации механически синтезированных фаз.

В то же время следует подчеркнуть, что во всех случаях в процессе обработки шихты в механореакторе фазовые превращения не завершаются и фазовый состав механически легированных композиций принципиально отличается от равновесного. Согласно термодинамическому анализу, проведенному с учетом наличия в исходном порошке железа ПЖ2М2 примесей – углерода (0,15–0,20%) и кислорода

(0,20–0,25%), композиции должны состоять из *феррита, цемента и оксида алюминия* (Al_2O_3). При этом никель, восстановленный из легирующего оксида, должен растворяться в феррите, а молибден образовывать карбид Mo_2C , заменяющий в системе с MoO_3 цементит. В реальных системах, подвергнутых обработке в механореакторе, присутствуют *феррит, аустенит, мартенсит и карбиды* $Fe_4C_{0,63}$, Fe_2C , а также исходные компоненты. При этом оксиды алюминия рентгеноструктурным анализом не идентифицируются. В то же время, согласно результатам рентгеновского исследования, механическое легирование в 2–3 раза снижает интенсивность дифракционных линий алюминия и легирующего оксида, что однозначно указывает на уменьшение концентрации последних, обусловленное механически активируемым взаимодействием их между собой, продуктом которого являются оксиды алюминия, находящиеся в наноразмерном (кластерном) и рентгеноаморфном состоянии [5, 6]. Дополнительным подтверждением этому является высокая микротвердость (680–720 HV) и жаропрочность исследуемых механически легированных систем. Так, после отжига при 1000 °С их микротвердость находится в пределах 450–500 HV. Стойкость против рекристаллизации однозначно указывает на дисперсное упрочнение, обусловленное наноразмерными, термодинамически стабильными фазами оксидов алюминия, имеющими высокое значение модуля сдвига. Наличие в структуре мартенсита объясняется имеющим место при обработке шихты в механореакторе многократным ударным воздействием, вызывающим пластическую деформацию сформировавшихся стальных композиционных частиц, разогревающую микрообъемы до температур выше A_{c1} с их последующим охлаждением ниже M_n , что приводит к протеканию фазовых превращений $Fe_\alpha + C + \text{легирующие металлы (л. м.)} \rightarrow Fe_\gamma(C, \text{л. м.}) \rightarrow Fe_\alpha(C, \text{л. м.}) + Fe_\gamma(C, \text{л. м.})_{\text{ост}}$, в результате которых образуются наноразмерные включения мартенситной фазы. Продуктами этих процессов являются также аустенит остаточный ($Fe_\gamma(C, \text{л. м.})_{\text{ост}}$) и карбиды $Fe_4C_{0,63}$, Fe_2C . Последние образуются в результате механически активируемого распада мартенсита.

Термическая обработка (отжиг) механически легированных порошков, осуществлявшаяся в атмосфере аргона в течение 1 ч в печи, нагретой до 450 °С, активирует взаимодействие между компонентами и приближает фазовый состав к равновесному, но не достигает его. В композиционных порошках, подвергнутых отжигу, кроме равновесных фаз *феррита, цемента и оксида алюминия* (Al_2O_3), в небольшом количестве присутствуют продукты неполного взаимодействия между реагирующими компонентами, основными из которых являются низшие оксиды железа и никеля, а также $FeAl$, $FeNi_3$, Fe_3Mo . Исходя из теплосодержания механически легированных композиций, подвергнутых отжигу, полнота протекания фазовых превращений не превышает 90%.

Особенность разработанных лигатур – их высокая жаропрочность. Высокая твердость и субмикроструктурный тип структуры основы, сохраняющиеся после отжига в широком интервале температур, верхнее значение которого достигает $0,85T_{\text{пл.основы}}$, определяются комплексным упрочнением механически легированных композиций, сочетающим зернограницное, дисперсионное, дисперсное виды упрочнения. Дисперсионное упрочнение, сохраняющееся после отжига до температур не выше $0,5T_{\text{пл.основы}}$, вызвано дисперсными образованиями карбидов железа и интерметаллидов. Жаропрочность определяется наличием синтезированных в процессе реализации технологии наноразмерных термодинамически устойчивых фаз оксидов алюминия, имеющих высокое значение температуры плавления и стабилизирующих границы зерен и субзерен. Можно ожидать, что наличие ультрадисперсных тугоплавких включений оксидов алюминия обеспечит разработанным лигатурам высокий модифицирующий эффект. Это подтверждается результатами ранее выполненных работ [9] по исследованию влияния механически легированных лигатур подобного типа на структуру, фазовый состав и свойства литых хромовых бронз. Применение их обеспечивает высокий модифицирующий эффект. Структура основы этих бронз относится к микроструктурному типу со средним размером однородных равновесных зерен менее 0,8 мкм.

Микроструктура сварного шва, полученного на стальной трубе при сварке стандартным электродом марки МР-3, имеет классическое строение, характерное для швов ручной дуговой сварки за один проход. Для нее характерна типичная крупноугольчатая дендритная структура (рис. 3, а) с направлением роста зерен от основного металла к центру шва. Размер одного дендрита составляет приблизительно 100 мкм в диаметре. Структура металла шва, полученного при использовании экспериментального электрода 4, существенно отличается формой и размерами (рис. 3, б): практически исчезает дендритная структура и значительно уменьшается размер зерна.

Существенное влияние на измельчение зерен оказывает промежуточный отжиг, проводимый после механического легирования шихты. При его отсутствии в процессе сварки в связи с дополнительным тепловыделением наблюдается рост зерен наплавленного металла (рис. 4).

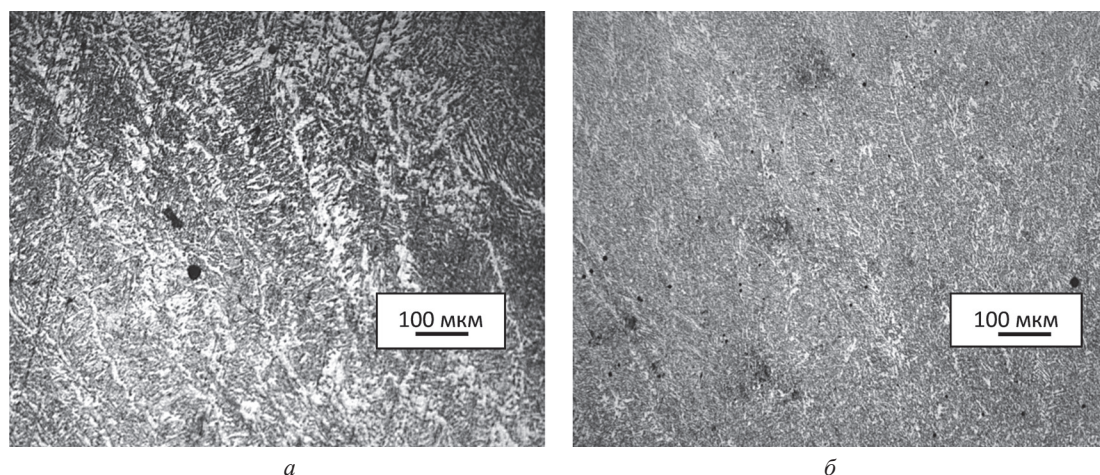


Рис. 3. Структура металла швов, образованных стандартными и экспериментальными электродами 4: *а* – структура металла шва, полученная при использовании стандартного электрода (МР-3); *б* – структура металла шва, полученная при использовании экспериментального электрода 4 (МЛ с ПАВ и промежуточным отжигом)

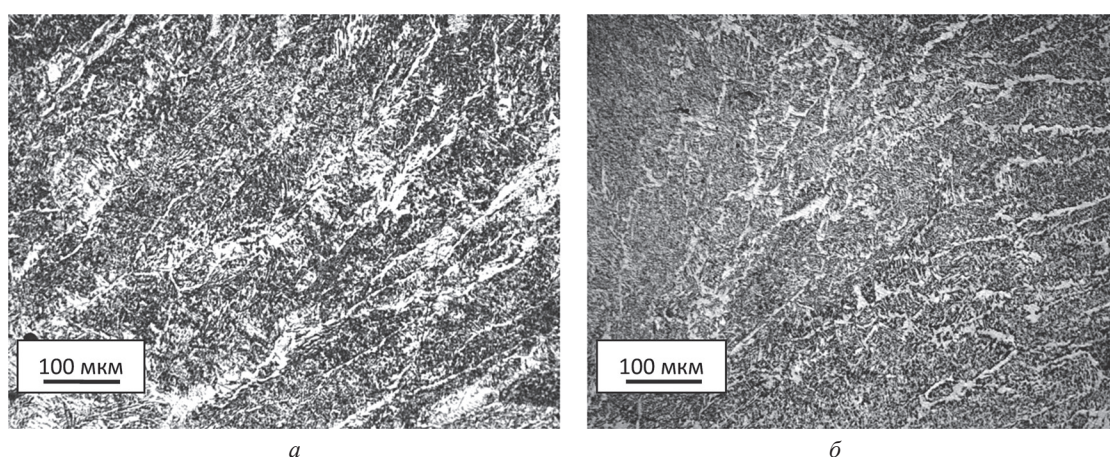


Рис. 4. Структура металла швов, образованных при использовании электродов 1, 2: *а* – структура металла шва, полученная при использовании экспериментальных электродов 1 (без ПАВ и промежуточного отжига); *б* – структура металла шва, полученная при использовании экспериментальных электродов 2 (с промежуточным отжигом, но без использования ПАВ)

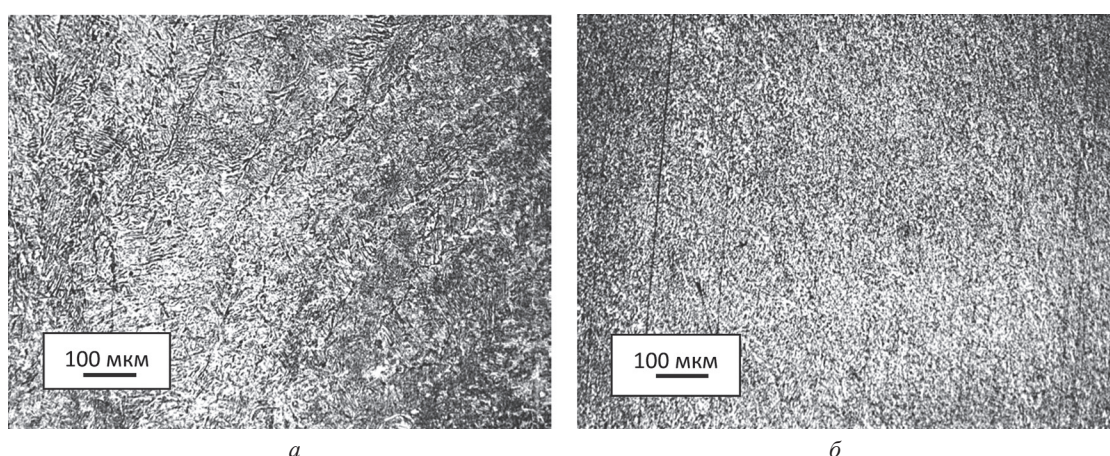


Рис. 5. Структура металла швов, образованных при использовании электродов 3, 4: *а* – структура металла шва, полученная при использовании электродов 3 (МЛ с ПАВ без промежуточного отжига); *б* – структура металла шва, полученная при использовании электродов 4 (МЛ с ПАВ с промежуточным отжигом)

Применение ПАВ в процессе механического легирования приводит к дополнительному измельчению структуры шва (рис. 5). Аналогичные изменения структуры наблюдаются и в наиболее ответственных участках сварного соединения, зонах сплавления (рис. 6–8), отвечающих за свойства и работоспособность сварного соединения. На изображении структуры основной металл отличается более светлым

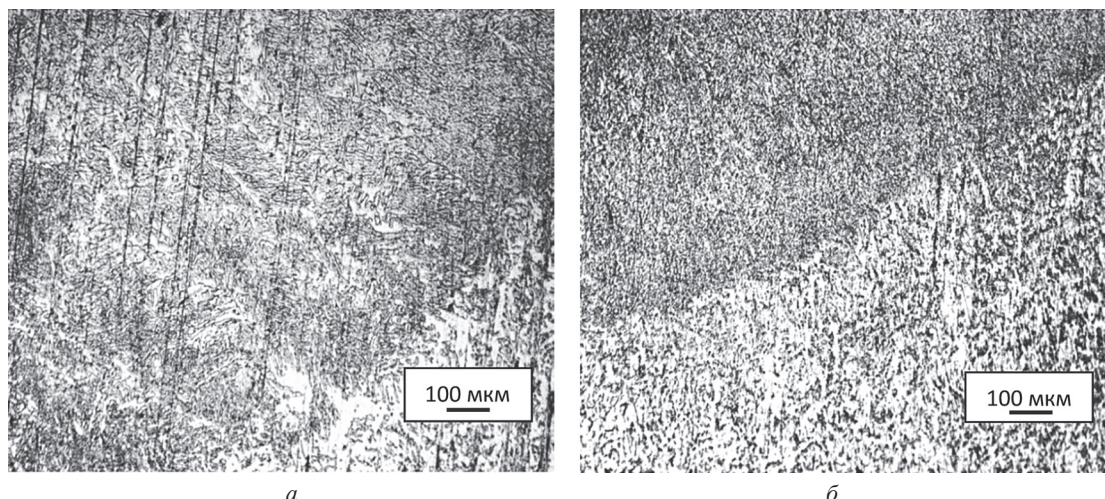


Рис. 6. Структура зон сплавления (неполного расплавления): *а* – стандартный электрод (МР-3); *б* – экспериментальный электрод 4

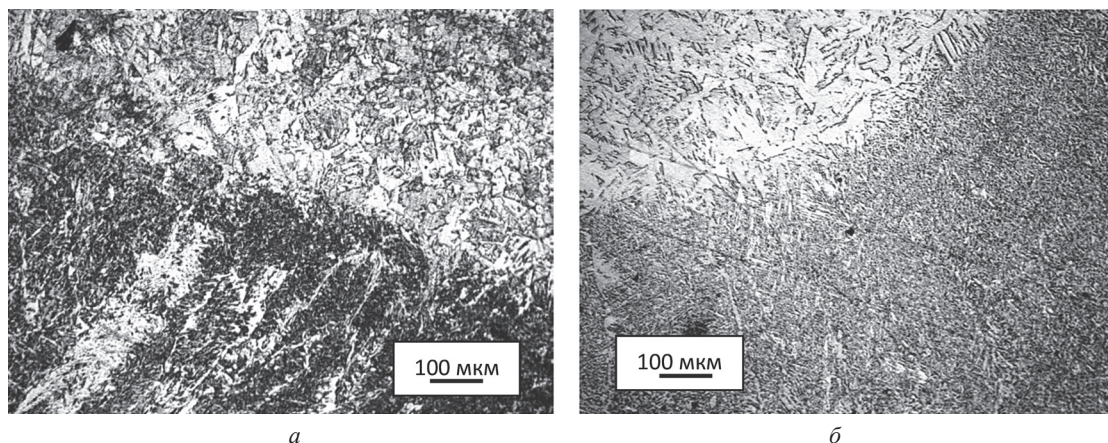


Рис. 7. Структура зон сплавления электродов 1, 2: *а* – структура зоны сплавления, полученная при использовании электродов 1 (МЛ без ПАВ без промежуточного отжига); *б* – структура зоны сплавления, полученная при использовании электродов 2 (МЛ без ПАВ с промежуточным отжигом)

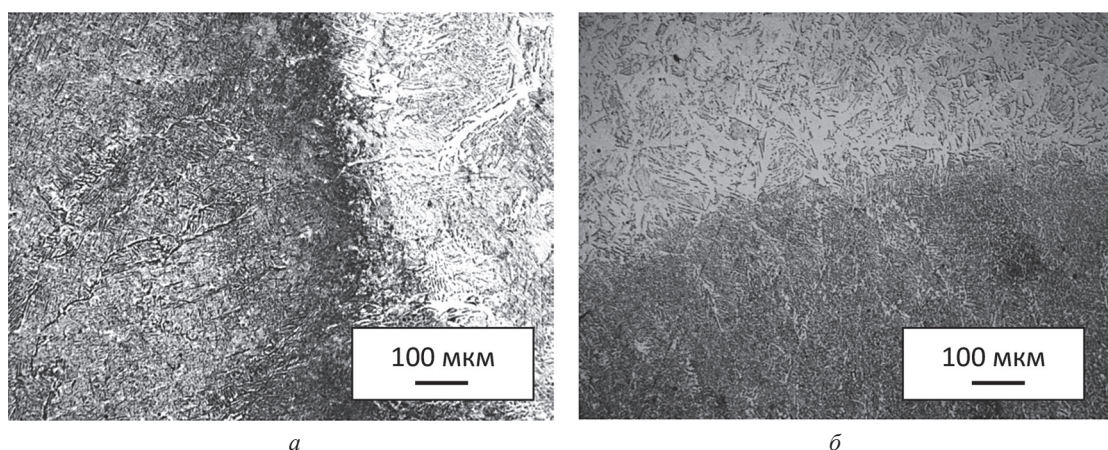


Рис. 8. Структура зон сплавления электродов 3, 4: *а* – структура зоны сплавления, полученная при использовании электродов 3 (без промежуточного отжига); *б* – структура зоны сплавления, полученная при использовании электродов 4 (с промежуточным отжигом)

фоном, так как менее травим. Кроме эффекта существенного измельчения структуры, можно отметить и практически исчезновение зоны столбчатых кристаллитов.

Экзотермическое взаимодействие между не прореагировавшими компонентами лигатуры, имеющее место в процессе сварки, обеспечивает заметный тепловой эффект, уменьшающий скорость охлаждения и затвердения металла шва. Это способствует выходу из него газовых и неметаллических включений, а также позволяет интенсифицировать процесс сварки и повысить устойчивость его протекания. Вели-

чина сварочного тока при сварке стальной трубы из стали БСтЗ с толщиной стенки 2,5 мм снизилась с 80 А у стандартных электродов, до 50 А у экспериментальных.

Результаты исследования механических и эксплуатационных свойств сварного соединения показали, что использование электродов с покрытиями, содержащими механически сплавленную композиционную модифицирующую лигатуру с термореагирующими компонентами, способными в результате термической активации образовывать наноразмерные тугоплавкие химические соединения, приводит к устранению транскристаллической структуры металла шва и уменьшению размеров зерен в 2,5–3,0 раза (с номера 8–9 до номера 11–12). Это обеспечивает снижение на 20–30 °С порога хладноломкости и увеличение на 15–25% механических свойств металла шва. При этом наибольший эффект достигается при использовании в качестве компонентов шихты для производства лигатуры Ni_2O_3 , MoO_3 .

Выводы

Применение в качестве компонентов для покрытий электродов механически сплавленных микро-и/или субмикроструктурных лигатур, содержащих в качестве модификаторов первого рода наноразмерные тугоплавкие включения оксидов алюминия, является эффективным способом улучшения структуры и повышения комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств сварных соединений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лахтин Ю. М. Материаловедение: учеб. для вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. 6-е изд., стер. М.: Альянс, 2011. 528 с.
2. Хабибуллин А. И., Ловшенко Ф. Г. Способ получения модифицирующих покрытий плавящихся электродов. Заявка № А2140013 от 03.01.2014 г.
3. Хабибуллин А. И., Ловшенко Ф. Г., Федосенко А. С. Шихта порошковой проволоки, образующая наноразмерные модификаторы. Заявка № А2140014 от 03.01.2014 г.
4. Хабибуллин А. И., Ловшенко Ф. Г. Способ получения модифицирующих покрытий плавящихся электродов. Заявка № А2140262 от 12.05.2014 г.
5. Ловшенко Г. Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
6. Ловшенко Ф. Г. Закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных материалов / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2016. 420 с.
7. Ловшенко Ф. Г. Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2012. 216 с.
8. Ловшенко Ф. Г. Влияние механического легирования на фазовый состав и теплосодержание термореагирующих порошковых композиций на основе железа и никеля для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко // Литье и металлургия. 2014. № 4 (77). С. 99–108.
9. Ловшенко Ф. Г. Получение механически легированных наноструктурных модифицирующих лигатур для производства высокопрочных субмикроструктурных бронз электротехнического назначения / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // Литье и металлургия. 2013. № 2. С. 115–126.

REFERENCES

1. Lahtin Ju. M., Leont'eva V. P. *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Al'jans Publ., 2011, 528 p.
2. Habibullin A. I., Lovshenko F. G. *Sposob poluchenija modifizirujushhih pokrytij plavjashhihsja jelektrodiv* [Method for obtaining modifying coatings for melting electrodes]. Zajavka № А2140013, 2014.
3. Habibullin A. I., Lovshenko F. G., Fedosenko A. S. *Shihta poroshkovoj provoloki, obrazujushhaja nanorazmernye modifikatory* [Powder wire shavings forming nanoscale modifiers]. Zajavka №А2140014, 2014.
4. Habibullin A. I., Lovshenko F. G. *Sposob poluchenija modifizirujushhih pokrytij plavjashhihsja jelektrodiv* [Method for obtaining modifying coatings for melting electrodes]. Zajavka №А2140262, 2014.
5. Lovshenko G. F., Lovshenko F. G., Hina B. B. *Nanostrukturnye mehanicheski legirovannye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2008, 679 p.
6. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F. *Zakonomernosti formirovaniya fazovogo sostava, struktury i svojstv mehanicheski legirovannyh materialov* [Regularities in the formation of the phase composition, structure, and properties of mechanically doped materials]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2016, 420 p.
7. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F. *Kompozicionnye nanostrukturnye mehanicheski legirovannye poroshki dlja gazotermicheskikh pokrytij* [Composite nanostructured mechanically alloyed powders for gas-thermal coatings]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2012, 216 p.
8. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A. S. *Vlijanie mehanicheskogo legirovaniya na fazovyj sostav i teplosoderzhanie termoreagirujushhih poroshkovyh kompozicij na osnove zheleza i nikelja dlja gazotermicheskikh pokrytij* [The influence of mechanical alloying on the phase composition and heat content of thermoreacting powder compositions based on iron and nickel for gas-thermal coatings]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 99–108.
9. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozikov I. A. *Poluchenie mehanicheski legirovannyh nanostrukturnyh modifizirujushhih ligatur dlja proizvodstva vysokoprochnyh submikrokristallicheskikh bronz jelektrotechnicheskogo naznachenija* [Obtaining mechanically doped nanostructural modifying ligatures for the production of high-strength submicrocrystalline bronze electrotechnical applications]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 115–126.



УДК 621.74
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-141-147

Поступила 15.04.2018
Received 15.04.2018

РЕЖИМЫ УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ($\alpha+\beta$)-ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23 ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКЕ

В. Н. ФЕДУЛОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Тел. +375 29 631 09 85

Рекомендованы новые режимы термического упрочнения различных полуфабрикатов из высокопрочного титанового сплава VT23 и приведены их механические и специальные свойства, полученные в результате проведения исследований.

Ключевые слова. Термическая обработка, титановый сплав VT23, полуфабрикаты, упрочнение, закалка на воздухе, старение, технологические факторы, свойства.

Для цитирования. Федулов, В. Н. Режимы упрочнения высокопрочного ($\alpha+\beta$)-титанового сплава VT23 для применения в авиационной технике / В. Н. Федулов // Литие и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 141–147. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-141-147.

MODES OF HARDENING OF A HIGH-STRENGTH ($\alpha+\beta$)-TITANIUM ALLOY VT23 FOR USE IN AERONAUTICAL ENGINEERING

V. N. FEDULOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Tel. +375 29 631 09 85

New modes of thermal hardening of various semi-finished products made from high-strength titanium alloy VT23 are recommended, and the mechanical and special properties obtained as a result of their research are given.

Keywords. Heat treatment, titanium alloy VT23, semi-finished products, hardening, air quenching, aging, technological factors, properties.

For citation. Fedulov V. N. Modes of hardening of a high-strength ($\alpha+\beta$)-titanium alloy VT23 for use in aeronautical engineering. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 141–147. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-141-147.

Для успешной конкуренции титановых сплавов в авиации с высокопрочными сталями необходимо повысить гарантированную прочность в деталях из них до $\sigma_B = 1080\text{--}1180$ МПа ($110\text{--}120$ кгс/мм²) при удовлетворительных характеристиках пластичности, вязкости разрушения и малоциклового усталости. Проведенные ранее комплексные исследования по термической обработке различных полуфабрикатов и готовых деталей из сплава VT23 позволили показать научные достижения и возможные варианты прогресса в разработке новых и оптимизации известных технологических схем проведения мероприятий для повышения уровня свойств [1–21]. Однако результаты исследований в части их возможного использования сейчас в реальной практике не определены.

Задачей настоящей работы является систематизация полученных ранее автором данных по режимам термической обработки целого ряда полуфабрикатов из сплава VT23 с целью выявления возможности использования их непосредственно на предприятиях авиастроения и для нужд космоса.

Методически это сделано в виде таблицы, суммирующей режимы технологий упрочнения с приведением данных по механическим и специальным свойствам для рекомендованных случаев их применения в реальной практике авиастроения. При рассмотрении рекомендованных режимов дано более подробное толкование результатов проведенных исследований. Механические свойства (σ_B , δ , ψ , КСЧ и КСТ) в данном случае определяли по стандартным методикам (КСТ – на образце типа 19), малоцикловую усталость – на машине EUS-100 на гладких образцах диаметром 10 мм ($\sigma_{\max} = 75$ кгс/мм², $\nu = 3$ Гц) и с кольцевым надрезом ($r = 0,1$ мм; $k_t = 4,0$; $\sigma_{\max} = 40$ кгс/мм²; $\nu = 3$ Гц).

Одна из отличительных особенностей сплава VT23 – образование значительного количества метастабильной β_m -фазы в структуре при охлаждении полуфабрикатов на воздухе после проведения горячей

деформации или дополнительного нагрева при температурах верхней части ($\alpha+\beta$)-области и охлаждения на воздухе («мягкая» закалка). Этот факт послужил основой для совершенствования технологий термической обработки в настоящей работе. Например, прочность сплава ВТ23 $\sigma_b = 1150$ МПа достигается уже после высокотемпературного нагрева заготовок при 850 °С в течение 1 ч и охлаждении со скоростью не менее 0,22 °С/с и последующего старения при температуре 450 °С в течение 8 ч [22].

Сначала возник вопрос по разработке режима нагрева взамен отжига для горячедеформированных полуфабрикатов из сплава ВТ23, так как предложенный ранее нагрев при 700–750 °С обеспечивал гарантированный уровень прочности только в пределах $\sigma_b \geq 1030$ МПа. Одновременно из условий конкуренции с полуфабрикатами других ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов необходимо было решать вопрос разработки режима, способного повысить гарантированный уровень прочности сплава ВТ23 для всех видов полуфабрикатов до $\sigma_b \geq 1080$ МПа (110 кгс/мм²) при высоких характеристиках пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости (табл. 1).

Таблица 1. Механические свойства горячедеформированных полуфабрикатов из сплава ВТ23 после нагрева при температуре 600–620 °С в течение до 1 ч

Вид полуфабриката	Номер плавки	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ² (не менее)
Плита толщиной 100 мм	8-46-466-2	1080–1100	12–14	32–38	0,4–0,45
Плита толщиной 60 мм	8-42-177-1	1100–1120	9–11	32–36	0,4–0,45
Плита толщиной 45 мм	8-46-158-2	1110–1120	9–10	35–37	0,4–0,45
Прутки диаметром 100 мм	18-639	1090–1110	10–11	35–38	0,4–0,45
Прутки диаметром 60 мм	8-941	1120–1150	10–13	39–43	0,4–0,5
Прутки диаметром 40 мм	18-888	1150–1180	12–16	40–45	0,4–0,5

После нагрева образцов кованокатаной плиты толщиной 100 мм при температуре 600–620 °С, выдержке в течение 0,5–1 ч и охлаждении на воздухе прочность сплава ВТ23 составила $\sigma_b = 1080–1100$ МПа при одновременном высоком уровне пластичности. Это связано с тем, что при медленном и равномерном нагреве заготовок плиты до температуры 600–620 °С и выдержке в течение 0,5–1 ч происходит выравнивание тонкой структуры и фазового состава сплава ВТ23 за счет распада твердого раствора в местах наличия не превращенной метастабильной β_m -фазы с выделением гетерофазных продуктов, а коагуляции мелких частиц, образовавшихся ранее в процессе охлаждения плиты на воздухе после прокатки, не происходит. Коагуляция частиц вторичной α -фазы становится реально действующим фактором при увеличении времени выдержки более 2 ч, когда начинает заметно падать прочность. Можно также предположить протекание других, связанных с горячей ковкой или прокаткой процессов при нагреве до 600–620 °С и выдержке в течение до 1 ч в структуре горячедеформированного сплава ВТ23. Равномерное охлаждение с температуры 600–620 °С на воздухе: скорость охлаждения в начале составляет 0,15–0,2 °С/с, а затем снижается до 0,05 °С/с, способствует стабилизации структуры и фазового состава горячедеформированного сплава ВТ23 (около 30% β -фазы, $a_\beta = 0,3210$ нм). О высокой стабильности β -фазы в сплаве ВТ23 после нагрева заготовок при температуре 600–620 °С и охлаждении на воздухе говорит тот факт, что ее заметный распад в структуре при последующем нагреве начинается только при температуре выше 525 °С в течение 10 ч, а эксплуатация деталей производится при температуре до 400 °С. При таком режиме термической обработки не происходит огрубления структуры и поэтому обеспечивается высокая пластичность сплава ВТ23: $\delta = 11–13\%$, $\psi = 30–38\%$ и $\delta = 12–14\%$, $\psi = 35–41\%$ соответственно для температур 600 и 620 °С. К тому же этот режим является весьма простым и экономичным способом проведения термической обработки.

Образцы, вырезанные из прутков толщиной 40 мм после нагрева при 600–620 °С, подвергали также испытаниям на малоцикловую усталость (МЦУ): образцы диаметром 10 мм с кольцевым острым концентратором, и определяли удельную работу вязкости разрушения образцов с трещиной (КСТ). Испытания показали, что количество циклов до разрушения составило $N = 16\,000–25\,000$ ($N_{ср.} = 18\,500$ циклов), а значение КСТ было в пределах (не менее) 0,3–0,35 МДж/м² (табл. 2, п. 1). Таким образом, режим нагрева может быть рекомендован для проведения термического упрочнения заготовок толщиной до 100 мм и изготовления из них впоследствии различных деталей.

Результаты термического упрочнения с использованием заготовок переменного сечения размерами 20–160×350×400 мм показали, что при температуре нагрева 850 °С в течение 2 ч, охлаждения на воздухе и последующего старения при температуре 450 °С в течение 10 ч при толщине 100–160 мм их можно упрочнять на гарантированный уровень $\sigma_b = 1130$ МПа (115 кгс/мм²), 30–80 мм – на гарантированный

уровень $\sigma_B = 1180$ МПа (120 кгс/мм²), а менее 25 мм – на уровень $\sigma_B = 1225$ МПа (125 кгс/мм²) при значениях $\delta \geq 5\%$, $\psi \geq 13\%$, $KCU \geq 0,35$ МДж/м². Ранее было показано [22], что длительный (в течение 2–3 ч) нагрев при 850 °С, несмотря на выравнивание структуры по сечению, для заготовок плиты из сплава ВТ23 не желателен, так как вызывает значительное изменение исходной структуры: мелкие частицы и пластины α -фазы полностью растворяются, а более крупные за счет частичного растворения приобретают форму линз, что в общем случае термического упрочнения вызывает снижение пластичности и ударной вязкости (микроструктура приведена в работе [22]).

Достичь значительного эффекта позволило внедрение разработанного режима термического упрочнения подобных фасонных заготовок из сплава ВТ23, имевших переменное сечение от 20 до 160 мм и изготовленных из плиты толщиной 160 мм, массой около 30 кг, при температуре закалки около 880 °С и охлаждении на воздухе. При этом сократили длительность выдержки при температуре «мягкой» закалки до 0,5 ч. Последующее охлаждение на воздухе было достаточным для фиксирования β_m -фазы по всему сечению, а старение уже при 520 °С в течение 8 ч обеспечило получение механических свойств сплава ВТ23 в пределах: $\sigma_B = 1190$ –1225 МПа, $\delta \geq 6\%$, $\psi \geq 15\%$, $KCU = 0,35$ –0,4 МДж/м² для толщины заготовки до 60 мм и $\sigma_B = 1150$ –1180 МПа при толщине заготовки свыше 80 мм при тех же значениях остальных характеристик (табл. 2, п. 2).

Таблица 2. Рекомендуемые режимы термического упрочнения для различного вида горячедеформированных полуфабрикатов из сплава ВТ23 для использования в практике авиационного при изготовлении деталей различного назначения

№ п. п.	Режим термической обработки	Механические свойства (не менее)				Малоцикловая усталость, количество циклов до разрушения ($N_{ср}$) при $r = 0,1$ мм; $k_t = 4,0$; $\sigma_{max} = 40$ кгс/мм ² ; $v = 3$ Гц
		σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU (KCT), МДж/м ²	
1	Нагрев при температуре 600–620 °С, 1–2 ч для горячедеформированных полуфабрикатов	1080	10	30	0,5 (0,3)	18500
2	Нагрев при температуре 880–900 °С в течение 0,5–1 ч, охлаждение на воздухе + старение: 525 °С, 6–8 ч	1125	6	15	0,35 (0,15)	16500
3	Для горячекатаных и кованных полуфабрикатов выполняется только старение при температуре 430 °С, 8–10 ч (ВТМО-2) с обеспечением свойств для плит толщиной:		6	15	0,4 (0,15)	18000–19000
	до 30 мм	1180				
	40–50 мм	1120				
	от 60 до 100 мм	1080				
	160 мм	1040				
	для прутков диаметром 25–60 мм	1180				
	100 мм	1080				

Таблица 3. Влияние технологических параметров при старении на механические свойства плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23

Вид материала и режим термической обработки	Вид образцов при проведении старения	Среда и скорость охлаждения после старения	Режим кратковременного нагрева заготовок после старения	Значения механических свойств (не менее)				
				σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²	KCT, МДж/м ²
Плита толщиной 100 мм из сплава ВТ23, исходное состояние	–	–	–	1060	12	35	0,60	0,35
ВТМО + старение 430 °С, 8 ч в атмосфере воздушной печи	Заготовки 10×10×55 мм	С печью 2,5 °С/мин	Нет	1120	9	25	0,45	0,25
	Готовые образцы*	На воздухе 2–4 °С/с	Нет	1110	8	30	0,45	0,30
	Заготовки 10×10×55 мм	На воздухе 2–4 °С/с	Нет	1110	9	30	0,45	0,30
	Заготовки 10×10×55 мм	На воздухе 2–4 °С/с	550 °С, 20 мин, охл. вода	1090	8	25	0,55	0,35
	То же	В воде 40–50 °С/с	Нет	1120	8	20	0,50	0,30
	То же	То же	550 °С, 20 мин, охл. вода	1080	8	30	0,60	0,40

* Изготовление образцов для испытания на разрыв до проведения всех режимов термической обработки; в остальных случаях – образцы на разрыв испытывали после проведения механической обработки упрочненных заготовок; для образцов на испытание ударной вязкости и трещиностойкости после термической обработки – только прорезка специальной канавки.

Таблица 4. Влияние технологических параметров старения на малоцикловую усталость образцов плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ 23

Режим и условия термической обработки	Вид образца при старении	Условия охлаждения после старения	Режим кратковременного нагрева образцов после старения	Количество циклов до разрушения (N) при частоте $\nu = 5$ Гц	
				гладкие образцы диаметром 10 мм ($\sigma_{\max} = 75$ кгс/мм ²)	образцы диаметром 10 мм с острым надрезом ($K_t = 4,0$, $\sigma_{\max} = 40$ кгс/мм ²)
430 °С, 8 ч в вакуумной электропечи	Окончательно-обработанные образцы	С печью со скоростью 0,2 °С/мин	Нет	<u>29000–47500</u> ср. 37500	—
430 °С, 8 ч в воздушной электропечи	То же	На воздухе 2 °С/с	Нет	<u>35000–57000</u> ср. 47000	—
	Заготовки 15×15×100 мм	На воздухе 2 °С/с	Нет Выполнено точение образцов из заготовки	<u>114500–293000</u> ср. 200000 (наклеп от проведения точения)	<u>13500–15000</u> ср. 14000
	Окончательно-обработанные образцы	На воздухе 2 °С/с	Готовые образцы, 550 °С, 20 мин, охл. в воде	<u>23000–40500</u> ср. 30000	<u>17000–22500</u> ср. 20000
	Окончательно-обработанные образцы	На воздухе 2 °С/с	Готовые образцы, 550 °С, 20 мин, охл. в воде + пескообдувка	<u>220000–400000</u> ср. 320000 (наклеп от опескоструивания кварцевым песком)	—
	Заготовки 15×15×100 мм	На воздухе 2 °С/с	Заготовки, 550 °С, 20 мин, охл. в воде и точение образцов из заготовок	<u>216000–353000</u> ср. 300000 (наклеп от механической обработки: точение)	<u>16700–22500</u> ср. 19000

Для деталей, изготовленных из горячедеформированных заготовок сплава ВТ23, нашло широкое применение термическое упрочнение в виде только операции старения (ВТМО-2) [20, 23]. Проведение исследований показало, что наиболее хорошие результаты обеспечивает режим старения при температуре 430 °С в течение до 10 ч (табл. 2, п. 3). Для такого случая термического упрочнения характерно влияние технологических параметров, таких, как среда нагрева и вид изделия (заготовка или окончательно механически обработанное состояние), условия охлаждения изделий после выдержки при температуре старения, проведение кратковременного нагрева после старения до более высокого значения температуры по сравнению с температурой старения на свойства упрочняемого сплава и очередности проведения операции изготовления образцов (табл. 3 и 4).

Указанный процесс был освоен для производства деталей из кованокатанных плит сплава ВТ23 в качестве упрочняющей термической обработки. Процесс этот для окончательно механически обработанных деталей ранее проводили в вакуумных электропечах типа УВН-1500, что требует значительной энергоёмкости и длительности. В принципе такую термическую обработку рекомендовалось осуществлять и в воздушных электропечах в заготовках с последующей механической обработкой. Результаты исследований влияния технологических параметров процесса показали, что значения σ_b мало зависят от состояния поверхности образцов и скорости охлаждения с температуры старения (табл. 3). Для характеристик пластичности (δ , ψ) влияние состояния поверхности образцов также незначительно, а вот скорость охлаждения с температуры старения наиболее благоприятна в интервале около 1–4 °С/с (в данном случае охлаждение на воздухе). Видимо такая (или близкая к этой) скорость охлаждения уменьшает образование в процессе охлаждения с 430 °С хрупких выделений (образований) по границам раздела α/β -фаз (не происходит охрупчивания межфазных границ), снижающих пластичность сплава, но в то же время способствует возникновению незначительных сжимающих термических напряжений в объеме образца в результате охлаждения. Увеличение $\nu_{\text{охл.}}$ до 20–50 °С/с (охлаждение в воде) приводит к снижению значений ψ по сравнению с охлаждением на воздухе из-за возникновения высокого уровня сжимающих термических напряжений: межфазных (II рода) в структуре и I рода в металле заготовки в результате менее интенсивного охлаждения ее середины по сравнению с наружными слоями, что характерно для титана и его сплавов из-за низкой теплопроводности. Уменьшение же скорости охлаждения до 2,5 °С/мин (в данном случае охлаждение с печью) по сравнению с охлаждением на воздухе незначительно снижает нижний уровень и чуть увеличивает разброс значений ψ , что вызвано, вероятно, образованием по межфазным границам при более медленном охлаждении некогерентных хрупких образований со сложным

строением. И, наоборот, повышение $v_{\text{охл.}}$ (от охлаждения с печью до охлаждения образцов в воде) с температуры старения повышает значения ударной вязкости (КСУ и КСТ) сплава: при охлаждении с печью КСУ = 0,45 МДж/м², КСТ = 0,25 МДж/м²; при охлаждении на воздухе КСУ = 0,45 МДж/м², КСТ = 0,3 МДж/м²; при охлаждении в воде КСУ = 0,5 МДж/м², КСТ = 0,3 МДж/м². Это также вызвано возрастанием уровня остаточных сжимающих напряжений I и II рода в металле при увеличении интенсивности охлаждения с температуры 430 °С, препятствующих разрушению при ударных нагрузках и одновременно снижающих по сравнению с более медленным охлаждением количество выделившихся охрупчивающих элементов на границах раздела α/β -фаз. Еще более значительному повышению значений КСУ и КСТ по сравнению с охлаждением образцов с температуры старения на воздухе способствует проведение после старения дополнительного кратковременного нагрева заготовок в печи при температуре 550 °С в течение 20 мин с последующим охлаждением в воде: при охлаждении с температуры старения на воздухе до значений КСУ = 0,55 МДж/м² и КСТ $\geq$ 0,35 МДж/м²; при охлаждении с температуры старения в воде КСУ = 0,60 МДж/м² и КСТ $\geq$ 0,40 МДж/м². При этом остальные механические свойства (σ_b , δ , ψ) изменяются менее значительно. Проведение кратковременного нагрева заготовок до 550 °С с последующим охлаждением в воде, по всей видимости, способствует растворению наиболее мелких охрупчивающих сплав частиц (некогерентных выделений) или прослоек α -фазы, образовавшихся во время выдержки при температуре старения 430 °С, т. е. повышению когерентности границ раздела α -фазы и β -матрицы [23].

Для малоциклового усталости (табл. 4) гладких образцов из плиты сплава ВТ23, когда их старение проводили после окончательной механической обработки [22] в вакууме или в воздушной среде, была получена разница в результатах: соответственно $N_{\text{ср.}} = 37\,500$ циклов и $N_{\text{ср.}} = 47\,000$ циклов. Здесь предпочтительно следует отдать проведению старения в воздушной электропечи. В данном случае на поверхности образцов образуется тончайшая (серовато-фиолетового цвета) оксидная пленка, которая менее склонна к зарождению трещин по сравнению с поверхностью, полученной после нагрева в вакууме [23]. При проведении старения в заготовках и последующем изготовлении образцов точением лучшие результаты при испытании малоциклового усталости как гладких образцов, так и образцов с надрезом были получены для случая охлаждения заготовок с температуры старения в воде ($v_{\text{охл.}} = 15\text{--}20$ °С/с): $N_{\text{ср.}} = 300\,000$ циклов (гладкие образцы) и $N_{\text{ср.}} = 19\,000$ циклов (образцы с острым надрезом). В случае охлаждения заготовок на воздухе получили соответственно $N_{\text{ср.}} = 200\,000$ циклов и $N_{\text{ср.}} = 18\,000$ циклов. Здесь свою положительную роль опять же играют сжимающие термические напряжения, имеющие более высокий уровень после охлаждения в воде и препятствующие как образованию трещин, так и их дальнейшему продвижению в сплаве. Изготовление образцов из заготовок точением после проведения старения по сравнению со старением образцов в окончательно механически обработанном виде при испытаниях малоциклового усталости гладких образцов также за счет наличия сжимающих напряжений от точения обеспечивает повышение значений $N_{\text{ср.}}$ практически на порядок: для случаев охлаждения при старении на воздухе $N_{\text{ср.}} = 200\,000$ циклов и $N_{\text{ср.}} = 47\,000$ циклов соответственно. Проведение после старения дополнительного кратковременного нагрева готовых образцов в печи при температуре 550 °С в течение 20 мин и охлаждение в воде благоприятствует повышению при испытаниях на малоцикловую усталость количества циклов до разрушения образцов с надрезом: $N_{\text{ср.}} = 20\,000$ циклов (сразу после старения $N_{\text{ср.}} = 19\,000$ циклов). Что касается в данном случае малоциклового усталости гладких образцов после старения в воздушной электропечи ($N_{\text{ср.}} = 47\,000$ циклов), то ее можно повысить проведением пескоструйной обработки поверхности корундовым песком по известной технологии ($N_{\text{ср.}}$ до 300 000 циклов).

Таким образом, могут быть рекомендованы новые режимы термического упрочнения различных горячедеформированных полуфабрикатов из высокопрочного титанового сплава ВТ23 (см. табл. 2). Можно применять и другие варианты термического упрочнения с использованием режимов, приведенных в работах [2–17].

ЛИТЕРАТУРА

1. Федулов В. Н. Обсуждение состояния и перспектив развития термической обработки ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов // Литье и металлургия. 2011. № 3. С. 152–158.
2. А. с. № 1129958 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки сварных конструкций из ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов / М. А. Хорев, В. Н. Федулов, Ю. М. Должанский (СССР); заявка № 3649359/22-02 от 30.09.83. Оpubл. 22.10.84.
3. А. с. № 1362065 СССР, М. К. И.: С 22F1/18. Способ обработки полуфабрикатов из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев (СССР); заявка № 3994518/22-02 от 20.12.85. Оpubл. 22.09.87.

4. А. с. № 1144408 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки деталей из ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев (СССР); заявка № 3675079/22-02 от 15.12.83. Оpubл. 10.01.85.
5. А. с. № 1492756 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки крупногабаритных полуфабрикатов из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев (СССР); заявка № 4318529/23-02 от 20.10.87. Оpubл. 10.11.89.
6. А. с. № 1153573 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки полуфабрикатов и деталей из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев (СССР); заявка № 3698788/22-02 от 30.01.84. Оpubл. 28.02.85.
7. А. с. № 1584425 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки деталей из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев, М. М. Мартынова, С. Л. Демаков (СССР); заявка № 4650956/27-02 от 03.11.88. Оpubл. 08.04.90.
8. А. с. № 1593276 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки полуфабрикатов переменного сечения / В. Н. Федулов, А. И. Хорев, С. Л. Демаков, А. А. Попов (СССР); заявка № 4656201/27-02 от 28.02.89. Оpubл. 15.05.90.
9. А. с. № 1238413 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов и деталей из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев, В. В. Стычинский (СССР); заявка № 3789715/22-02 от 15.09.84. Оpubл. 15.02.86.
10. А. с. № 1427864 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ обработки полуфабрикатов из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев, А. А. Попов и др. (СССР); заявка № 4177264/23-02 от 07.01.87. Оpubл. 01.06.88.
11. А. с. № 1561538 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев, М. М. Мартынова (СССР); заявка № 4430881/23-02 от 26.05.88. Оpubл. 03.01.90.
12. А. с. № 1593273 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки деталей из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев, С. Л. Демаков, А. А. Попов (СССР); заявка № 4646761/27-02 от 06.02.89. Оpubл. 15.05.90.
13. А. с. № 1376598 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки полуфабрикатов и деталей из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев, А. А. Попов, М. М. Мартынова (СССР); заявка № 4099382/22-02 от 12.05.86. Оpubл. 22.10.87.
14. А. с. № 1459273 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки заготовок из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев (СССР); заявка № 4242758/23-02 от 12.05.87. Оpubл. 10.01.89.
15. А. с. № 1427863 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ обработки длинномерных полуфабрикатов из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев, М. М. Мартынова, А. А. Попов (СССР); заявка № 4176852/23-02 от 07.01.87. Оpubл. 01.06.88.
16. А. с. № 1579077 СССР, МКИ: С 22F1/18. Способ термической обработки сварных изделий из двухфазных титановых сплавов / В. Н. Федулов, А. И. Хорев, М. М. Мартынова (СССР); заявка № 4601214/27-02 от 03.11.88. Оpubл. 15.03.90.
17. Федулов В. Н. Способ термической обработки изделий из ($\alpha+\beta$) – титановых сплавов / Пат. Респ. Беларусь, № 9345 от 08.07.2004 г.
18. Федулов В. Н. Определение допустимого верхнего предела упрочнения сплава ВТ23 в процессе термической обработки изделий из заготовок плиты // Литье и металлургия. 2007. № 4 (44). С. 92–95.
19. Федулов В. Н. Режимы термического упрочнения и свойства сплава ВТ23 при повышенных температурах // Литье и металлургия. 2008. № 1 (46). С. 155–157.
20. Федулов В. Н. Перспективные технологии термического упрочнения крупногабаритных изделий из двухфазных титановых сплавов // Литье и металлургия. 2005. № 2 (34). С. 171–173.
21. Федулов В. Н. Об оценке термического упрочнения заготовок титановых сплавов в зависимости от условий и схемы ихковки // Литье и металлургия. 2005. № 3 (35). С. 122–123.
22. Федулов В. Н., Хорев А. И., Попов А. А. Влияние интенсивности охлаждения с температуры 850°C на выбор режимов последующего старения изделий из сплава ВТ23 // Технология: Оборудование, материалы, процессы. 1988. № 4. С. 21–25.
23. Федулов В. Н. О влиянии некоторых технологических параметров старения на свойства деталей из горячедеформированных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов // Авиационная промышленность. 1990. № 9. С. 69–71.

REFERENCES

1. Fedulov V. N. Obsuzhdenie sostoyaniya i perspektiv razvitiya termicheskoy obrabotki ($\alpha + \beta$)-titanovykh spлавov [Discussion of the state and prospects for the development of thermal treatment of ($\alpha + \beta$)-titanium alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2011, no. 3, pp. 152–158.
2. Chorev M. A., Fedulov V. N., Dolzhansky Yu. M. *Sposob termicheskoy obrabotki svarnykh konstruktsiy iz ($\alpha+\beta$)-titanovykh spлавov* [Method for the thermal treatment of welded structures from ($\alpha+\beta$)-titanium alloys]. A. s. no. 1129958 USSR, MКИ: С 22F1/18. Opubl. 22.10.84.
3. Fedulov V. N., Chorev A. I. *Sposob obrabotki polufabrikatov iz dvuchfaznykh titanovykh spлавov* [Method of processing semifinished products from two-phase titanium alloys]. A. s. no. 1362065 USSR, MКИ: С 22F1/18. Opubl. 22.09.87.
4. Fedulov V. N., Chorev A. I. *Sposob termicheskoy obrabotki detaley iz ($\alpha+\beta$)-titanovykh spлавov* [Method of heat treatment of details from ($\alpha+\beta$)-titanium alloys]. A. s. no. 1144408 USSR, MКИ: С 22F1/18. Opubl. 10.01.85.
5. Fedulov V. N., Chorev A. I. *Sposob termicheskoy obrabotki krupnogabaritnykh polufabrikatov iz dvuchfaznykh titanovykh spлавov* [Method of heat treatment of large-sized semi-finished products from biphas titanium alloys]. A. s. no. 1492756 USSR, MКИ: С 22F1/18. Opubl. 10.11.89.
6. Fedulov V. N., Chorev A. I. *Sposob termicheskoy obrabotki polufabrikatov i detaley iz dvuchfaznykh titanovykh spлавov* [Method of heat treatment of semifinished products and details of two-phase titanium alloys]. A. s. no. 1153573 USSR, MКИ: С 22F1/18. Opubl. 28.02.85.
7. Fedulov V. N., Chorev A. I., Martynova M. M., Demakov S. L. *Sposob termicheskoy obrabotki detaley iz dvuchfaznykh titanovykh spлавov* [Method of heat treatment of details from two-phase titanium alloys]. A. s. no. 1584425 USSR, MКИ: С 22F1/1. Opubl. 08.04.90.
8. Fedulov V. N., Chorev A. I., Demakov S. L., Popov A. A. *Sposob termicheskoy obrabotki polufabrikatov peremennogo secheniya* [Method of heat treatment of semi-finished products of variable cross-section]. A. s. no. 1593276 USSR, MКИ: С 22F1/18. Opubl. 15.05.90.
9. Fedulov V. N., Martynova M. M., Chorev A. I., Stychinsky V. V. *Sposob termicheskoy obrabotki ($\alpha+\beta$)-titanovykh spлавov* [Method of thermal treatment of ($\alpha+\beta$)-titanium alloys]. A. s. no. 1238413 USSR, MКИ: С 22F1/18. Opubl. 15.02.86.

10. Fedulov V. N., Chorev A. I., Popov A. A. i drugie. *Sposob obrabotki polufabrikatov iz dvuchfaznykh titanovykh splavov* [Method of processing semifinished products from biphas titanium alloys]. A. s. no. 1427864 USSR, MKI: C 22F1/18. Opubl. 01.06.88.
11. Fedulov V. N., Chorev A. I., Martynova M. M. *Sposob termicheskoy obrabotki titanovykh splavov* [Method of thermal treatment of titanium alloys]. A. s. no. 1561538 USSR, MKI: C 22F1/18. Opubl. 03.01.90.
12. Fedulov V. N., Chorev A. I., Demakov S. L., Popov A. A. *Sposob termicheskoy obrabotki detaley iz dvuchfaznykh titanovykh splavov* [Method of heat treatment of parts from two-phase titanium alloys]. A. s. no. 1593273 USSR, MKI: C 22F1/18. Opubl. 15.05.90.
13. Fedulov V. N., Chorev A. I., Popov A. A., Martynova M. M. *Sposob termicheskoy obrabotki polufabrikatov i detaley iz dvuchfaznykh titanovykh splavov* [Method of heat treatment of semifinished products and details of two-phase titanium alloys]. A. s. № 1376598 USSR, MKI: C 22F1/18. Opubl. 22.10.87.
14. Fedulov V. N., Chorev A. I. *Sposob termicheskoy obrabotki zagotovok iz dvuchfaznykh titanovykh splavov* [Method of heat treatment of billets from biphas titanium alloys]. A. s. no. 1459273 USSR, MKI: C 22F1/18. Opubl. 10.01.89.
15. Fedulov V. N., Chorev A. I., Martynova M. M., Popov A. A. *Sposob obrabotki dlinnomernykh polufabrikatov iz dvuchfaznykh titanovykh splavov* [Method for processing long-length semi-finished products from biphas titanium alloys]. A. s. no. 1427863 USSR, MKI: C 22F1/18. Opubl. 01.06.88.
16. Fedulov V. N., Chorev A. I., Martynova M. M. *Sposob termicheskoy obrabotki svarnykh izdeliy iz dvuchfaznykh titanovykh splavov* [Method of heat treatment of welded products from two-phase titanium alloys]. A. s. no. 1579077 USSR, MKI: C 22F1/18. Opubl. 15.03.90.
17. Fedulov V. N. *Sposob termicheskoy obrabotki izdeliy iz dvuchfaznykh titanovykh splavov* [Method of thermal treatment of products from ($\alpha + \beta$)-titanium alloys]. Patent of the Republic Belarus, no. 9345. Opub. 08.07. 2004.
18. Fedulov V. N. *Opreделение dopustimogo verhnego predela uprochneniya splava VT23 v processe termicheskoy obrabotki izdeliy iz zagotovok plit* [Determination of the allowable upper limit of hardening of the VT23 alloy in the course of heat treatment of products from plate blanks]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and Metallurgy*, 2007, no. 4 (44), pp. 92–95.
19. Fedulov V. N. *Rezhimy termicheskogo uprochneniya i svoystva splava VT23 pri povyshennykh temperaturakh* [Modes of thermal hardening and properties of VT23 alloy at elevated temperatures]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2008, no. 1 (46), pp. 155–157.
20. Fedulov V. N. *Perspektivnye tehnologii termicheskogo uprochneniya krupnogabaritnykh izdeliy iz dvuchfaznykh titanovykh splavov* [Perspective technologies of thermal hardening of large-sized products from two-phase titanium alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2005, no. 2 (34), pp. 171–173.
21. Fedulov V. N. *Ob ocenke termicheskogo uprochneniya zagotovok titanovykh splavov v zavisimosti ot usloviy i shemy ich kovki* [On the evaluation of the thermal hardening of blanks of titanium alloys depending on the conditions and the scheme for forging them]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2005, no. 3 (35), pp. 122–123.
22. Fedulov V. N., Chorev A. I., Popov A. A. *Vliyanie intensivnosti ochlazhdeniya s temperatury 850 °C na vybor rezhimov posleduyushogo stareniya izdeliy iz splava VT23* [Influence of the cooling intensity from the temperature of 850 °C on the choice of the regimes of the subsequent aging of products made of the VT23 alloy]. *Technologiya: Oborudovanie, materialy, processy = Technology: Equipment, materials, processes*, 1988, no. 4, pp. 21–25.
23. Fedulov V. N. *O vliyaniy nekotorykh tehnologicheskikh parametrov stareniya na svoystva detaley iz goryachedeformirovannykh ($\alpha + \beta$)-titanovykh splavov* [On the influence of some technological parameters of aging on the properties of parts from hot-deformed ($\alpha + \beta$)-titanium alloys]. *Aviacionnaya promyshlennost' = Aviation industry*, 1990, no. 9, pp. 69–71.



УДК 621.74:658.382
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-148-152

Поступила 26.06.2018
Received 26.06.2018

БЕЗОПАСНОСТЬ ТРУДА В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Тел. +375 29 669 90 98

Рассмотрены вопросы безопасности труда работающих в литейном производстве. Приведены результаты анализа производственного травматизма в литейных цехах с разным характером производства.

Ключевые слова. Литейный цех, несчастный случай, показатели травматизма.

Для цитирования. Лазаренков, А. М. Безопасность труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков // Литье и металлургия. 2018. Т. 92. № 3. С. 148–152. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-148-152.

LABOUR SAFETY IN FOUNDRY PRODUCTION

A. M. LAZARENKOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Tel. +375 29 669 90 98

The issues of safety of workers in the foundry production are considered. The results of the analysis of occurrence rate industrial injuries in foundries with different nature of production are given.

Keywords. Foundry shop, injury, occurrence rate of industrial injuries.

For citation. Lazarenkov A. M. Labour safety in foundry production. Foundry production and metallurgy, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 148–152. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-148-152.

Анализ травматизма устанавливает закономерности появления несчастных случаев. Им всегда предшествуют отклонения от нормального хода производства, которых особенно много наблюдается в литейных цехах в связи с наличием опасностей, трудоемких операций и т. д. Безопасность труда определяют две группы факторов: производственно-технические (организационные, технические, факторы производственной среды) и психофизиологические (человеческие). Поэтому при анализе производственного травматизма необходимо учитывать весь комплекс факторов, определяющих условия труда на производстве [1, 2].

Изучение данных актов по форме Н-1 и первичных материалов расследования несчастных случаев с использованием статистического анализа позволило определить динамику и выявить закономерности роста или снижения показателей производственного травматизма (коэффициент частоты $K_{\text{ч}}$ и коэффициент тяжести $K_{\text{т}}$).

Анализ травматизма проводили в чугуно- и сталелитейных цехах с разным характером производства (массовым, серийным и мелкосерийным). Были определены коэффициенты частоты и тяжести травматизма (табл. 1), выявлено распределение несчастных случаев по участкам цехов, профессии, возрасту и стажу работы в литейных цехах потерпевшего, времени происшествия, характеру повреждения, причинам и травмирующему фактору за пятилетний период (с 2013 по 2017 г.)

Таблица 1. Распределение показателей травматизма в литейных цехах

Литейные цеха	Показатель травматизма	
	$K_{\text{ч}}$	$K_{\text{т}}$
Чугунолитейные	4,7	18,3
Сталелитейные	7,8	22,1
Средняя величина	6,25	20,2

Исследование показателей производственного травматизма в литейных цехах показало превышение общезаводских в 1,2–1,9 раза. Анализ показателей травматизма в литейных цехах с разным характером

производства показал, что средние значения коэффициентов частоты $K_{\text{Ч}}$ и тяжести $K_{\text{Т}}$ травматизма имеют наибольшие величины в цехах массового производства.

Это можно объяснить более высоким уровнем механизации и автоматизации и наиболее неблагоприятными условиями труда, так как воздействие факторов производственной среды в течение всей рабочей смены приводит к утомлению, снижению работоспособности, ослаблению внимания, замедлению реакций и, тем самым, способствуют возникновению травмоопасных ситуаций.

За рассматриваемый период отмечается снижение значений коэффициента частоты в литейных цехах с любым характером производства, что свидетельствует об эффективности планируемых мероприятий по снижению травматизма работающих. Коэффициент тяжести травматизма имеет тенденцию к небольшому возрастанию, так как с увеличением уровня механизации и автоматизации производства травмирование работающих, как правило, приводит к более значительным последствиям, что особенно отмечается в цехах массового производства.

Вредные производственные факторы снижают работоспособность работающих, повышают утомляемость, притупляют внимание и, тем самым, способствуют возникновению травмоопасных ситуаций. Проведенные исследования показали, что наибольшее количество несчастных случаев по месту их происхождения приходится на плавно-заливочный, обрубочно-очистной и формовочный участки (табл. 2).

Т а б л и ц а 2. Распределение несчастных случаев по участкам литейных цехов

Участок литейного цеха	Количество травм за год в литейных цехах (% к общему количеству несчастных случаев)		
	чугунолитейные	сталелитейные	общее
Смесеприготовительный	1,1	1,8	2,9
Стержневой	0,4	0,7	1,1
Формовочный	7,6	10,3	17,9
Шихтовый	2,3	3,8	6,1
Плавильно-заливочный	7,8	11,6	19,4
Обрубочно-очистной	11,5	18,1	29,6
Службы	8,7	14,3	23,0

Следует отметить обрубочный участок цехов с массовым характером производства, где зафиксировано значительное количество травм, несмотря на более высокий уровень механизации и автоматизации. В то же время на этом участке имеется значительное количество работ, выполняемых вручную (навешивание и сьем отливок с подвесных конвейеров, обрубка, зачистка ручным инструментом, погрузка в тару и т. д.) при высокой напряженности труда в неблагоприятных условиях (значительные уровни шума, вибрации, повышенная запыленность). Кроме того, мышечная работоспособность после четвертого часа работы снижается примерно на 25%.

Высокий уровень показателей травматизма отмечается в цехах с мелкосерийным характером производства, где присутствует высокая доля ручного труда, связанного с подготовкой форм, набором, транспортировкой и заливкой жидкого металла, извлечением отливок. Кроме того, все эти физически напряженные работы выполняются в условиях высоких тепловых потоков и температур, повышенного шума и запыленности воздуха.

На плавно-заливочных участках литейных цехов с мелкосерийным характером производства также отмечается более высокий уровень травм по сравнению с цехами с массовым характером производства, что объясняется, несмотря на более благоприятные условия труда, заливкой форм чаще всего на плацу, где сложно предусмотреть все меры предосторожности.

На работающих служб механика, энергетика и других приходится около 18% всех случаев. Данное положение относится к литейным цехам с массовым и серийным характером производства, где уровень механизации и автоматизации составляет порядка 60–80%.

Обслуживание оборудования ремонтниками осуществляется в неблагоприятных условиях (повышенный шум, запыленность, загазованность, высокие температуры, недостаточная освещенность, неудобные напряженные позы), а это приводит к утомлению, снижению внимания и возникновению несчастных случаев.

Наибольшее количество травм в литейных цехах всех видов производств приходится на профессии формовщика, обрубщика, плавильщика, заливщика и слесаря-ремонтника (табл. 3). Обращает внимание значительный травматизм заливщиков в цехах серийного и мелкосерийного производства, где формы заливаются на плацу и это приводит к возрастанию мер предосторожности в сравнении с заливкой на конвейерах.

Т а б л и ц а 3. Распределение несчастных случаев по профессиям пострадавших в литейных цехах

Профессия	Количество травм за год в литейных цехах (% к общему количеству несчастных случаев)		
	чугунолитейный	сталелитейный	общее
Земледел	0,7	1,6	2,3
Стерженщик	0,3	0,6	0,9
Формовщик	5,1	7,3	12,4
Шихтовщик	0,4	1,6	2,0
Прессовщик	—	0,7	0,7
Огнеупорщик	1,2	1,9	3,1
Плавильщик металла и сплавов	3,7	4,1	7,8
Заливщик металла	2,6	4,9	7,5
Выбивальщик отливок	1,2	0,9	2,1
Обрубщик	5,8	16,4	22,2
Чистильщик отливок (наждачник)	3,9	2,1	6,0
Транспортировщик	1,0	2,3	3,3
Слесарь-ремонтник	4,4	6,2	10,6
Уборщик в литейных цехах	1,5	4,3	5,8
Электромонтер	1,8	2,5	4,3
Термист	—	2,8	2,8
Машинист крана	0,7	0,8	1,5
Электрогазосварщик (газорезчик)	1,1	2,0	3,1
Мастер участка	0,4	1,2	1,6

Отмечено, что соотношение количества несчастных случаев по профессиям ежегодно в цехах меняется и суммарно находится на одном уровне, а на профессии обрубщика, формовщика и слесаря-ремонтника практически ежегодно приходится количество травм, близкое к вышеуказанным величинам. Значительное количество травм приходится на литейщиков, обрабатывающих отливки, значительные по объему и достаточно сложные по конструкции. Причины такого положения заключаются в несовершенстве технологии формовочных работ: использование формовочной смеси недостаточной прочности, приводящее к литейным дефектам на поверхности отливок, хаотически расположенных, что исключает возможность применения дистанционных средств очистки и предопределяет значительный объем обрубочных работ.

Высокий процент травм формовщиков связан с довольно значительным объемом применяемых ручных операций (установка опок и модельных плит на машины и снятие их, сборка верхних и нижних полуформ, укладка опок в штабеля и прочие операции, связанные с подъемом и перемещением различных грузов).

Отмечается достаточно высокий процент травм слесарей-ремонтников (примерно 17%), что говорит о конструктивных недостатках оборудования и порождает отказы, аварии, преждевременный выход из строя.

Распределение несчастных случаев по стажу работы потерпевших (табл. 4) показало, что в литейных цехах основное количество травм приходится на работающих со стажем работы до трех лет. Высокий уровень травмирования работающих со стажем до одного года (в среднем 37%) объясняется высокой текучестью кадров. Особенно это видно в литейных цехах серийного и мелкосерийного производства, где отмечается самый высокий процент травмируемых со стажем работы в цехе до одного года при возрасте 18–27 лет и низкой квалификацией работающих (ученик, 1–2 разряды). В цехах с массовым характером производства количество потерпевших низкой квалификации составляет около 22%, серийного – 33 и мелкосерийного – 54%. Изучение распределения несчастных случаев по возрасту потерпевших (табл. 5) показало, что чаще травмируются молодые работающие (около 34%) и пожилые литейщики (примерно 46%).

Т а б л и ц а 4. Распределение несчастных случаев по стажу работы пострадавших в литейных цехах

Стаж работы, лет	Количество травм за год в литейных цехах (% к общему количеству несчастных случаев)		
	чугунолитейный	сталелитейный	общее
До 1 года	8,9	28,6	37,5
1–3	11,6	15,2	26,8
3–5	4,4	6,3	10,7
5–10	1,8	1,8	3,6
Более 10	8,9	12,5	21,4

Т а б л и ц а 5. Распределение несчастных случаев по возрасту пострадавших в литейных цехах

Возраст пострадавших, лет	Количество травм за год в литейных цехах (% к общему количеству несчастных случаев)		
	чугунолитейный	сталелитейный	общее
18–20	5,4	8,0	13,4
21–30	1,8	19,6	21,4
31–40	8,9	9,8	18,7
41–50	9,8	17,8	27,6
>50	8,1	10,8	18,9

Высокие разряды работающих в литейных цехах определяются в основном за счет квалификации модельщиков и слесарей-ремонтников (в основном 4–6-й разряды). В цехах массового производства количество работающих 3–4-го разряда наибольшее, так как высокий уровень механизации и автоматизации предусматривает квалифицированное обслуживание.

Рассмотрение времени происшествия несчастных случаев показало, что наибольшее количество травм приходится на первый и пятый дни недели (на начало и окончание трудового процесса). Напряженность ритма работы в течение дня характеризуется часом происшествия несчастного случая. Наибольшее количество травм приходится на первый, четвертый и седьмой часы работы, т. е. в основном на начало и окончание работы и пред- и послеобеденное время, когда работающий еще не вошел в ритм работы или ориентирует свое внимание на прием пищи или окончание работы. Кроме того, закономерность такого распределения несчастных случаев по часам рабочих смен можно объяснить изменением работоспособности человека в течение рабочего дня, которая имеет несколько фаз или сменяющих друг друга состояний человека (рис. 1, кривая 1).

Высокий уровень травматизма в первой декаде месяца обусловлен отсутствием четкого ритма работ, недостаточной загруженностью, которые притупляют внимание работающих. Большое количество несчастных случаев в конце месяца, а также в конце года связано с повышенной напряженностью труда, приводящей к хроническому накоплению усталости, что ведет к ослаблению внимания, применению неправильных и опасных приемов труда.

Данные о времени происшествия несчастных случаев указывают на увеличение числа травм в жаркое время года (на июнь–август приходится около 34% всех травм), так как температура воздуха на многих участках значительно превышает комфортную, недостаточно интенсивно осуществляется воздухообмен производственных помещений. Также следует учитывать и морально-психологическое настроение работающих в летний период.

Изучение причин травматизма в литейных цехах показало, что более 75% случаев происходит по организационным причинам (рис. 2), таким, как нарушения технологических процессов (34% – в цехах массового производства, 23 – в цехах серийного и 17% – в цехах мелкосерийного производства), недостатки в обучении и инструктировании работающих безопасным приемам труда (соответственно 22, 19 и 15%), нарушение правил техники безопасности (соответственно 14, 23 и 34%), неудовлетворительная организация и содержание рабочих мест, проходов, проездов (соответственно 5, 13 и 18%). По техническим причинам происходит около 14% от всех травм (конструктивные недостатки, порождающие отказы, аварии, преждевременный выход машин из строя и отсутствие блокировок, средств защиты).

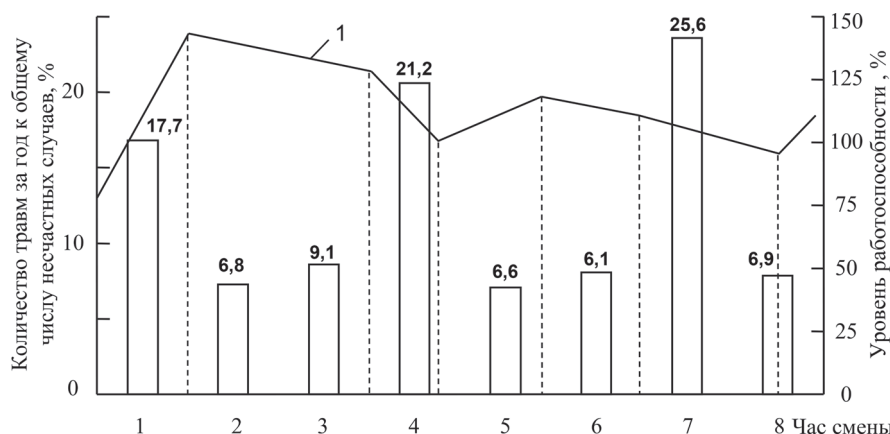


Рис. 1. Распределение несчастных случаев по времени происшествия в литейных цехах: 1 – изменение работоспособности человека в течение рабочего дня

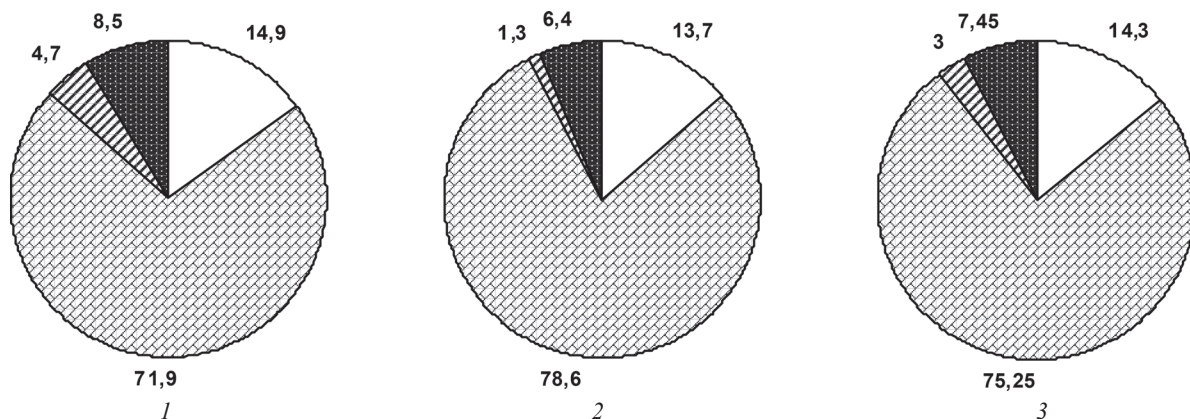


Рис. 2. Распределение несчастных случаев в литейных цехах по основным причинам: □ – технические; ▨ – организационные; ▩ – психофизиологические; ■ – санитарно-гигиенические; 1 – чугунолитейные цехи; 2 – сталелитейные цехи; 3 – литейное производство

Санитарно-гигиенические факторы при расследовании несчастных случаев учитываются недостаточно или практически не учитываются. Конечно, неудовлетворительные метеоусловия, шум, вибрация, недостаточное освещение, запыленность и загазованность воздушной среды редко могут быть непосредственным причинителем травм. Однако эти факторы отрицательно воздействуют на организм работающих, приводят к повышенному утомлению, замедлению защитных реакций, нарушению координации движений, способствуя, тем самым, совершению ошибочных действий и возникновению несчастных случаев [3].

Изучение травмирующих факторов в литейных цехах с различным характером производства показало, что существенного различия в их распределении не отмечается. Более высокий процент таких факторов приходится на приспособления, инструменты, транспортное и грузоподъемное оборудование.

Следует отметить, что в связи с большим количеством погрузочно-разгрузочных операций и обилием грузовых потоков большинство травм происходит именно на транспортном оборудовании ввиду отсутствия ограждения приводных и вращающихся механизмов, переходных мостиков, сигнализирующих устройств.

Таким образом, обеспечение безопасности труда в литейных цехах необходимо осуществлять комплексно с учетом всех производственных факторов, создающих условия труда. Наряду с технологическими мероприятиями, такими, как усовершенствование машин и механизмов, строгое соблюдение технологической последовательности производственного процесса, повышения уровня механизации и автоматизации при выполнении тяжелых и опасных работ, а также значительного улучшения условий труда работающих на формовочных, плавильно-заливочных и обрубочно-очистных участках, особое внимание следует уделить организационным мероприятиям и в частности, повысить уровень технической дисциплины и усилить работу по обучению безопасности труда: исключить формальное проведение инструктажей, организовать обучение рабочих и пропаганду безопасных приемов работ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренков А. М. Анализ производственного травматизма в литейном производстве / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева, В. В. Мельниченко // *Литье и металлургия*. 2011. № 2 (60). С. 181–185.
2. Лазаренков А. М., Хорева С. А. Анализ производственных факторов литейных цехов // Тр. 24-й Междунар. науч. техн. конф. «Литейное производство и металлургия 2016. Беларусь». Минск, 19–21 октября 2016. С. 117–120.
3. Лазаренков А. М., Хорева С. А., Мельниченко В. В. Влияние техногенных и человеческого факторов на безопасность труда литейщиков // Тр. 22-й Междунар. науч. техн. конф. «Литейное производство и металлургия 2014. Беларусь». Минск, 22–24 октября 2014. С. 100–104.

REFERENCES

1. Lazarenkov A. M., Horeva S. A., Mel'nichenko V. V. Analiz proizvodstvennogo travmatizma v litejnom proizvodstve [Analysis of industrial injuries in the foundry]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2011, no. 2 (60), pp. 181–185.
2. Lazarenkov A. M., Horeva S. A. Analiz proizvodstvennyh faktorov litejnyh cehov [Analysis of production factors of foundries]. *Trudy 24-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2016. Belarus'». Minsk, 19–21 oktjabrja 2016. = Proceedings of the 24th International Scientific and Technical Conference «Foundry production and Metallurgy 2016. Belarus'». Minsk, October 19–21, 2016*, pp. 117–120.
3. Lazarenkov A. M., Horeva S. A., Mel'nichenko V. V. Vlijanie tehnogennyh i chelovecheskogo faktorov na bezopasnost' truda litejshhikov [Influence of technogenic and human factors on labor safety of foundry workers]. *Trudy 22-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii «Litejnoe proizvodstvo i metallurgija 2014. Belarus'». Minsk, 22–24 oktjabrja 2014. = Proceedings of the 22th International Scientific and Technical Conference «Foundry production and Metallurgy 2014. Belarus'». Minsk, October 22–24, 2014*, pp. 100–104.



ДЕЛОВОЙ ВИЗИТ В ВЕЛИКОБРИТАНИЮ

Ю. А. НИКОЛАЙЧИК, В. Е. СОБОЛЕВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: yuni@bntu.by, sobolev-alimrb@tut.by

BUSINESS VISIT TO THE UNITED KINGDOM

Yu. A. NIKOLAICHIK, V. E. SOBOLEV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: yuni@bntu.by, sobolev-alimrb@tut.by

История этого интереснейшего визита началась со встречи в Ассоциации литейщиков и металлургов (АЛиМ) Республики Беларусь Почетного консула Республики Беларусь в Соединенном Королевстве Великобритании и Северной Ирландии господина Майкла Рая, давно и небезуспешно работающего по развитию деловых и культурных связей Беларуси и Великобритании. На встрече с тогдашним директором исполнительной дирекции АЛиМ Ю. А. Николайчиком и деканом МТФ БНТУ И. А. Ивановым, ознакомившись с деятельностью ассоциации, М. Рай предложил организовать деловой визит в университет Суонси, который расположен в Уэльсе – одной из четырех стран, входящих в Великобританию. Суонси в переводе означает «Море лебедей». Это название дали первые поселенцы в незапамятные времена из-за множества лебедей на берегу моря. Великобритания (население 66,0 млн. чел.) состоит из четырех страновых регионов – Англии (55,5 млн. чел.), Шотландии (5,5 млн. чел.), Уэльса (3, 0 млн. чел.) и Северной Ирландии (2,0 млн. чел.).

Почетный консул Беларуси господин Майкл Рай родом из Уэльса, живет в столице Уэльса г. Кардиффе, очень хорошо относится к Беларуси, практически более 20 лет связан с работой по развитию наших связей с Великобританией. Начиная с организации поставок гуманитарной помощи, участвовал в оздоровлении белорусских детей в английских семьях, помогал в организации торговых и инвестиционных связей. Именно поэтому Министерство иностранных дел Беларуси назначило М. Рая Почетным консулом нашей страны в Великобритании.

По рекомендации М. Рая, АЛиМ связалась с ректором Инженерного Института университета Суонси профессором Стивеном Брауном и пригласила его и сотрудников приехать в г. Минск для участия в XXV ежегодной Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь» в октябре 2017 г.

Профессор Браун приехал с доцентом Райешом Ренсингом. По официальной программе была запланирована встреча профессора Брауна с профессорско-преподавательским составом БНТУ. Им было сделано сообщение о деятельности Инженерного Института университета Суонси, которое вызвало большой интерес среди слушателей.

Доклад Р. Ренсинга «Как сэкономить средства в литейном производстве при применении программы «Индустрия 4.0» был заслушан на одном из заседаний литейной секции и опубликован в сборнике трудов, посвященном XXV Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь».

Поскольку в XXV конференции впервые участвовал Генеральный Секретарь Всемирной организации литья (ВОЛ) господин Эндрю Тернер, М. Рай организовал встречу Э. Тернера и представителей АЛиМ с послом Великобритании в Республике Беларусь госпожой Фионой Гибб. На этих переговорах было решено расширить связи английских фирм с Беларусью, пригласив их для участия в международной выставке «ЛИТМЕТЭКСПО – 2018». Господин Э. Тернер оказал содействие АЛиМ в привлечении компаний Великобритании, таких, как OMEGA Foundry Machinery Ltd, Inducterm Europe Ltd, Clansman Dynamics Ltd, Foundry Equipment and Supplies Association, Apostles Castings Technology, Foundry Trade Journal для участия в работе семинара в рамках международной выставки литейного производства и ме-

таллургических технологий «ЛИТМЕТЭКСПО-2018». На семинаре присутствовали представители более 40 различных фирм и предприятий, высоко оценившие содержание презентаций.

Одновременно прорабатывалась возможность организации деловой поездки в Великобританию. Поскольку такая поездка требует значительных финансовых затрат, были поданы две заявки на проведение этих визитов за счет программы технической помощи Европейского Союза МОСТ. Кроме подачи стандартных заявок, Посольство Великобритании обратилось к руководству программы МОСТ с просьбой удовлетворить данные заявки из-за важности визита.

В процессе подготовки визита Майкл Рай предложил посетить, кроме университета Суонси, еще и Кардиффский столичный университет (г. Кардифф – столица Уэльса), а господин Эндрю Тернер – университет Брунеля в Уксбридже (г. Лондон). Были подготовлены и согласованы подробные программы визитов во все университеты, установлены точные сроки, проведены (с большими трудностями) бронирование и оплата гостиниц и транспорта. Размещение и переезды в Лондоне организованы благодаря помощи Посольства Беларуси в Великобритании, размещение и переезды внутри Великобритании (университеты в г. Суонси и Кардиффе) – благодаря помощи Почетного консула М. Рая, который провел очень большую работу и впоследствии постоянно сопровождал нашу делегацию в этих городах.

Наша делегация состояла из представителей БНТУ (А. Г. Баханович – проректор по учебной работе, д-р техн. наук, доцент; Ю. А. Николайчик – проректор по учебной работе, канд. техн. наук, доцент; А. С. Калиниченко – заместитель проректора по научной работе, д-р техн. наук, профессор; И. А. Иванов – декан механико-технологического факультета, д-р техн. наук, профессор; Ф. И. Рудницкий – доцент кафедры «Машины и технология литейного производства», канд. техн. наук, доцент; В. Е. Соболев – специалист издательства «Техническая литература», канд. техн. наук), ГНУ «ИТМ НАН Беларуси» (Е. И. Марукович – академик НАН Беларуси, д-р техн. наук, профессор, Лауреат Госпремий БССР и РБ, Заслуженный изобретатель Республики Беларусь), ГГТУ им. П. О. Сухого (И. Б. Одарченко – декан механико-технологического факультета, канд. техн. наук, доцент), ОАО «БЕЛНИИЛИТ» (М. А. Садоха – заместитель директора по научной работе, канд. техн. наук, доцент).

И вот мы в пути. Прямой рейс Белавиа Минск – Лондон и через три часа мы в аэропорту Гатвик – одном из четырех аэропортов Лондона. Переезд на арендованном автобусе в г. Суонси – 320 км при непривычном для нас левостороннем движении. Модели автомобилей на дорогах отличаются от минских: практически нет больших автомобилей типа «Хаммеров», меньше процент дорогих автомобилей – мерседесов, ауди, лексусов; намного больше небольших и скромных машин. Старых авто практически нет. Много грузовиков, почти все специализированные на определенные грузы. Автостреды обходят города и деревни, нет светофоров, вблизи автострэд крупные обслуживающие центры – заправки, комплексы ресторанов и кафе, детские площадки, различные магазины. На дорогах строго соблюдается установ-



Белорусская группа в университете Суонси. Фото Ю. А. Николайчика

ленная скорость – максимальная обычно 70–75 миль в час (120–125 км), обгон справа, самая медленная полоса левая, но обычно и на ней все машины едут почти с максимальной скоростью.

После въезда в Уэльс все дорожные знаки и объявления появились на двух языках: английском и валлийском, жителей Уэльса называют валлийцами. Валлийский язык более древний и основан на наречиях живших ранее в этих местах кельтов.

Несколько слов об истории Уэльса, которая связана с постоянными войнами как с пришельцами, например, римлянами, захватившими часть Британии в 43 году новой эры (и, кстати, основавшими город Лондон), так и между различными княжествами и королевствами внутри Уэльса. Римляне покинули Британию в V в. н. э. После этого бриттский язык и культура начали разделяться и образовалось несколько отдельных языковых групп. Валлийцы были наибольшей из групп и в основном рассматриваются независимо от других бриттоязычных народов. В послеримский период на территории Уэльса возник ряд королевств. И хотя самый могущественный правитель признавался королем бриттов (позже — Принцем Уэльским), а некоторые правители расширяли свой контроль над другими землями Уэльса и западной Англии, никто не смог объединить Уэльс на длительное время. Междоусобные войны и давление со стороны англосаксонских, а затем и норманнских завоевателей ослабляли Уэльс и валлийские королевства постепенно подпадали под влияние Англии. В 1282 г., после смерти последнего независимого правителя Уэльса Лливелина ап Грифида, страна была покорена английским королем Эдуардом I. После этого титул Принца Уэльского стал присваиваться наследному принцу английского королевского дома. Валлийцы поднимали ряд восстаний и мятежей против английского владычества, но в 1707 г. Уэльс под управлением Англии вошел в состав Королевства Великобритании, а позже, в 1801 г. – в состав Соединенного Королевства. Несмотря на давление со стороны англичан, валлийцы сумели сохранить свой язык и культуру.

В XVIII в. в Уэльсе началась индустриальная революция. В XIX в. в результате стремительного роста угольной промышленности и железной металлургии наблюдался подъем экономики и, как следствие, значительный рост численности населения Южного Уэльса, где были найдены большие месторождения угля и железной руды (и других полезных ископаемых – меди, олова и др.). Это привело к быстрому развитию региона, росту населения, развитию транспортных узлов, строительству предприятий и жилья. Порт Кардифф в 1910 г. являлся крупнейшим в мире портом по отгрузке угля. Сильно развилось производство стали. К 1914 г. производство угля сократилось, многие нерентабельные шахты закрылись. Города, жители которых были связаны с добычей, переработкой и транспортировкой угля, железной руды, стали и чугуна, пришли в упадок.

Но в Уэльсе по-прежнему сильно развита металлургическая промышленность. Почти все производство белой жести и тонколистовой стали Великобритании расположено в Уэльсе, а металлургический комбинат Маграм считается самым высокоавтоматизированным производством в мире.

В ряде университетов Великобритании ведется подготовка специалистов для литейной и металлургической промышленности. Университет в городе Суонси также имеет курс по этому направлению.

В Инженерном институте университета Суонси нас тепло и радушно встретил ректор этого университета профессор Стивен Браун (Steven Brown), и полтора дня мы работали с ним и его сотрудниками – профессором Йоханом Сиенц (Johann Sienz), профессором Хью Саммерс (Huw Summers), менеджером по набору студентов Адамом Джонсоном (Adam Jones), нашим коллегой Райешом Рэнсингом и др.

Университет Суонси – ровесник БНТУ, основан в 1920 г. и будет праздновать столетие в 2020 г. Новый кампус (студенческий городок) университета введен в 2015 г., стоимость всех работ – 450 млн фунтов стерлингов (около 600 млн долларов США). В лабораториях и учебных классах (30 000 кв. метров) – самое современное оборудование. Исследовательские работы ведутся и оплачиваются по заказам как крупнейших мировых корпораций (Ролс-Ройс, Tata Steel, Airbus, BASF, Европейское космическое Агентство и др.), так и правительственных органов, а также малых и средних предприятий.

Университет Суонси является одним из ведущих университетов Уэльса и Великобритании в целом. Кампус университета расположен рядом с побережьем на север от залива Суонси и на восток от полуострова Гауэр, на территории Синглтон-Парка, в непосредственной близости от центра города Суонси.

В университете работают семь академических колледжей и школ, на базе которых действуют большое количество программ обучения и научные сообщества. Одним из ведущих в структуре Swansea University является колледж инженерных наук (College of Engineering),

Университет Swansea University один из 20 университетов Британии, где наиболее высок процент удовлетворенности студентов процессом и качеством обучения (с показателем 89% довольных работой учреждения). 93% выпускников в течение года либо получают работу, либо продолжают образование.



Кампус университета на берегу залива Суонси

У студентов университета есть возможность заниматься теми областями знаний, которые им действительно интересны.

В университете действует более 50 научных сообществ, а всемирно известная Медицинская школа Суонси предоставляет студентам возможность стать настоящими профессионалами своего дела.

Специально для иностранных студентов на базе университета действуют программы подготовки к бакалавриату и магистратуре, а также курсы английского языка. В ходе прохождения программы студенты приобретают необходимые знания, улучшают уровень английского языка и адаптируются к британской системе образования. На отделении подготовки к бакалавриату действует 16 программ, магистратуры – 7. Программы могут продолжаться от 1 до 4 семестров в зависимости от уровня владения языком. При необходимости студент может сначала пройти курс английского языка. Успешное прохождение программ значительно облегчает процесс поступления на отделения бакалавриата и магистратуры университета Суонси.

На совместных встречах мы обменялись информацией о деятельности наших институтов, обсудили возможности и тематику совместных работ, посетили и осмотрели различные лаборатории, учебные и исследовательские центры. Подписали соглашение о сотрудничестве и в дальнейшем планируем развивать наши научные и учебные связи.

Прощай, Суонси! В 70 километрах – столица Уэльса город Кардифф. Население – 350 тыс. чел. Когда-то это был крупнейший портовый и промышленный город, сейчас основная масса населения связана с туризмом, университетским образованием, банковским и финансовым бизнесом. Город Кардифф в 2015 г. посетило около 18 млн. туристов.

В вузах Кардиффа обучается 42 тыс. студентов, а в принимавшем нас столичном университете (Cardiff Metropolitan University) – 16 тыс. студентов. И эти студенты – граждане из 140 стран мира, поэтому университет первым в мире награжден Знаком всеобщей интернационализации от Международной Ассоциации университетов. Университет гордится тем, что 95% его выпускников находят работу или поступают на дополнительную учебу в течение 6 мес. после его окончания. В составе университета – самые различные колледжи: искусств; образования и социальной политики; управления; спорта и науки о здоровье; технологий (биомедицина, окружающая среда, педиатрия, психология и др.); специальный центр обучения английскому языку для последующего поступления в университет. Цены на обучение – примерно 12 000–14 000 фунтов стерлингов (15–18 тыс. долларов) в год.

В университете Кардиффа нас принимали менеджер по международным связям AbouBakr Fathalla, профессор David Brooksbank, заместитель декана по международным связям Fiaz Hussain, заместитель декана школы спорта и здоровья Alun Hardman, заместитель декана по предпринимательству Jo Bowers, заместитель декана Colin Powell и др. Мы посетили три факультета: искусств; спорта и здоровья; менед-

жмента. Впечатления весьма положительные, особенно на факультете спорта и здоровья. Обсуждали особенности внедрения Болонского процесса.

Университет Суонси и университет Кардиффа соревнуются в ежегодном университетском матче, известном как валлийская версия Оксбриджа, который включает в себя Welsh Varsity регби (соревнования по регби) и Welsh Boat Race (лодочные гонки).

Нами было подписано соглашение о сотрудничестве между БНТУ и Cardiff Metropolitan University, планируется развитие наших межвузовских связей.

В г. Кардиффе Почетный консул Беларуси господин Майкл Рай показал березу, посаженную в старейшем парке города Чрезвычайным и Полномочным Послом Беларуси в Великобритании А. Ю. Михневичем и М. Раем в память о трагедии Чернобыля. На памятной плите – стихи Я. Коласа. «Мой родный кут ...».

Последний университет, который посетили в насыщенные постоянной работой дни, проехав почти 300 км до Лондона, – Брунелский университет, расположенный на территории Большого Лондона, недалеко от аэропорта Хитроу.

Университет носит имя Брунеля – известного английского инженера и изобретателя XIX в. (1806–1859 гг.), построившего одну из первых железных дорог мира Лондон – Бристоль. Интересно отметить, что он теоретически обосновал и впервые построил широкую железнодорожную колею (типа Российских железных дорог, которых тогда еще и не было), хотя уже началось строительство первых железных дорог с узкой колеей. Брунель спроектировал в 1843 г. первый пароход с металлическим корпусом и первый трансатлантический лайнер – крупнейший корабль того времени. Он был прекрасным мостостроителем, построил десятки крупных мостов. Спроектировал и построил первый тоннель под рекой Темзой в Лондоне.

В университете Brunel Uxbridge London нас принимали профессор Fan, директор Центра современных технологий затвердевания и его сотрудники – профессор Isaac Chang, руководитель Центра LIME, доктор Steven Butler, руководитель центра современных методов литья, менеджер LIME Mark Jones. Прекрасная лабораторная и исследовательская база, практически действующий цех литья под высоким давлением.

Профессор Fan увлечен идеей жизненно необходимой теории полного вторичного использования ресурсов, в первую очередь металлов и сплавов. Он подсчитал, что за последние 60 лет человечество использовало больше природных ресурсов, чем за всю предыдущую историю его существования. Особое внимание уделяется основным металлам – железу (Fe), алюминию (Al), меди (Cu) и свинцу (Pb). При имеющемся темпе роста потребностей в этих металлах к 2050 г. (при ожидаемом росте населения до 9,3 млрд. человек) человечеству необходимо иметь шесть планет размера и ресурсов Земли! Помимо этого, их добыча приведет к большим затратам энергии, что скажется на состоянии окружающей среды



Академик Е. И. Марукович и декан БНТУ И. А. Иванов в Центре современных методов литья

и приведет к экологической катастрофе. Поэтому огромное внимание уделяется безотходному производству и вторичной переработке отходов, в первую очередь в литье и металлургии.

По результатам наших переговоров подписано соглашение о сотрудничестве с Университетом Брунеля.

Необходимо отметить, что программа визита в ведущие технические университеты Великобритании предусматривала различные мероприятия, в том числе изучение опыта в организации и реализации образовательного процесса при подготовке технических специалистов как бакалавров, магистров, так и специалистов высшей квалификации, изучение механизмов реализации научно-исследовательской и инновационной деятельности, взаимодействие с предприятиями, а также изучение материально-технической базы. Много полезного почерпнули мы в этих университетах.

Наш визит и подписанные соглашения открывают дорогу для совместной деятельности и взаимовыгодных работ с тремя ведущими Университетами Великобритании.

Делегация БНТУ выражает благодарность за предоставленную возможность визита и оказанную помощь в организации Посольству Республики Беларусь в Соединенном Королевстве Великобритании и Северной Ирландии и лично послу Сергею Федоровичу Алейнику, послу Посольства Соединенного Королевства Великобритании и Северной Ирландии в Республике Беларусь Фионе Гибб, Почетному консулу Республики Беларусь в Великобритании Майклу Раю, директору проектов Института Гете господину Далю и Натальи Илькевич – нашему грамотному и трудолюбивому куратору по проекту МОСТ.