

Конференция и выставка!

Уважаемые Господа,

Приглашаем Вас принять участие в ежегодной Международной научно-технической конференции **«Литейное производство и металлургия 2016. Беларусь»** и информационной выставке литейного производства и металлургических технологий.

Конференция и информационная выставка будут проходить в Белорусском национальном техническом университете (БНТУ) **19–21 октября 2016 года**.

В конференции и выставке традиционно принимают участие представители научного сообщества, а также ведущих предприятий и зарубежных компаний литейного и металлургического производств Беларуси, России, стран СНГ и Европы, что обеспечивает высокий уровень и актуальность обсуждаемых проблем. Организатором данного мероприятия выступают Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь (АЛиМ) и Белорусский национальный технический университет (БНТУ).

ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

1. Литейное производство, технология и материалы, оборудование, плавка сплавов, приборы контроля, экология, охрана труда, информационные технологии.

2. Металлургическое производство: технология плавки, технология разлива, прокатное, волочильное и трубное производства, производство металлокорда, охрана труда, экономика.

3. Материаловедение в машиностроении, машины и технология обработки металлов давлением, сварка и резка.

4. Тематические научно-технические семинары молодых ученых и студентов. К началу работы конференции будет издан специальный выпуск журнала «Литье и металлургия».

Во время работы конференции будут подведены итоги конкурса лауреатов премии АЛиМ по номинациям:

1. Лучший инновационный проект, внедренный на литейном и металлургическом производствах, направленный на повышение качества продукции, энерго – и ресурсосбережение.

2. Лучшая научно-производственная работа молодого ученого или инженера.

Условия по участию в конкурсе опубликованы на сайтах АЛиМ www.alimrb.by и журнала «Литье и металлургия» www.limrb.by.

Для участников конференции предусмотрены технические экскурсии на передовые предприятия и по заявкам встречи со специалистами предприятий республики.

Принимаются Ваши пожелания и предложения по тематикам конференции и проводимым мероприятиям.

На основании заявок будут сформированы программа конференции и содержание журнала.

Более подробную информацию о конференции можно уточнить по тел. (+375 17) 331-11-16, 292-74-75 и e-mail: alimrb@tut.by.

ОРГКОМИТЕТ

МЕЖДУНАРОДНЫЕ ВЫСТАВКИ И КОНФЕРЕНЦИИ В 2016 ГОДУ

АПРЕЛЬ 2016		
05–08 апреля	ЛИТМЕТЭКСПО 2016 – Международная выставка литейного производства и металлургических технологий	Беларусь (Минск)
17–20 мая	METAL + METALLURGY CHINA (M+M CHINA) 2016 Китайская международная выставка металлургического, литейного и металлообрабатывающего оборудования	Китай (Шанхай)
Даты уточняются	MADE IN STEEL 2016 Конференция и выставка сталелитейной промышленности	Италия (Милан)
Даты уточняются	DIE & MOULD CHINA (DMC) 2016 – Китайская международная выставка оборудования для литья и производства пресс-форм	Китай (Шанхай)
МАЙ 2016		
21–24 мая	72-й Всемирный конгресс литейщиков	Япония (Нагано)
24–27 мая	Cast-ex – Международная выставка литье и литейные технологии	Словакия (Нитра)
ИЮНЬ 2016		
06–09 июня	МЕТАЛЛУРГИЯ. ЛИТМАШ 2016 - Международная выставка машин, оборудования, технологий и продукции металлургической промышленности	Россия (Москва)
07–10 июня	METALFORUM 2016 – Международная выставка металлургической, металлообрабатывающей и литейной промышленности	Польша (Познань)
ИЮЛЬ 2016		
12–14 июля	CHINA DIECASTING 2016 – Китайская международный конгресс и выставка технологий литья под давлением	Китай (Шанхай)
АВГУСТ 2016		
Даты уточняются	JNMTE QINDAO 2016 – Международная выставка литейного оборудования и пресс-форм	Китай (Циндао)
Даты уточняются	COM 2016 (CONFERENCE OF METALLURGISTS) – Ежегодный конгресс металлургов	Канада (Торонто)
СЕНТЯБРЬ 2016		
06–09 сентября	МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛУРГИЯ. МЕТАЛЛООБРАБОТКА 2016 – Всероссийская специализированная выставка	Россия (Ижевск)
08–10 сентября	CIFE 2016 (CHINA INTERNATIONAL FORGING INDUSTRY EXHIBITION) Международная выставка металлургии,ковки, литейного производства и термической обработки	Китай (Пекин)
20–22 сентября	Metal – Международная ярмарка литейных технологий	Польша (Кельце)
29 сентября – 01 октября	ANKIROS, ANNOFER, TURKCAST 2016 - Выставка литейных технологий, оборудования и продукции из черных и цветных металлов	Турция (Стамбул)
Даты уточняются	WORLD OF METAL 2016 Международная металлургическая выставка и конференция	Индия (Мумбаи)
Даты уточняются	ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ и МИНЕРАЛЫ 2016 Международный конгресс и выставка	Россия (Красноярск)
Даты уточняются	UNITECR 2016 Международная конференция и выставка огнеупорных материалов	Австрия (Вена)
ОКТАБРЬ 2016		
3–7 октября	Fond-Ex – Международная выставка ярмарка литейных технологий	Чехия (Брно)
05–07 октября	METALLURGY INDIA 2016 Международная выставка оборудования и технологий металлургии	Индия (Мумбаи)
19–21 октября	«Литье и металлургия 2016» – Международная конференция и информационная выставка литейных технологий	Беларусь (Минск)
Даты уточняются	BLACH-TECH-EXPO 2016 Выставка технологий обработки, соединения и покрытия листового металла	Польша (Краков)
Даты уточняются	ABM CHINA 2016 – Международная выставка металлообработки	Китай (Нанкин)
Даты уточняются	KOREA METAL WEEK 2016 – Международная выставка металлургии и машиностроения	Корея (Сеул)
НОЯБРЬ 2016		
16–17 ноября	METALMADRID 2016 - Международная выставка в области металлургии	Испания (Мадрид)
29 ноября – 01 декабря	ALUMINIUM 2016 Международная выставка алюминиевой промышленности	Германия (Дюссельдорф)
Даты уточняются	МЕТАЛЛ-ЭКСПО 2016 - Международная промышленная выставка	Россия (Москва)
Даты уточняются	STAINLESS STEEL WORLD 2016 - Специализированная выставка по производству и обработке нержавеющей сталей	Нидерланды (Маастрихт)
ДЕКАБРЬ 2016		
06–09 декабря	EUROMOLD 2016 - Международная выставка проектирования, производства и эксплуатации форм, пресс-форм, штампов, инноваций и технологий	Германия (Дюссельдорф)
07–09 декабря	МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛООБРАБОТКА. КАЗАНЬ 2016 Международная специализированная выставка	Россия (Казань)

* При заявке не менее 10 человек Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь занимается организацией поездки на указанные мероприятия.

1 (82) '2016

ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

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

УЧРЕДИТЕЛИ

Белорусский национальный технический университет

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»

Ассоциация литейщиков и металлургов
ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

ОАО «ГОМЕЛЬСКИЙ ЛИТЕЙНЫЙ ЗАВОД «ЦЕНТРОЛИТ»

ГНУ «Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси»

ОАО «Минский тракторный завод»

ОАО «Могилевский металлургический завод»

ОАО «Речицкий метизный завод»

ИЗДАТЕЛЬ

Белорусский национальный технический университет

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РЕДСОВЕТА

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

ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ РЕДСОВЕТА

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

РЕДСОВЕТ

Хрусталев Б. М.
Борщов С. М.
Мельников А. П.
Сайков М. А.
Карась А. Н.
Николайчик Ю. А.
Самончик В. Г.
Степанов Д. В.

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

ОСНОВАТЕЛЬ ЖУРНАЛА

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

СОДЕРЖАНИЕ

Подписной индекс 75034

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

- Ровин С. Л., УП «Технолит»
Движение дисперсных материалов в ротационных наклоняющихся печах 5
- Степенко В. Ю., ГНУ ИТМ НАН Беларуси
Наноструктурные процессы плавки и литья доэвтектического силумина 11
- Аникин А. И., Гильманшина Т. Р., Аникина В. И., Ковалева А. А., Бабицкий Н. А., Семушева А. Ю., Сибирский федеральный университет
Влияние жидкой фазы на формирование структуры литого сплава Al-11,7% Si 14
- Пасюк Г. И., Мельников А. П., Пашкевич А. В., Черарович А. В., Фонов В. В., ОАО «БЕЛНИИЛИТ»
Пескодудный процесс – ретроспектива и современный уровень 18
- Марукович Е. И., Брановицкий А. М., Лебединский Ю. А., Саченко Ю. В., Харьков В. А., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Прохоцкий О. Г., ООО «ПромПоиск»
Исследование литья в кокиль цильпесбсов 27
- Дорошенко В. С., ФТИМиС НАН Украины
Примеры 3D-технологии в литейных процессах. Снижение металлоемкости отливок 34
- Цуркин В. Н., Дмитришина Я. Ю., Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины
Корреляционные характеристики структурно-чувствительных свойств жидких металлов 40
- Шинский О. И., Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Михиян Е. В., Нейма А. В., ФТИ-МиС НАН Украины
Применение растворяемых пенополистироловых моделей при получении литых деталей газотурбинных установок 46
- Комаров О. С., Немененок Б. М., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д., БНТУ
Совершенствование составов противопригарных красок 53
- Комаров О. С., Немененок Б. М., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д., БНТУ
Алюминат натрия в литейных красках 58

МЕТАЛЛУРГИЯ

- Старков Н. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Бобарикин Ю. Л., ГГТУ им. П. О. Сухого
Критерии эффективности слиттинг-процесса 61
- Стеблов А. Б., ГНУ ФТИ НАН Беларуси
Работа электродуговой сталеплавильной печи с жидким остатком металла 66
- Липаткина Т. Н., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
Получение металлизированного продукта из окалины 72
- Драгун Н. П., ГГТУ им. П. О. Сухого, Курбиева И. Ю., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
Современное состояние и тенденции развития черной металлургии в странах ЕАЭС 76
- Бондаренко И. А., Турыгин А. К., Артамошин А. Л., Венгура А. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»
Тенденции по увеличению стойкости периклазоуглеродистых изделий в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» 82
- Стеблов А. Б., ООО «Инновационные металлургические технологии», Елшина Л. И., ОАО «НИЦ «Строительство» НИИЖБ им. А. А. Гвоздева
Как улучшить коррозионную стойкость строительной арматуры 85

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Исаевич Л. А., Иваницкий Д. М., Сидоренко М. И., БНТУ
Определение режимов обжарки полос переменной толщины для достижения требуемой размерной точности формообразуемого профиля 91
- Покровский А. И., ГНУ ФТИ НАН Беларуси, Лушик П. Е., Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»
Конечно-элементное моделирование горячей штамповки втулок из высокопрочного чугуна с градиентом распределения графитных включений по сечению ... 96
- Клубович В. В., БНТУ, Кулак М. М., ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Марусич В. И., БНТУ, Самолетов В. Г., ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Хрушев Е. В., БНТУ
Влияние ультразвуковой активации СВС-шихты на конечный продукт 108

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

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

РЕДАКЦИЯ

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

АДРЕС РЕДАКЦИИ

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

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

Подписано в печать 10.03.2016.
 Выход в свет 30.03.2016.
 Формат 60x84%.
 Цена свободная

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

Пивоварчик А. А., Повидайко В. Д., ГГУ им. Я. Купалы, Михальцов А. М., БНТУ Разработка состава протектора на основе цветных сплавов из вторичного сырья для защиты железоуглеродистых сплавов от коррозионного воздействия	115
Федулов В. Н., БНТУ Пути повышения стойкости высоконагруженного инструмента горячей высадки головок болтов	120
Калининченко А. С., Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А., Ленкевич С. А., Белый А. Н., БНТУ Использование сфероидизирующей «чипс»-лигатуры на основе меди, содержащей наноразмерные частицы оксида иттрия, для высокопрочного чугуна.	130

МОЛОДЫЕ УЧЕНЫЕ

Тонкович А. А., Скворцов А. А., научный руководитель Скворцов В. А., БНТУ Расчет вертикальных литниковых систем с использованием стандартных элементов.	136
Куприянова Л. И., Шикуров О. М., научный руководитель Крутилин А. Н., БНТУ Выбор материала и технологии изготовления отливки	151

1 (82) '2016

FOUNDRY PRODUCTION AND METALLURGY

Quartely Journal

Issued in Russian with annotations in English.

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

The Journal has been published since January 1997.

Issued four times a year.

FOUNDERS

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

Association of Foundrymen and Metallurgists

Public corporation «BELNIILIT»

Public corporation «GOMEL FOUNDRY «TSENTROLIT»

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

Public corporation «Minsk traktor plant»

Public corporation «Mogilev metallurgical plant»

Public corporation «Rechitsa metizny plant»

PUBLISHER

Belorussian National Technical University

CHAIRMAN OF EDITORIAL COUNCIL

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

DEPUTY CHAIRMAN

OF THE EDITORIAL COUNCIL

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

EDITOR IN CHIEF

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

EDITORIAL COUNCIL

Khrustalev B.
Borschov S.
Melnikov A.
Saykov M.
Karas A.
Nikolaichik Yu.
Samonchik V.
Stepanov D.

ESTABLISHER OF THE JOURNAL

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

CONTENTS

Subscription 75034

FOUNDRY

- Rovin S. L.**
The movement of dispersed materials in tilting rotary furnaces 5
- Stetsenko V. Yu.**
Nanostructural processes of melting and moulding of hypoeutectic silumin 11
- Anikin A. I., Gilmanshina T. R., Anikina V. I., Kovaleva A. A., Babitsky N. A., Semusheva A. Yu.**
Effect of liquid phase on the structure formation of cast alloy Al-11,7% Si. 14
- Pasyuk G. I., Melnikov A. P., Pashkevich A. V., Cherapovich A. V., Fonov V. V.**
Air-sand blowing process – a retrospective and current state 18
- Marukovich E. I., Branovicky A. M., Lebedinsky Y. A., Sachenko Y. V., Harkov V. A., Prohocky O. G.**
Study of cylpebs chilling 27
- Doroshenko V. S.**
Examples of 3D-technologies in foundry processes. Decrease in metal consumption in castings 34
- Tsurkin V. N., Dmitrishina Ya. Yu.**
Correlations characteristics of the structure-sensitive properties of liquid metals 40
- Shinsky O. I., Maksuta I. I., Kvasnitskaya Yu. G., Mikhnyan E. V., Neima A. V.**
Application of polystyrene foam core fusible patterns in production of gas turbines' cast parts 46
- Komarov O. S., Nemenjonok B. M., Rozenberg E. V., Komarova T. D.**
Improvement of the composition of nonstick colors 53
- Komarov O. S., Nemenjonok B. M., Rozenberg E. V., Komarova T. D.**
Sodium aluminate in casting paints 58

METALLURGY

- Starkov N. V. Bobarykin, Y. L.**
Performance criteria slitting-process 61
- Steblov A.B.**
Operation of the electric arc furnace with liquid residues metal 66
- Lipatkina T. N.**
Receiving an iron-rich product from scale 72
- Dragun N. P., Kurbiyeva I. Y.**
Current state and tendencies of development of ferrous metallurgy in the eaeu countries 76
- Bondarenko I. A., Turygin A. K., Artamoshin A. L., Vengura A. V.**
Measures to increase lifetime of periclase-carbonaceous products in working lining of steel-pouring ladles at JSC «BSW – management company of holding «BMC». . . 82
- Steblov A. B., Elshina L. I.**
How to improve the corrosion resistance of building bars 85

SCENCE OF MATERIALS

- Isaevich L. A., Ivanickij D. M., Sidorenko M. I.**
Determination modes of rolling bands of variable thickness for achievement required dimensional accuracy of forming profile 91
- Pokrovsky A.I., Lushchik P. E.**
Finite-element modeling of hot forming of bushes made from high-strength cast iron with a gradient distribution of graphite inclusions over cross-section 96
- Klubovich V. V., Kulak M. M., Marusich V. I., Samoletov V. G., Khrushchev E. V.**
Effect of ultrasound activation of shs-charge on the final product 108
- Pivovarchyk A.A., Povidajko V. D., Mikhaltsov A. M.**
Development of tread on the basis of color alloys recycled iron-carbon alloys protection from corrosion 115
- Fedoulov V. N.**
Methods of increasing the resistance of a heavily hot tool landing bolt heads 120
- Kalinichenko A.S., Slutsky A. G., Sheinert V. A., Lenkevich S. A., Bely A. N.**
Application of spheroidizing «Chips»-master alloy on copper base containing nano-scale particles of Yttrium oxide for high-strength cast iron 130

EDITORIAL BOARD

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

EDITORIAL STAFF

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

ADDRESS OF EDITORIAL STAFF

Nezavisimosti ave., 65,
 220013, Minsk
 Tel.: (017) 292-74-75
 Tel./fax (017) 331-11-16,
 E-mail: limrb@tut.by Web: limrb.by
 The magazine is registered in the Ministry of information of the Republic of Belarus
 Certificate of registry No 1244 dated May 31, 2012.
 Format 60x84%. Free price.

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

YOUNG SCIENCIES

Tonkovich A. A., Skvortsov A. A., research supervisor Skvortsov V. A. Calculation of the vertical gating systems with usage of standard elements	136
Kupriyanova L. I., Shikurov O. M., research supervisor Krutinin A. N. Choice of material and manufacturing technology of casting.	151



УДК 621.745

Поступила 09.02.2016

ДВИЖЕНИЕ ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ В РОТАЦИОННЫХ НАКЛОНЯЮЩИХСЯ ПЕЧАХ

THE MOVEMENT OF DISPERSED MATERIALS IN TILTING ROTARY FURNACES

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

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

В статье представлены результаты исследования движения дисперсных материалов в ротационных печах, предложена схема, описывающая сложное винтовое возвратно-поступательное движение материалов в ротационных наклоняющихся печах, предназначенных для рециклинга дисперсных металлосодержащих отходов.

The article presents the results of a study of the movement of dispersed materials in tilting rotary furnaces. The proposed scheme describes a complex helical reciprocating movement of materials in rotary tilting furnaces that are designed for recycling of dispersible metal-containing wastes.

Ключевые слова. Ротационные печи, движение дисперсных материалов, имитационная модель.

Keywords. Rotary furnaces, the movement of dispersed material, simulation model.

Введение. В топливных нагревательных и плавильных печах эффективность тепломассообменных процессов во многом определяется интенсивностью и характером движения теплоносителя (газового потока) и обрабатываемого материала. Чем выше скорость газового потока, чем глубже он проникает в слой материала, тем быстрее нагревается материал и активнее протекают массообменные процессы.

Увеличение скорости массообменных процессов в продуваемом динамическом слое отмечается многими исследователями и подтверждается практикой. В работе [1] приведены данные о значительном ускорении процессов нагрева и интенсификации массообмена в продуваемом слое стружки. В 8–10 раз сокращается время металлизации при продувке моно слоя окатышей диаметром < 10 мм [2].

Наибольшая интенсивность этих процессов обеспечивается при продувке слоя материала газовым потоком: в шахтных печах, во вращающихся печах, печах с псевдоожиженным слоем и в пневмопотоке. Печи с псевдоожиженным слоем и восходящим потоком используются, как правило, для обработки монодисперсных материалов. Переработка дисперсных материалов в шахтных печах представляет значительные сложности из-за высокой плотности и соответственно большого гидравлического сопротивления слоя дисперсных материалов. Увеличение давления продувки слоя приводит к нарушению газового режима, возникновению «каналов», резкому увеличению выноса частиц из рабочего пространства печи.

Наиболее эффективным агрегатом для термообработки полидисперсных материалов являются вращающиеся (ротационные) печи. Во вращающихся печах объемный коэффициент теплопередачи (a_v) достигает 3000 Вт/м³, в то время как в неподвижном слое материала в кольцевых печах, печах отражательного типа и других он находится на уровне 3–4 Вт/м³ [3].

Основная часть. Движение материала во вращающихся печах различного типа имеет много общего. Это движение определяется силами межчастичных связей (когезии), внутреннего трения в слое, силами трения и адгезии на границе «материал-футеровка», силами инерции (центробежными силами) и силой тяжести. Кроме того, на верхний слой частиц, особенно при обрушении, действуют аэродинамические силы потока газов. Очевидно, что при увеличении скорости вращения корпуса печи интенсивность перемешивания и тепломассообменных процессов в слое увеличивается. Чем больше сцепление материала с поверхностью футеровки, тем выше поднимается материал при повороте печи и тем интенсивнее разрушается (сдвигается и обрушается) слой.

Скорость «вращения» материала в печи примерно в 3–4 раза выше, чем скорость вращения корпуса печи. Это превышение зависит от относительного объема загрузки и соотношения толщины слоя и диаметра печи.

В то же время есть существенные отличия в движении материалов во вращающихся печах проходного типа (непрерывного действия) и печах периодического действия, в короткобарабанных печах с горизонтальной осью вращения и ротационных наклоняющихся печах (РНП), ось вращения которых находится под углом к горизонту. Эти отличия касаются, в первую очередь, осевой составляющей движения материала (отдельных частиц и слоя в целом).

В первом приближении для понимания механики движения дисперсных материалов в ротационных печах может быть использована известная математическая модель, описывающая поведение шаров в шаровой мельнице [4]. Следует отметить однако, что в шаровой модели не учитываются силы межчастичных связей и силы адгезии.

Согласно этой модели, на частички материала (m), расположенные в непосредственной близости от внутренней поверхности корпуса печи, действует радиальная сила N , возникающая от действия центробежной силы и радиального вектора веса (рис. 1):

$$N = \frac{mv^2}{r} \pm mg \cos \alpha. \quad (1)$$

Во время вращения барабана сила N вызывает трение между частицами материала и поверхностью барабана с коэффициентом ($K_{тр}$), который зависит от состояния поверхности барабана и самих частичек. В результате происходит «прилипание» частиц к поверхности барабана ($F_{тр} = NK_{тр}$), их подъем и ускорение.

С увеличением угла подъема материала радиальная компонента массы уменьшается и меняет знак после того, как частицы перейдут через горизонтальную ось ($\alpha = 90^\circ$, $\cos \alpha = 0$). В зависимости от скорости вращения, раньше или позже, частица теряет контакт с поверхностью барабана, отрывается и скользит (или скатывается) по свободной поверхности слоя. Падающие частицы создают каскад и покрывают верхний слой материала. Таким образом, происходит перемешивание материала в печи и теплообмен в слое.

Предельное состояние, когда силы инерции $F_{и} = mv^2/r$ становятся меньше радиальной составляющей силы тяжести $G \cos \alpha$, соответствующее отрыву материала от поверхности барабана, представлено в виде схемы (рис. 2) [5].

Вторым предельным случаем является ситуация, когда силы инерции (центробежные силы) превышают гравитационные силы:

$$\frac{mv^2}{r} > mg \quad \text{или} \quad v > V_k = \sqrt{gr}. \quad (2)$$

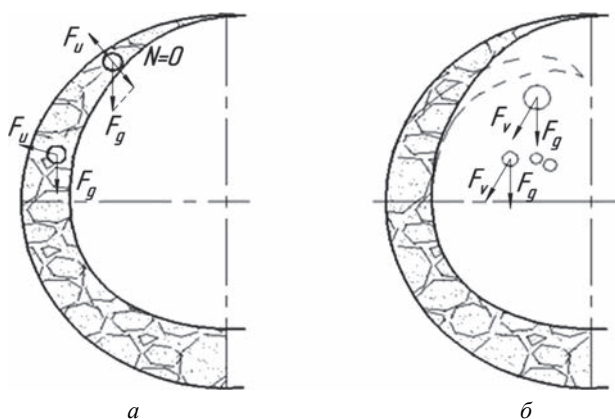


Рис. 2. Схема отрыва частиц от поверхности барабана во вращающейся печи: а – момент критического равновесия; б – момент отрыва частиц; $F_{и}$, F_g – силы инерции и гравитации; N – равнодействующая инерционных и гравитационных сил; F_v – сила аэродинамического давления газового потока

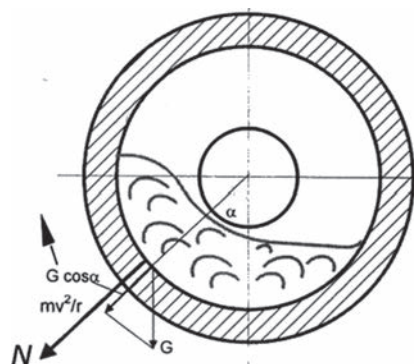


Рис. 1. Схема распределения сил, действующих на частицы материала, находящегося на внутренней поверхности печи

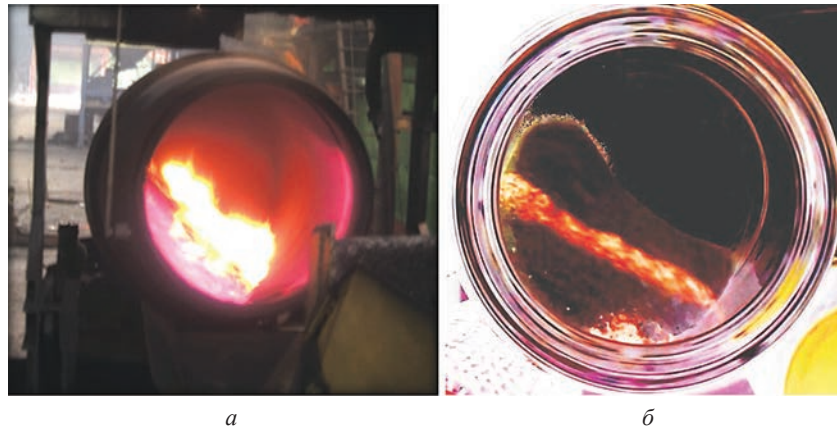


Рис. 3. Положение дисперсного материала при вращении: а – высокотемпературный нагрев стружки в РНП; б – имитационная модель

Если выразить критическую линейную скорость (V_k) через критическую скорость вращения печи (n_k): $V_k = \omega_k r = 2\pi n_k r$, то условие (2) можно записать в виде:

$$n > n_k = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{g}{r}}, \quad (3)$$

где n – скорость вращения печи, об/с; r – внутренний радиус печи, м.

Когда скорость вращения печи превышает критическое значение ($n > n_k$), материал не отрывается от внутренней поверхности печи, даже если находится в верхней точке ($\alpha = 180^\circ$) и соответственно не перемешивается. Чтобы такая ситуация имела место для печи с радиусом рабочего пространства, равным 1 м, скорость вращения должна быть не менее 30 об/мин. В то же время ротационные нагревательные и плавильные печи имеют скорость вращения, как правило, не более 3–6 об/мин. Поэтому центробежные силы не играют здесь определяющую роль.

На практике подъем материала и его обрушивание (соскальзывание) в большей мере зависят от степени наполнения печи материалом, сил когезии и внутреннего трения в слое, сил адгезии и внешнего трения. Под действием этих сил при вращении печи материал занимает сегмент, соответствующий углу 120 – 145° . Часть слоя, увлекаемая подложкой (поверхностью футеровки), достигает точки отрыва (угол 90 – 120° к вертикали) и под действием силы тяжести скатывается (соскальзывает) по поверхности слоя.

В сечении слоя, перпендикулярном оси вращения печи, образуется так называемый «чечевицеобразный» профиль. Эта форма наблюдается как в промышленных печах, так и на имитационных моделях (рис. 3).

В общем случае в поперечном сечении слоя можно выделить две характерные зоны (рис. 4). Первую – циркуляционную зону образует периферия слоя, примыкающая к свободной поверхности слоя и поверхности, соприкасающейся с корпусом печи. Материал в этой зоне движется наиболее активно: захватывается поверхностью печи, поднимается вверх, отрывается в верхней точке от стенки печи, останавливается, обрушивается и скользит по свободной поверхности слоя.

Вторая – центральная зона, образуется внутри слоя. В этой зоне, формирующей ядро слоя, материал движется медленнее, частицы покидают этот слой, увлекаемые материалом, движущимся в циркуляционной зоне. В свою очередь, материал из циркуляционной зоны тоже переходит (выпадает) в центральную зону. Таким образом, происходит перемешивание материала в слое. Решающее влияние на размеры центральной зоны и перемешивание материала оказывают силы когезии и внутреннее трение в слое.

В верхней части сечения слоя имеет место характерное утолщение – «вал», образующийся в результате отрыва от поверхности печи и остановки материала. В средней части свободной поверхности образуется характерная выемка – скорость движения частиц в момент обрушивания вала увеличивается, затем по ходу скольжения по поверхности материала уменьшается, а угол наклона свободной поверхности слоя приближается к углу естественного откоса материала. Точка перегиба на линии, образующей свободную поверхность слоя, соответствует моменту перехода от ускоренного движения к замедленному.

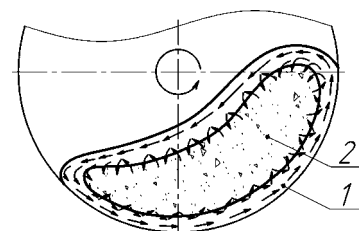


Рис. 4. Схема поперечного сечения слоя материала в ротационной печи: 1 – циркуляционная зона; 2 – центральная зона (ядро)

В нижней части слоя скорость движения материала уменьшается до нуля, а частицы, достигшие поверхности печи, вновь подхватываются и устремляются вверх. Это приводит к образованию в нижней части «вала», аналогичного верхнему сечению слоя.

Нагрев дисперсных материалов сопровождается значительными изменениями состояния их поверхности, адгезионных и когезионных свойств, уменьшением внутреннего трения в слое и внешнего трения по поверхности печи, зачастую меняется (повышается) и дисперсность материала (например, чугуной стружки, окалины и др.). Это приводит к изменению профиля слоя, угол подъема и сектор, занимаемый материалом, уменьшаются, положение и конфигурация слоя приближаются к форме и положению, которое занимает жидкость (расплав) в подобных условиях [1].

Исследования, проведенные на имитационных моделях, подтвердили, что скорость «вращения» материала в ротационных печах значительно выше, чем скорость вращения корпуса печи. Это превышение зависит от относительного объема загрузки или сегмента окружности занимаемого материалом. В РНП, имеющей рабочее положение под углом к горизонту (как правило, в пределах 12–18°), чем ближе материал находится к горловине печи, тем меньший сегмент окружности он занимает и тем быстрее вращается (больше оборотов совершает за 1 оборот печи).

Циркуляция материала в ротационных печах с осью вращения, находящейся под углом к горизонту, в отличие от печей с горизонтальной осью вращения, происходит как в сечении, перпендикулярном оси вращения печи, так и в продольном направлении (рис. 5).

В сечении, перпендикулярном оси вращения, частицы, находящиеся во внешнем слое, перемещаются непрерывно: в зоне, примыкающей к поверхности печи, они двигаются по окружности за счет сил адгезии и внешнего трения, а на свободной поверхности слоя скользят под действием гравитационных сил, преодолевающих силы когезии (межчастичные связи) и внутреннее трение в слое. В продольном направлении (вдоль оси вращения) от горловины печи к ее днищу частицы материала перемещаются пульсационно – в момент обрушивания слоя или скольжения по его поверхности. Таким образом, материал перемещается к днищу печи, где, накапливаясь, образует «придонный вал».

После достижения критического уровня верхний слой от днища сдвигается к горловине, создавая встречное движение материала в осевом направлении.

В результате материал в РНП совершает винтовое возвратно-поступательное движение, обеспечивающее активное перемешивание, как в радиальном, так и в продольном направлении, в отличие от однонаправленного движения в барабанных печах традиционного типа [4].

Скорость движения слоя, примыкающего к поверхности печи (v_{π}^1), определяется скоростью вращения печи и условиями трения на границе материал – футеровка:

$$v_{\pi}^1 = k(\omega r),$$

где k – коэффициент, учитывающий проскальзывание материала по поверхности печи ($k \leq 1$); r – внутренний радиус печи.

Скорость движения материала, находящегося на свободной поверхности слоя в момент обрушивания (скольжения), определяется перепадом высот (ΔH) между точкой начала скольжения – границей

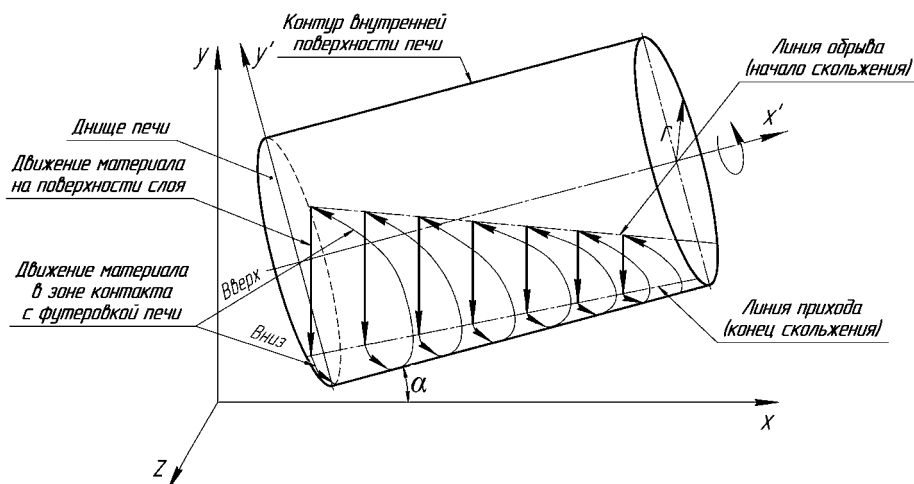


Рис. 5. Траектория движения частиц дисперсного материала в РНП

подъема материала при вращении печи, что, в свою очередь, зависит от адгезии материала, внешнего трения, скорости вращения, толщины слоя, и точкой его завершения, углом наклона поверхности скольжения к горизонту и силами сопротивления скольжению (силами межчастичного взаимодействия – когезии и трения в слое). При этом скорость перемещения частиц в продольном направлении, помимо сказанного, зависит также от угла наклона оси печи к горизонту (α). В общем случае для скорости движения частиц по свободной поверхности в осевом направлении (v_0'') можно записать:

$$v_0'' = \sqrt{\Delta H a} \sin \alpha.$$

Для скорости движения в плоскости, перпендикулярной оси вращения (v_n''):

$$v_n'' = \sqrt{\Delta H a} \cos \alpha.$$

Здесь a – ускорение движения частицы по поверхности слоя. В первом приближении можно записать:

$$a = g - \gamma,$$

где g – ускорение свободного падения; γ – переменная величина, характеризующая сопротивление скольжению материала по свободной поверхности слоя, которая зависит от угла наклона поверхности к горизонту, сил межчастичного сцепления и трения в слое, что, в свою очередь, связано с температурой материала, состоянием поверхности частичек, гранулометрией материала и другими факторами.

Описанный характер движения подтверждается наблюдениями за материалом, помещенным в прозрачную емкость – имитационную модель, соответствующую РНП по соотношению основных геометрических параметров, пространственному расположению и динамическим характеристикам ($Re_{\text{мод}} = Re_{\text{РНП}}$). На рис. 6 с использованием имитационной модели показано перемещение поверхностного прогретого слоя материала в процессе вращения печи – выделены мгновенные положения слоя, соответствующие количеству совершенных оборотов и текущему углу поворота корпуса печи.

Новые данные, полученные в результате исследований, расширяют представления о закономерностях движения дисперсных материалов в ротационных печах с горизонтальной и наклонной осью вращения, позволяют уточнить технические характеристики и конструктивные параметры ротационных наклоняющихся печей.

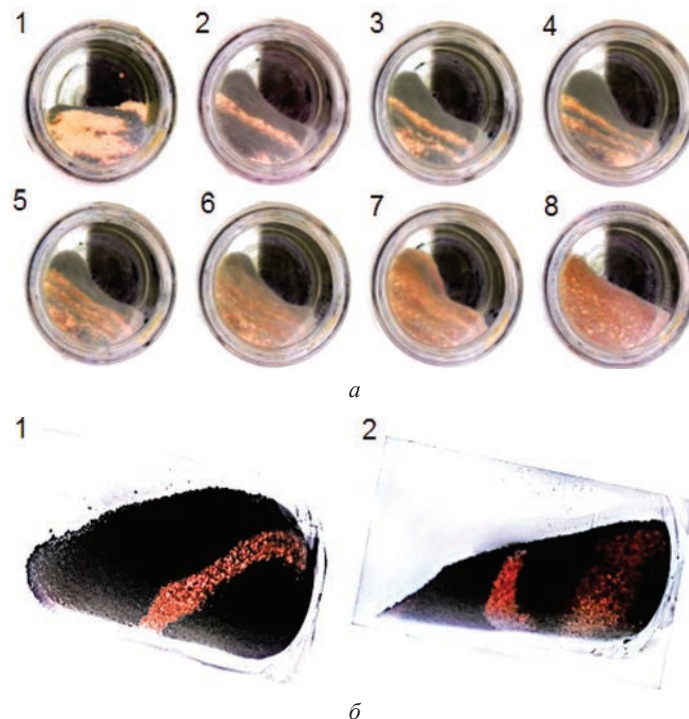


Рис. 6. Перемещение нагретого слоя в имитационной модели РНП: a – фронтальные снимки положения слоя (1 – исходное положение, прогрев верхний слой материала, вращение не началось; 2 – положение прогретого слоя в процессе вращения – 3/4 оборота; 3 – положение слоя через 1,5 оборота; 4–3 оборота; 5–5 оборотов; 6–7 оборотов; 7–9 оборотов; 8 – вращение остановлено через 10 оборотов, прогретый слой равномерно распределен в общем объеме материала); b – боковые снимки материала (1 – через 1 оборот после начала вращения; 2 – через 3 оборота после начала вращения имитационной емкости)

Выводы

Впервые с помощью имитационной модели выполнено комплексное исследование движения дисперсного материала в РНП с наклонной осью вращения. Установлено, что материал в таких печах совершает сложное винтовое возвратно-поступательное движение, при этом скорость «вращения» слоя более чем в 3 раза превышает скорость вращения самой печи. Такой характер движения материала в РНП и петлеобразное движение газового потока значительно ускоряют происходящие в печи тепломассообменные процессы и повышают термический к. п. д. агрегата до 45–50%.

Полученные закономерности и разработанные технические решения подтвердились на практике и были использованы при модернизации действующих и внедрении новых ротационных печей.

Литература

1. Дьяконов О. М. Комплексная переработка стружки и металлосодержащих шламов. Минск: Технология, 2012. 262 с.
2. Куронов И. Ф., Савчук Н. А. Состояние и перспективы бездоменной металлургии железа. М.: Черметинформация, 2002. 198 с.
3. Ровин С. Л. Рециклинг металлоотходов в ротационных печах. Минск: БНТУ, 2015. 382 с.
4. Лисиенко В. Г., Щелоков Я. М., Ладыгичев М. Г. Вращающиеся печи: теплотехника, управление, экология. М.: Теплотехник, 2004. 554 с.
5. Шмитц К. Роторно-поворотная барабанная печь: современная технология в производстве вторичного алюминия // Металлургическое производство и технология металлургических процессов. 2006. № 1. С. 30–41.

References

1. D j a k o n o v O. M. *Kompleksnaja pererabotka struzhki i metallosoderzhashhih shlamov* [Complex treatment of metal chips and metallurgical sludge]. Minsk, Technologija Publ., 2012, 262 p.
2. K u r u n o v I. F., S a v t u k N. A. *Sostojanie i perspective bezdomennoj metallurgiji zheleza* [Current state and outlook of direct process metallurgy]. Moscow, Chermetinformacija Publ., 2002, 198 p.
3. R o v i n S. L. *Recycling metalloothodov v rotacionnih pechah* [Recycling of metal wastes in rotary furnaces]. Minsk, BNTU Publ., 2015, 382 p.
4. L i s i e n k o V. G., S c h e l o k o v Y a. M., L a d y g i c h e v M. G. *Vraschayuschiesya pechi: teploteknika, upravlenie, ekologiya* [Rotary furnaces: heat engeneering, management, ecology]. Moscow, Teploteknik Publ., 2004, 554 p.
5. S h m i t z K. *Rotorno-povorotnaja barabannaja pech: sovremennaja tehnologija v proizvodstve vtorichnogo aljuminija*. [Tilting rotary furnace: a modern technology in the production of secondary aluminium]. *Metallyrgicheskoe proizvodstvo i Technologiy metal-lyrgicheskikh protsessow = Metallurgical Plant and Technology*, 2006, no. 1, pp. 30–41.



УДК 669.154

Поступила 25.01.2016

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА

NANOSTRUCTURAL PROCESSES OF MELTING AND MOULDING OF HYPOEUTECTIC SILUMIN

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

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

Показано, что плавление и литье доэвтектического силумина являются сложными физико-химическими наноструктурными процессами. В них главную роль играют центры кристаллизации первичных дендритов алюминия, нанокристаллы алюминия, растворенный и адсорбированный водород. Роль модифицирующих кристаллов интерметаллида $TiAl_3$ сводится к поглощению растворенного водорода и интенсификации процесса коалесценции нанокристаллов алюминия в центры кристаллизации первичных дендритов алюминия.

It is shown that melting and molding of hypoeutectic silumin are difficult physical and chemical nanostructural processes. In them the major role is played by the centers of crystallization of primary dendrites of aluminum, aluminum nanocrystals, the dissolved and adsorbed hydrogen. The role of the modifying crystals of an intermetallid of $TiAl_3$ is reduced to absorption of the dissolved hydrogen and an intensification of process of a koalestsention of nanocrystals of aluminum in the centers of crystallization of primary dendrites of aluminum.

Ключевые слова. *Доэвтектический силумин, плавка, литье, модифицирование, интерметаллид, нанокристаллы, центры кристаллизации, дендриты, адсорбированный водород.*

Keywords. *Hypoeutectic silumin, melting, molding, modifying, intermetallic compound, nanocrystals, the centers of crystallization, dendrites, the adsorbed hydrogen.*

В настоящее время большую часть заготовок из алюминиевых сплавов получают из силуминов. Они имеют отличные литейные свойства и относительно низкую стоимость. Основными недостатками силуминов являются невысокие механические свойства. Чтобы их повысить, используют процессы модифицирования микроструктуры отливок при их затвердевании. Для повышения механических свойств доэвтектического силумина в основном применяют лигатуры на основе алюминия, содержащие кристаллы интерметаллида $TiAl_3$, которые увеличивают количество дендритов первичной алюминиевой фазы и делают структуру отливок мелкокристаллической. Известно, что в силуминах кристаллическая решетка алюминиевой фазы практически не отличается от аналогичной для алюминия. Поэтому будем считать, что в доэвтектическом силумине определяющей фазой служат первичные дендриты алюминия. От их дисперсности в основном зависят механические свойства отливок. Принято считать, что модифицирующие интерметаллиды $TiAl_3$ в доэвтектическом силумине являются центрами кристаллизации (ЦК) первичных дендритов алюминия. Установлено, что кристаллические решетки модифицирующего интерметаллида $TiAl_3$ и алюминия не соответствуют принципу структурно-размерного соответствия Данкова-Конобеевского [1]. Поэтому с точки зрения общепринятой (классической) теории модифицирования не ясен механизм воздействия кристаллов интерметаллида $TiAl_3$ на структуру доэвтектического силумина.

Теория модифицирования микроструктуры сплавов при их затвердевании должна опираться на теорию жидкого состояния металлических систем. К сожалению, она слабо разработана и достаточно противоречива. Современные представления о металлической жидкости основаны на том, что расплав – однофазная система, состоящая из атомов. Кроме того, они по непонятному (случайному) механизму периодически и очень быстро образуют достаточно сложные упорядоченные области – кластеры.

Их строение очень близко к структурам кристаллических фаз сплава. Считают, что время жизни кластеров составляет 10^{-10} – 10^{-11} с [2]. Такие крайне нестабильные структурные образования не могут быть ЦК фаз. Поэтому классическая теория модифицирования в основном опирается на теорию гетерогенного зародышеобразования. В ней в качестве ЦК выступают стабильные в расплаве интерметаллидные или неметаллические частицы. Но такие представления не могут объяснить механизм модифицирования кристаллами интерметаллида TiAl_3 микроструктуры доэвтектического силумина.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Исходя из того, что расплавы состоят из нанокристаллов фаз и бесструктурных атомизированных зон, можно исследовать и понять процессы плавки и литья доэвтектического силумина. Его плавка включает расплавление сплава и перегрев расплава, а литье – процессы охлаждения, модифицирования и кристаллизации фаз. При плавлении доэвтектического силумина происходит распад первичных дендритов алюминия (Al_n^D) на их центры кристаллизации (Al_n^C), нанокристаллы (Al^H) и атомы алюминия (Al^a) по реакции:



При перегреве расплава и его взаимодействии с атмосферой воздуха происходит следующая реакция [1]:



В результате образуются нанокристаллы оксида алюминия (Al_2O_3^H) и растворенный водород ($[\text{H}]$). Последний диффундирует в бесструктурные зоны расплава, а затем адсорбируется на центрах кристаллизации алюминиевых дендритов. При достижении определенной концентрации адсорбированного водорода Al_n^C распадаются по эффекту Ребиндера на m более мелких нанокристаллов по реакции:



Известно, что с повышением перегрева силуминового расплава концентрация растворенного водорода увеличивается. Между ним и адсорбированным водородом существует термодинамическое равно-

весие. Поэтому с возрастанием перегрева количество адсорбированного водорода будет увеличиваться, а концентрация Al_n^H – уменьшаться. В результате структура затвердевшего доэвтектического силумина становится крупнокристаллической.

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



Соответственно будет снижаться концентрация адсорбированного водорода, который препятствует коалесценции нанокристаллов алюминия в ЦК. В результате активизируется процесс образования Al_n^H по реакции:



В результате структура отливок доэвтектического силумина становится мелкокристаллической. Реакции дегазации и десорбции водорода протекают достаточно медленно. Наибольший эффект достигается при длительном выстаивании расплава силумина вблизи температуры ликвидус. В реальных условиях литья охлаждение расплава происходит достаточно быстро. Существенно понизить концентрацию растворенного водорода до начала затвердевания не удастся. В результате в процессе первичной кристаллизации участвует сравнительно небольшое количество ЦК. Это приводит к укрупнению первичных дендритов алюминия в отливке доэвтектического силумина.

Для модифицирования микроструктуры отливок из доэвтектического силумина в перегретый до определенной температуры расплав добавляют в относительно небольших количествах лигатуру, содержащую кристаллы интерметаллида $TiAl_3$. Их действие сводится к поглощению растворенного водорода и снижению его концентрации в расплаве [1]. В результате усиливаются процессы коалесценции нанокристаллов алюминия в Al_n^H и их количество возрастает. Известно, что кристаллы интерметаллида $TiAl_3$ имеют определенное время живучести. При его превышении они дезактивируются (насыщаются) водородом и эффективность процесса модифицирования существенно снижается. При затвердевании расплава доэвтектического силумина, обработанного кристаллами интерметаллида $TiAl_3$ в течение времени их живучести, структура отливок становится мелкозернистой. После модифицирующей обработки расплава его первичная кристаллизация происходит по следующей реакции:



При добавлении в жидкий доэвтектический силумин относительно большого количества модифицирующей лигатуры процесс снижения концентрации адсорбированного водорода значительно ускоряется. В результате существенно возрастает интенсивность коалесценции нанокристаллов алюминия. Это приводит к укрупнению Al_n^H и снижению их количества в расплаве. При его затвердевании структура отливок становится крупнокристаллической. Происходит так называемый процесс перемодифицирования.

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

Литература

1. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: Беларуская навука, 2009.
2. Бродова И. Г., Попель П. С., Барбин Н. М., Ватолин Н. А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005.
3. Ершов Г. С., Бычков Ю. Б. Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья. М.: Металлургия, 1979.
4. Стеценко В. Ю. Кластеры в жидких металлах – стабильные нанокристаллы // Литье и металлургия. 2015. № 2. С. 33–35.

References

1. Marukovich E. I., Stecencko V. Yu. *Modificirovanie splavov* [Modifying of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009.
2. Brodova I. G., Popel P. S., Barbin N. M., Vatin N. A. *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv alyuminievykh splavov* [Initial fusions as basis of formation of structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2005.
3. Ershov G. S., Bychkov Yu. B. *Vysokoprochnyye alyuminievye splavy iz vtorichnogo syr'ya* [High-strength aluminum alloys from secondary raw materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979.
4. Stecencko V. Yu. *Klastery v zhidkih metallakh – stabilnye nanokristally* [Clusters in liquid metals – stable nanocrystals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 33–35.



УДК 669.017

Поступила 29.01.2016

ВЛИЯНИЕ ЖИДКОЙ ФАЗЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТОГО СПЛАВА Al-11,7% Si

EFFECT OF LIQUID PHASE ON THE STRUCTURE FORMATION OF CAST ALLOY Al-11,7% Si

А. И. АНИКИН, Т. Р. ГИЛЬМАНШИНА, В. И. АНИКИНА, А. А. КОВАЛЕВА, Н. А. БАБИЦКИЙ,
А. Ю. СЕМУШЕВА, Сибирский федеральный университет, г. Красноярск, Россия, пр. Свободный,
79/10. E-mail: anikin24081989@mail.ru

A. I. ANIKIN, T. R. GILMANSHINA, V. I. ANIKINA, A. A. KOVALEVA, N. A. BABITSKY, A. Yu. SEMUSHEVA,
Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia, 79/10, Svobodnyi ave. E-mail: anikin24081989@mail.ru

В работе рассмотрено влияние тиксотропной термической обработки на структурообразование эвтектического алюминиево-кремниевого сплава в зависимости от температуры и времени выдержки вблизи эвтектического равновесия. Проведено теоретическое обоснование процесса на основе данных термоанализа и полученных микроструктур.

The influence of a thixotropic heat treatment on the structure formation of the eutectic aluminum-silicon alloy subject to the temperature and time of exposure near the eutectic equilibrium is given in the article. The theoretical study of the process based on the data obtained and the thermal analysis of microstructures is made and described.

Ключевые слова. Эвтектика, силумин, Al-Si, гетерогенизация, дендриты, микроструктура.

Keywords. Eutectic, silumin, Al-Si, heterogenization, dendrites, microstructure.

В настоящее время тиксолитье является одним из наиболее перспективных и малоизученных способов получения изделий. Первые попытки в этом направлении осуществлялись с целью получения качественных поверхностей отливок.

Данная работа посвящена изучению структурообразования при тиксотропной термической обработке алюминиево-кремниевого сплава, проходящей с участием жидкой фазы, режимы которой могут быть адаптированы для тиксотропного литья, что позволит изменять форму и размеры эвтектических кристаллов, влияющие, в конечном итоге, на механические свойства изделий.

Ранее проведенные исследования [1–3] показали, что термическая обработка при температурах, несколько превышающих эвтектическую, приводит при охлаждении к формированию неэвтектической структуры. Температура нагрева сплава определяет количество жидкой фазы и структуру.

Для каждого сплава температура эвтектики должна определяться практически, поскольку она зависит даже от незначительного содержания примесных элементов. Поэтому с целью определения температур фазовых переходов использовали термический анализатор на основе дериватографа Q-1000. Нагрев и охлаждение образцов в дериватографе Q-1000 проводили со скоростью 10 °С/мин до температуры нагрева T_n и выдерживали в течение времени выдержки $\tau_{\text{выд}}$. Контроль температуры и сбор оперативной информации с термопар (использовали Pt/Pt-Rh термопары, тип S) осуществляли с помощью двухканального программируемого ПИД-регулятора ТРМ-251 (Owen). Для надежного определения температуры эвтектического равновесия был проведен контрольный нагрев до 600 °С, существенно превышающий температуру плавления. Температура эвтектического равновесия составила 573,8 °С.

Максимальная температура нагрева и время выдержки оказали влияние на формирование микроструктуры, поскольку от этих параметров зависит соответственно количество жидкой фазы и межфазное взаимодействие.

На рис. 1 показана структура типичного литого сплава Al-Si, нагретого до температуры 600 °С, при которой образец полностью расплавлялся – длинные иглы кремнистой фазы распределены на фоне α -твердого раствора на основе алюминия.

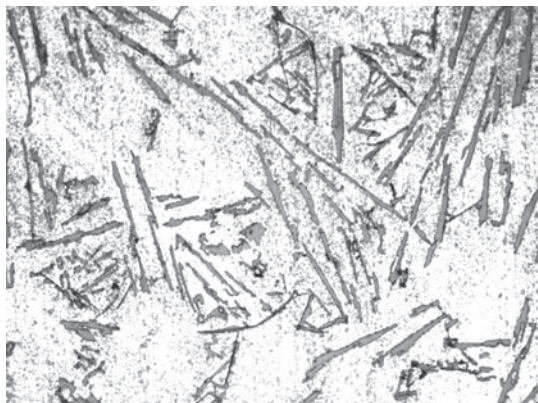


Рис. 1. Микроструктура сплава Al-11,7%Si, температура нагрева (T_H) = 600 °C. $\times 500$

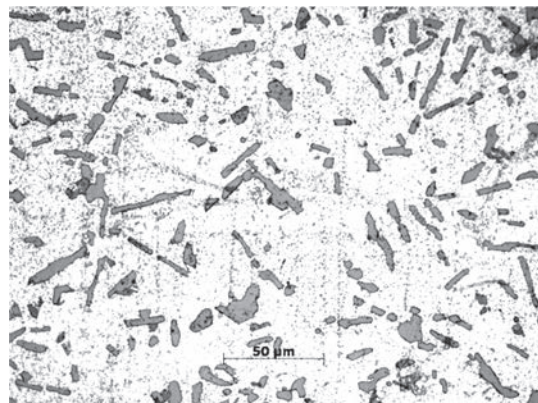


Рис. 2. Микроструктура сплава Al-11,7%Si, T_H = 585 °C. $\times 500$

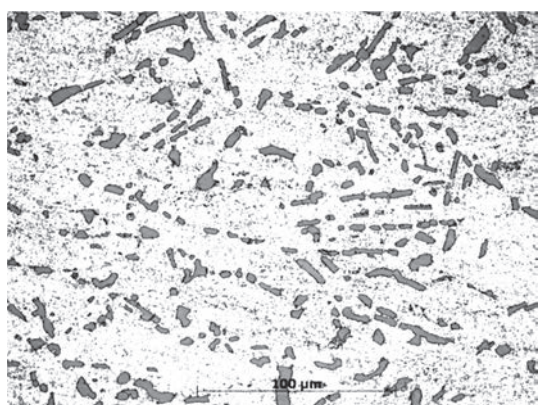


Рис. 3. Микроструктура сплава Al-11,7%Si, T_H = 580 °C. $\times 500$

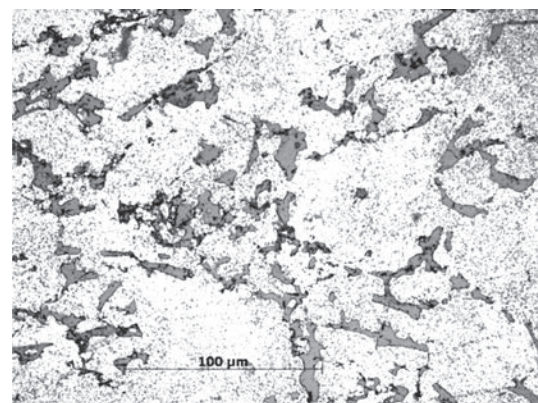


Рис. 4. Микроструктура сплава Al-11,7%Si, T_H = 580 °C, время выдержки ($\tau_{\text{выд}}$) = 10 мин. $\times 500$

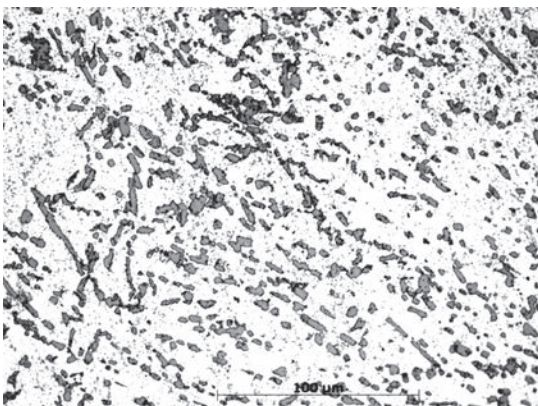


Рис. 5. Микроструктура сплава Al-11,7%Si, T_H = 575 °C. $\times 500$

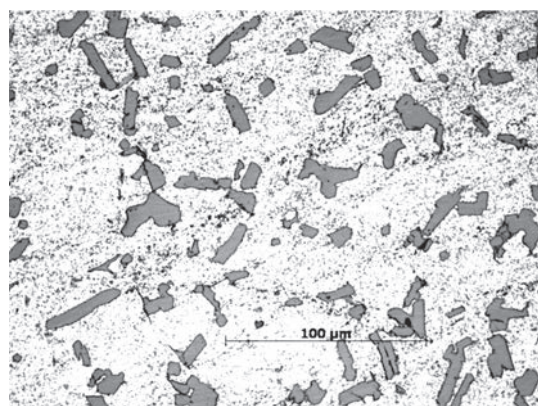


Рис. 6. Микроструктура сплава Al-11,7%Si, T_H = 575 °C, $\tau_{\text{выд}}$ = 10 мин. $\times 500$

Нагрев образца до температуры, приближающейся к эвтектической, способствовал тому, что микроструктура сплава (рис. 2) состояла из более мелких кристаллов кремния (по сравнению с рис. 1).

Особенность эвтектической колонии данного сплава состоит в том, что зарождение инициирует кремниевая фаза, на которой растет как на подкладке вторая фаза в форме плоского дендрита.

Понижение температуры до 580 °C приводит к получению в структуре сплава измельченных частиц кремния, которые практически равномерно распределены по полю α -твердого раствора, причем края этих частиц сглажены (рис. 3). Выдержка при этой же температуре (580 °C) приводит к слиянию мелких частиц кремния, образующих кристаллы равноосной формы (рис. 4).

Проведение эксперимента при температуре 575 °C позволило получить в структуре выделение мелких кремниевых кристаллов равномерно по телу α -твердого раствора (рис. 5). Выдержка при температуре 575 °C в течение 10 мин привела к получению более крупных равноосных кристаллов кремния, чем при этой же температуре без выдержки (рис. 6).

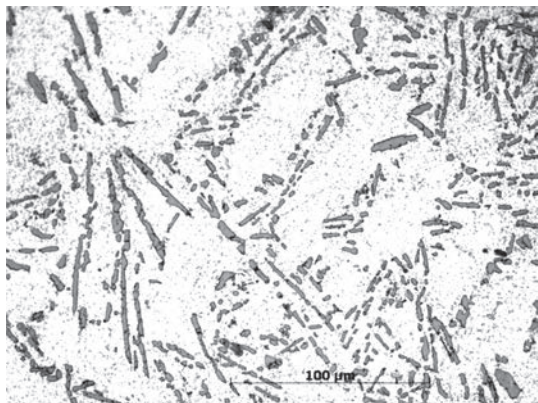


Рис. 7. Микроструктура сплава Al-11,7%Si, $T_n = 572$ °C. $\times 500$

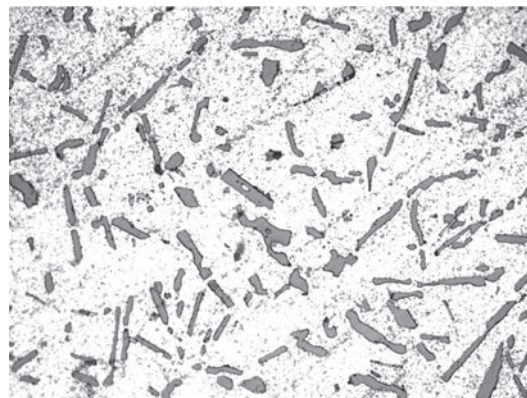


Рис. 8. Микроструктура сплава Al-11,7%Si, $T_n = 572$ °C, $\tau_{\text{выд.}} = 10$ мин. $\times 500$

Нагрев сплава до температуры 572 °C позволил получить микроструктуру с удлиненными кристаллами кремния, очень похожую на микроструктуру литого сплава (рис. 7). Выдержка при температуре 572 °C привела к образованию практически такой же структуры, как у литого сплава: крупные иглы кремния распределяются по полю α -твердого раствора (рис. 8). Формирование структуры сплава при 572 °C не приводит к диспергированию кремниевой фазы, поскольку превращения при этой температуре идут без участия жидкой фазы, т. е. протекает известная циклическая термообработка [4].

В работе [5] указано, что строение расплава системы Al-Si считают изученным. На основании исследования теплот смешения компонентов, взятых в соотношении, отвечающем эвтектической концентрации, показано, что процесс смешения является энергетически невыгодным, и именно поэтому в жидкой эвтектике отсутствует полное (поатомное) взаимное смешение компонентов, хотя химическая неоднородность обнаруживается не во всех эвтектических системах. Л. А. Жукова утверждает, что эвтектический расплав Al-Si не просто микронегоднороден, а двухфазен, с отчетливо выраженными границами, разделяющими дисперсную и сплошную жидкие фазы.

Разнообразие полученных структур алюминиево-кремниевого эвтектического сплава связано с присутствием жидкой фазы при нагревании сплава, что определялось температурой. В области границы жидкой и твердой фаз имело место более сильное химическое взаимодействие разноименных атомов, что ослабляло связи с одноименными в собственной фазе и становилось причиной снижения температуры плавления эвтектической смеси кристаллов по сравнению с температурами плавления каждой из твердых фаз в отдельности.

В расплавах кремния с алюминием энергия смешения жидких компонентов отрицательна [5], что указывает на более сильное взаимодействие между разноименными атомами, чем между одноименными, и, следовательно, на отсутствие микронегоднородности. Это позволяет сделать вывод о том, что присутствие жидкой фазы приводит к делению кремниевых частиц, причем это деление максимально происходит при температуре, ближайшей к эвтектической. Выдержка при этой же температуре приведет к слиянию мелких частиц в более крупные.

Литература

1. Влияние режимов термической обработки с участием жидкой фазы на формирование микроструктуры эвтектического Al-Si-сплава / А. И. Аникин, С. В. Беляев, Т. Р. Гильманшина [и др.] // *Литье и металлургия*. 2015. № 1(78). С. 52–57.
2. Гетерогенизация эвтектического Al-Si-сплава термообработкой с участием жидкой фазы / А. И. Аникин, С. В. Беляев, Т. Р. Гильманшина [и др.] // *Металлургия машиностроения*. 2015. № 1.
3. Патент РФ № 2525872 Способ формирования микроструктуры эвтектического Al-Si сплава; опубл. 20.08.2014.
4. Золоторевский В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В. С. Золоторевский, Н. А. Белов. М.: МИСиС, 2005. 376 с.
5. Жукова Л. А. Строение и свойства двойных металлических сплавов в жидком и аморфном состояниях: учеб. электрон. текст. изд. / Л. А. Жукова [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://study.urfu.ru/Aid/Publication/2669/1/Jukova.pdf>.

References

1. Anikin A. I., Belyaev S. V., Gilmanshina T. R. et al. Vliyanie rezhimov termicheskoy obrabotki s uchastiem zhidkoj fazy na formirovanie mikrostruktury jevtekticheskogo Al-Si-splava [The thermal treatment modes with liquid phase participation influence on the microstructure of the eutectic Al-Si-alloy formation]. *Lit'e i metallurgiy = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 1 (78), pp. 52–57.

2. Anikin A.I., Belyaev S.V., Gilmanshina T.R. et al. Geterogenizacija jevtekticheskogo Al-Si-splava termoobrabotkoj s uchastiem zhidkoj fazy [The eutectic Al-Si-alloy heterogenization by the heat treatment with liquid phase participation]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy Engineering*. 2015, no. 1.

3. Patent RF № 2525872. Method of hypoeutectic Al-Si alloy microstructure formation; publ. 08/20/2014.

4. Zolotarevskiy V.S., Belov N.A. *Metallovedenie litejnyh aljuminievyh splavov* [Physical metallurgy of cast aluminum alloys]. Moscow, MIS&A Publ., 2005. 376 p.

5. Zhukova L.A. Stroenie i svojstva dvojnyh metallicheskih splavov v zhidkom i amorfnom sostojanijah [Structure and properties of binary metal alloys in liquid and amorphous states]: *educational electronic edition text* [electronic resource]. Access mode: <http://study.urfu.ru/Aid/Publication/2669/1/Jukova.pdf>.

24 - 26 мая
УКРАИНА, ЗАПОРОЖЬЕ



XII МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ **ЛИТЬЕ. МЕТАЛЛУРГИЯ 2016**

ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

Раздел «Литье-2016»:

- Получение, обработка и структурообразование сплавов
- Новые методы, прогрессивные технологии, оборудование в литейном производстве
- Перспективные формовочные материалы и смеси
Технологические процессы изготовления форм и стержней
- Моделирование, компьютерные и информационные технологии в литейном производстве
- Специальные способы литья и литье композиционных материалов
- Методы контроля литейных и металлургических процессов. Экономика и экология литейного производства

Раздел «Металлургия-2016»:

- Металлургия чугуна и стали: технологии, инновации, качество
- Современные технологии внеагрегатной обработки и разлива стали. Литейно-прокатные комплексы
- Производство ферросплавов, цветных металлов и специальных сплавов
- Технологические процессы обработки металлов давлением и термическая обработка
- Металлургическая теплотехника, теплоэнергетика и энергосбережение. Экология и утилизация отходов в металлургии
- Инновационные процессы и материалы в металлургии. Компьютерные и информационные технологии в металлургии

Дата подачи тезисов до 20 апреля 2016 года

Дата подачи заявок на участие до 20 апреля 2016 года

Дата отсылки статей до 2 марта 2016 года

Подробности о программе
конференции на сайте

www.expo.zp.ua

ПО ВОПРОСАМ УЧАСТИЯ В КОНФЕРЕНЦИИ ОБРАЩАТЬСЯ:

Пономаренко Ольга Ивановна, тел. (057) 7076854, 067-744-30-47, e-mail: litvo21@kpi.kharkov.ua

Берлизова Татьяна Викторовна, тел. (057) 7076854, 095-695-21-66, e-mail: berta_lu@mail.ru

Гнилюскуренко Святослав Витальевич, тел. (044) 424-12-50, e-mail: expo@ptima.kiev.ua

Стоянов Александр Николаевич, тел. (056) 247-42-94; e-mail: kmetsteel@metal.nmetau.edu.ua

Организаторы:



Национальный университет
«Харьковский политехнический институт»



Физико-технологический институт
металлов и сплавов НАН Украины



Национальная металлургическая
академия Украины



Ассоциация литейщиков Украины



Запорожская торгово-промышленная палата



УДК 621.74

Поступила 26.01.2016

ПЕСКОДУВНЫЙ ПРОЦЕСС – РЕТРОСПЕКТИВА И СОВРЕМЕННЫЙ УРОВЕНЬ

AIR-SAND BLOWING PROCESS – A RETROSPECTIVE AND CURRENT STATE

Г. И. ПАСЮК, А. П. МЕЛЬНИКОВ, А. В. ПАШКЕВИЧ, А. В. ЧЕРАПОВИЧ, В. В. ФОНОВ,
ОАО «БЕЛНИИЛИТ», г. Минск, Беларусь, ул. Машиностроителей, 28. E-mail: belniilit@gmail.com

G. I. PASYUK, A. P. MELNIKOV, A. V. PASHKEVICH, A. V. CHERAPOVICH, V. V. FONOV,
JSC BELNIILIT, Minsk, Belarus, 28, Mashinostroiteley str. E-mail: belniilit@gmail.com

В статье приведена информация об исследованиях и конструкторских разработках в области пескодувного процесса и создания стержневых пескодувных машин, которые были выполнены в 50–60-х годах прошлого столетия. Названы научные центры и конкретные разработчики, выполнившие указанные работы.

Кратко изложена сущность пескодувного процесса и принципы реализации его в стержневых машинах с помощью разработки конструкций и самих машин, выполненных специалистами НИИЛИТАВТОПРОМА (ОАО «БЕЛНИИЛИТ»).

Приведены основные соотношения площадей между элементами системы пескодувных устройств, основные правила и рекомендации при проектировании и освоении стержневых машин и оснастки к ним. Показаны ретроспектива развития и совершенствования конструкторских решений пескодувного процесса, сущность и современное конструкторское решение безгильзового варианта пескодувного процесса. Приведены типовые стержневые машины для изготовления стержней в нагреваемые оснастки и с продувкой аминами, системы пескодувных устройств, узла прижима/надува/выхлопа и спецконструкции безгильзового варианта пескодувного процесса.

Обозначен принцип рационального совмещения пескодувного процесса и процесса продувки в современных продувочных технологиях. Показана современная тенденция перехода на компьютерное проектирование системы пескодувных устройств и ее элементов (расчетных сечений надува, вент и др.).

Information on researches and design development in the field of air-sand blowing process and creation of core-blowing installations which were carried out in 1950–1960 is provided in the article. The reference is made to the scientific centers and concrete design engineers who performed the specified activities.

The essence of air-sand blowing process and the principles of its realization in core-making machines by design development and manufacture executed by the experts of NIILITAVTOPROMA (JSC BELNIILIT) is briefly stated.

The main ratios of the areas between elements of system the sand-blowing installation systems, the basic rules and recommendations for design and manufacture of core-making machines and equipment for them are made. The retrospective of development and improvement of design solutions of air-sand blowing process is laid out. The essence and the modern design solution of caseless option of air-sand blowing process is stated. Illustrations of standard core-making machines for production of cores in the heated equipment and with amines blow are given. Systems the air-blowing devices, hold-down unit for blast and discharge and a special design of caseless option of sand-blowing process are described.

The principle of rational combination of air-blowing process and process of a purging in modern blowing technologies is designated. The current trend of transition to computer design of system the air-blowing devices and its elements is shown (reference sections for boost, ventilation, etc.).

Ключевые слова. Пескодувный процесс, система пескодувных устройств, пескодувные машины, надув, выхлоп, сжатый воздух, стержневой ящик, пескодувный резервуар, гильза, безгильзовый вариант, вентили, пескодувные сопла, исследования, разработка, конструкции, стержневая смесь, уплотнение, программы.

Keywords. Air-sand blowing process, system of the air-sand blowing devices, air-sand blowing installations, boost, an exhaust, compressed air, core box, the air-sand blowing tank, case, caseless option, vents, air-sand blowing nozzles, researches, development, designs, core mix, consolidation, programs.

Краткий очерк истории

50–60-е годы прошлого столетия характеризуются стремительным переходом с ручного на механизированное изготовление литейных песчаных стержней в цехах с серийным и массовым характером произ-

водства. Переход этот был осуществлен в результате исследований и разработки пескодувного процесса, на базе которого были созданы конструкции пескодувных стержневых машин, поставленные в дальнейшем на серийное изготовление.

Наиболее глубокие исследования пескодувного процесса были выполнены в ведущих научных центрах бывшего СССР (кафедра «Машины и технологии литейного производства» МАМИ, ВНИИЛИТМАШ, НИИТАвтопром, МВТУ им. Баумана, ЦНИИТМАШ, НИИСТ и др.) под руководством московской школы ученых во главе с П. Н. Аксеновым и его последователями – Г. М. Орловым и Б. В. Рабиновичем [1]. В те годы сформировалась целая плеяда талантливых исследователей и разработчиков пескодувного процесса, среди которых уместно отметить В. Л. Лесниченко, Б. З. Черняка, В. Г. Ракогона, А. С. Евсеева, А. Н. Неймарка, А. И. Ахтырскую, В. Д. Пепенко, А. С. Короленко, Р. В. Геллера, В. И. Поплавского и ряд других.

Параллельно с исследованиями в НИИ и на УРАЛАЗе проводились опытно-конструкторские работы с целью достижений оптимальных конструкторских решений и создания промышленных образцов стержневых и формовочных пескодувных машин. Следует отметить, что уже на начальной стадии экспериментально-исследовательских работ проводились проверки возможности применения пескодувного процесса для производства стержней как из смесей с высокой сырой прочностью (до 0,16 кг/см²) для последующей тепловой сушки, так и из других смесей (жидкостекольных и др.), в том числе хорошо текучих, а также для производства форм из песчано-глинистых смесей.

Можно с уверенностью сказать, что разработанные первыми советскими специалистами теоретические основы пескодувного процесса в совокупности с предложенными конструктивными решениями и по сей день используются ведущими мировыми производителями в разработках новых образцов оборудования.

Ряд созданных в те годы моделей пескодувных стержневых машин изготавливались серийно. Особенно хорошо зарекомендовали себя стержневые машины мод.305 и 2Б83 конструкции НИИТАвтопрома, предназначенные для изготовления мелких и средних стержней по тепловой сушке. Благодаря универсальности, простоте и надежности конструкции, широкому технологическому диапазону и удобству работы на них эти машины долгие годы успешно эксплуатировались в литейных цехах. Как пример удачной разработки, можно отметить серию стержневых пескодувных машин мод.28Б5, 28Б7 и 28Б9 с кантователями, созданных во ВНИИЛИТМАШЕ под руководством Г. С. Табурина для производства средних и крупных стержней массой до 100 кг из тяжелых песчано-глинистых смесей с высокой сырой прочностью. Эти машины эксплуатировались десятки лет и использовались как автономно совместно с кантователями, так и встраивались в автоматизированные линии (ОАО «МТЗ» и Купянский литейный завод).

В 1962 г. издательством «Машгиз» была выпущена книга канд. техн. наук В. Г. Ракогона «Теория и практика изготовления стержней пескодувным способом», которая тут же стала и до настоящего времени является одним из лучших пособий для инженеров-разработчиков и инженеров-практиков в области производства литейных песчаных стержней [2].

В 1965 г. инженерами Р. В. Геллером и В. И. Поплавским пескодувный процесс впервые был снят на киноленту в динамике, что позволило сделать более глубокие выводы о кинетике истечения и уплотнения смеси пескодувным способом [3].

В рамках данной статьи не ставилась цель проведения глубокого анализа и систематизации множества методик исследований, а также хронологии развития и совершенствования конструктивных элементов пескодувных систем в стержневых машинах.

Несмотря на некоторые несоответствия достигнутых в различных исследованиях результатов, являющиеся следствием разницы методик и качества исследований, в целом были изучены и установлены основные параметры и закономерности пескодувного процесса.

В 1957 г. в г. Минске был образован Минский филиал НИИТАвтопром (в дальнейшем НИИЛИТАвтопром, с 1993 г. – Институт «БЕЛНИИЛИТ», в настоящее время – ОАО «БЕЛНИИЛИТ») и ему была функционально передана специализация в области разработки техпроцессов и оборудования для производства стержней.

Специализация института на создании стержневых пескодувных машин потребовала от сотрудников глубокого досконального анализа достигнутых результатов базовых исследований в области пескодувного процесса и конструкторских наработок других коллективов с целью накопления собственного опыта и дальнейшего совершенствования конструкторских решений по реализации пескодувного процесса

в своих стержневых машинах [2, 3]. В результате в институте сформировалась передовая школа специалистов-разработчиков (исследователей и конструкторов), которыми были разработаны техпроцесс и типоразмерный ряд пескодувных стержневых машин для изготовления литейных песчаных стержней массой от нескольких грамм до 100 кг в нагреваемой оснастке (табл. 1) [2–5].

Т а б л и ц а 1. Технические характеристики машин для изготовления литейных стержней, отверждаемых в нагреваемой оснастке

Наименование параметра	Модель машины					
	4758A2Э1	4752A2Э1	4753A2Э1	4749A1Э1	4753A1Э1	4748
Максимальная масса стержня, кг	6,0	12,0	30,0	6,0	25,0	25,0
Размеры стержневого ящика, мм	400×320×200	580×480×240	900×450×290	400×320×200	900×350×320	700×680×360
Разъем стержневого ящика	Горизонтальный			Вертикальный		
Нагрев стержневого ящика	Электрический					
Расход энергоносителей, кВт	15	58	60	15	60	86,5
Продолжительность цикла, с	22,0	28,0	30,0	18,0	30,0	30,0
Расход воздуха на цикл, м³	0,25	0,25	0,30	0,25	0,30	0,45
Габаритные размеры, мм	1850× 1590×2692	3875× 3195×3728	4865× 3040×4126	1850× 1590×2660	4495× 3520×3705	4120× 3520×2920
Масса машины, т	2,5	5,15	9,5	2,7	7,0	6,9

По чертежам института было изготовлено около 3000 стержневых машин, процесс был внедрен практически во все литейные цехи СССР с крупносерийным и массовым характером производства¹.

Традиции школы сохранились и на новом витке развития стержневых технологий и пескодувных стержневых машин. За последние 17 лет усилиями специалистов ОАО «БЕЛНИИЛИТ» разработан современный техпроцесс производства стержней из холоднотвердеющих смесей (ХТС) с продувкой газобразными катализаторами аминной группы (Амин-процесс) и создан типоразмерный ряд пескодувных стержневых машин для производства стержней массой от нескольких сот граммов до 200 кг по Амин-процессу (табл. 2) [6].

Т а б л и ц а 2. Технические характеристики машин для изготовления литейных стержней, отверждаемых в ненагреваемой оснастке

Наименование параметра	Модель машины							
	4749Б1К2	4751Б1К2	4753Б1К1	4752Б2К1	4747У2(3)Б2К1	4760УБ2К1	4768Б2К1	4785Б2К1
Максимальная масса стержня за 1 надув, кг	6	8	30	25	90	200	130	100
Производительность, съёмов/ч	60–80	60–80	40–50	40–50	25–35	20–30	20–30	20–30
Разъем ящика	Вертикальный				Горизонтальный			
Размеры стержневого ящика, мм	400×320× 200	540× 320×200	900× 350×260	580× 580×210	1020×850×385 (1120× 850×385)	1565× 1180×550	1120× 930×580	1120/880× 850/770× 355/315
Расход воздуха, м³/ч	12	15	30	22	35	45	45	35
Установленная мощность, кВт	5	5–9	17	11	19	19	18,4	19
Масса машины, кг	3200	5000	12000	9000	17500	22000	15150	16000
Габаритные размеры, мм	1850× 1590×2660	2260× 2684×3043	4495× 3520×3700	5800× 4500×3200	5720× 5900×4240	8180× 7500×5230	7700× 7500×5900	5500× 6000×3500

По техническому уровню созданные машины конкурируют с оборудованием лучших фирм мира («Лемпе», Германия, «Нанива», Япония, «Лораменди», Испания и др.) и успешно эксплуатируются в странах СНГ².

¹ В работах принимали участие Н. С. Клебанов, Г. И. Бобряков, З. Н. Войтович, В. Г. Басс, Б. В. Куракевич, Ю. В. Лебедев, Г. И. Пасюк, Г. А. Кондратеня, С. П. Тягнирядно, Т. С. Милеева, С. И. Кресик, В. П. Стасюк, А. А. Орешко, В. Д. Кузнецов, Л. Р. Сысоева, Ю. М. Клиот, Н. Я. Фунштейн, В. Н. Швецов, В. П. Булыга, Г. В. Просяник, В. В. Заремба, В. М. Танчик, В. В. Мозолевский, В. Ш. Корнблум и др.

² В работах принимали участие Б. В. Куракевич, Ю. В. Лебедев, Г. И. Пасюк, В. В. Заремба, Г. А. Кондратеня, З. Н. Войтович, Т. С. Милеева, А. А. Орешко, В. Д. Кузнецов, Л. Р. Сысоева, В. Н. Швецов, В. П. Булыга, А. М. Клиновский, В. М. Танчик, В. В. Мозолевский, В. Ш. Корнблум, Д. А. Кудин, А. В. Пашкевич, А. В. Черепович и др.

Сущность пескодувного процесса и его реализация в пескодувных машинах

Следует отметить, что современные средства автоматики позволяют обеспечивать регулировку времени надува в широких пределах (от десятых долей секунды до нескольких секунд). Учитывая это, а также скоротечность пескодувного процесса, современные представления о существовавшем много лет разделении процессов на пескодувный и пескострельный, а стержневых машин на пескодувные и пескострельные дают основание полагать, что такое разделение было необоснованным и искусственным, тем более, что в основе того и другого варианта используется кинетическая энергия сжатого воздуха.

Так как пескодувный процесс базируется на использовании кинетической энергии сжатого воздуха, перед конструкторами-разработчиками стержневых машин стоит задача создать внутри машины систему герметичных устройств, обеспечивающую проход сжатого воздуха через аккумулятор стержневой смеси, ее захват сжатым воздухом и транспортировку потока смеси с максимальной скоростью в стержневую оснастку с целью достижения технологически необходимой плотности стержня. Для сравнения плотность насыпной смеси составляет $1,15\text{--}1,2\text{ г/см}^3$, предварительно уплотненной смеси в пескодувном резервуаре – $1,3\text{--}1,35$, окончательно уплотненной смеси в стержневой оснастке (стержне) – $1,45\text{--}1,5\text{ г/см}^3$.

Кратко можно сформулировать сущность пескодувного процесса следующим образом: пескодувный процесс в стержневой машине – это процесс, осуществляющий за счет энергии сжатого воздуха скоростную транспортировку смеси из пескодувного резервуара в стержневую оснастку и обеспечение ее необходимой плотности в сформированном стержне. Поскольку скорость потока сжатого воздуха составляет $12\text{--}16\text{ м/с}$, а путь потока не более 2 м , пескодувный процесс очень скоротечен.

Пескодувный процесс в стержневой машине реализуется посредством системы пескодувных устройств (рис. 1), которая включает в себя: 1 – накопитель сжатого воздуха (в дальнейшем ресивер); 2 – клапан надува, при открывании которого сжатый воздух поступает в систему; 3 – аккумулятор-накопитель стержневой смеси (в дальнейшем пескодувный резервуар); 4 – переходную емкость, связывающую пескодувный резервуар со стержневой оснасткой (в дальнейшем насадок), предназначенную для накопления смеси и ее равномерного распределения по всей площади оснастки; 5 – надувную плиту с надувными соплами, предназначенными для замыкания всех элементов пескодувных устройств в единую герметичную систему и непосредственного вдува смеси в стержневую оснастку; 6 – венты, вмонтированные в стержневую оснастку, предназначенные для свободного выхода из оснастки сжатого воздуха, передавшего свою кинетическую энергию смеси для заполнения формообразующих полостей оснастки и достижения необходимой степени уплотнения; 7 – клапан выхлопа, который срабатывает после заполнения оснастки смесью и обеспечивает разгерметизацию системы пескодувных устройств (ускорение сброса излишков сжатого воздуха).

Таким образом, систему пескодувных устройств в течение всего времени вдува смеси можно рассматривать как герметично замкнутую трубу переменного сечения, начинающуюся с ресивера и заканчивающуюся вентами, через которые осуществляется свободный выход сжатого воздуха в атмосферу. Необходимо отметить, что надувная плита с соплами и стержневой ящик с вентами являются элементами оснастки и входят в состав проектного решения по каждому комплекту оснастки, а все остальные элементы пескодувных устройств – в состав узлов стержневой машины.

Исходя из изложенного, конструкторам стержневой машины необходимо обеспечить достаточную механическую прочность и эксплуатационную надежность всех элементов системы пескодувных устройств и их герметизацию под воздействием давления сжатого воздуха не менее 6 атм , загрузку пескодувного резервуара стержневой смесью после каждого надува; циклическое передвижение (транспортировку) пескодувного резервуара с позиции загрузки на позицию надува и обратно (либо других узлов под неподвижный песко-

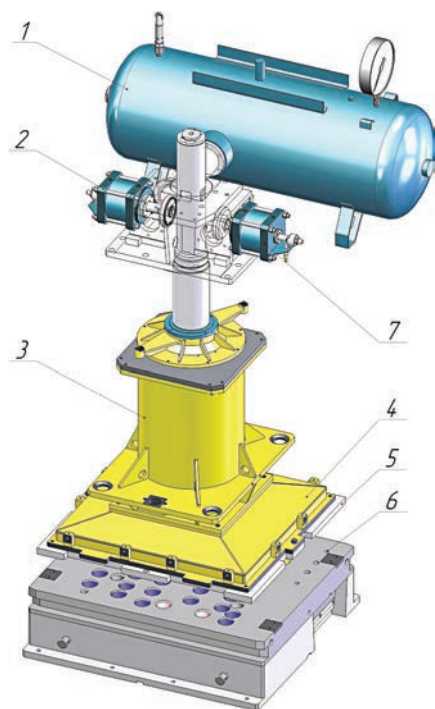


Рис. 1. Система пескодувных устройств
ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

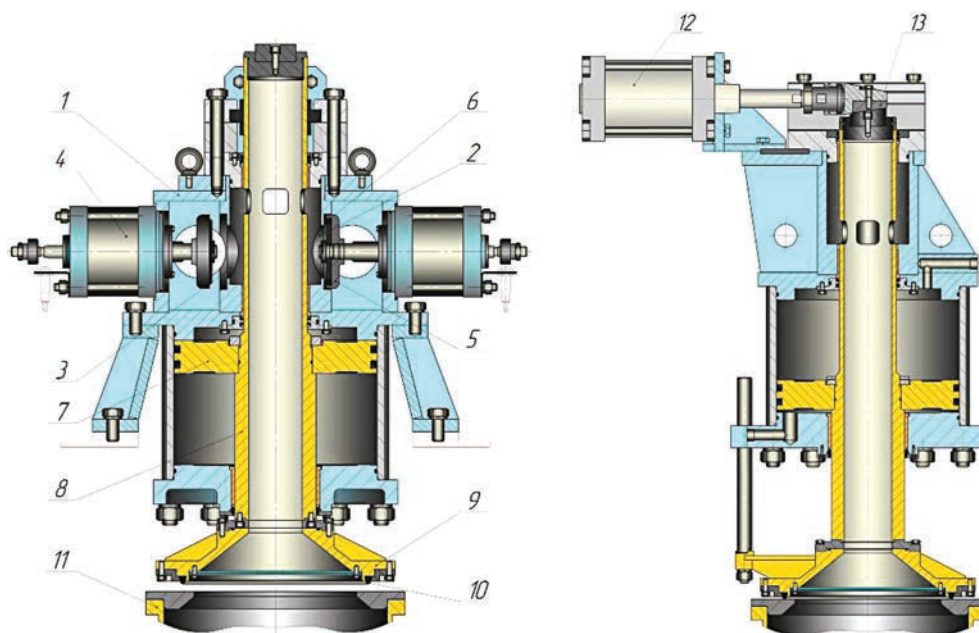


Рис. 2. Механизм прижима-надува-выхлопа

дувный резервуар); герметичную стыковку (замыкание) всех элементов с учетом усилий давления сжатого воздуха не менее 6 атм; качественное заполнение оснастки смесью (вдув); сброс из системы избыточного воздуха (выхлоп) после окончания вдува, обеспечив соответствующие временные задержки до и после вдува с целью предотвращения выброса смеси за пределы замкнутой системы; размыкание системы пескодувных устройств с целью подготовки следующих по циклу операций (отверждение смеси, извлечение стержня, заполнение пескодувного резервуара смесью, передвижение узлов и др.).

В современных стержневых машинах в течение одного цикла пескодувного процесса последовательно выполняются следующие операции: сборка и замыкание всех элементов системы пескодувных устройств (в том числе заполненного стержневой смесью пескодувного резервуара) в единую герметичную систему – 2–5 с; открытие клапана надува и заполнение стержневого ящика – 1–3 с; закрытие клапана надува, открытие клапана выхлопа и выпуск сжатого воздуха из системы в атмосферу – 1–3 с; разжим элементов системы и приведение их в исходное состояние для продолжения последующих операций на машине – 3–5 с. Все операции по осуществлению пескодувного процесса автоматизированы и завязаны на общую систему управления стержневой машиной.

Весь комплекс операций по осуществлению пескодувного процесса в современных стержневых машинах выполняется с помощью достаточно сложного и в тоже время эксплуатационно надежного механизма прижима-надува-выхлопа (рис. 2), который состоит из корпуса 1, где имеются отверстия для надува 2 и выхлопа 3, специальных цилиндров 4 притычного действия с металлическими пластинами 5 на штоках и резиновыми уплотнениями 6 на пластинах для обеспечения герметизации надува и выхлопа, цилиндра прижима 7, на штоке 8 которого смонтировано прижимное устройство 9 с уплотнением 10 для герметичного смыкания с пескодувным резервуаром 11 и запирающего цилиндра 12 с заклинивающим устройством 13, предотвращающим отскок прижимного устройства от пескодувного резервуара и разгерметизацию системы в момент надува [6]. При этом внутреннее сечение пустотелого штока цилиндра прижима является расчетным и фигурирует как сечение клапана надува при расчете соотношения сечений между элементами системы пескодувных устройств.

Основные соотношения площадей между элементами системы пескодувных устройств.

Основные правила и рекомендации при проектировании и освоении машин и каждого комплекта оснастки

Основными параметрами стержневой машины, влияющими на ее типоразмер, являются объем пескодувного резервуара и размеры стержневого ящика. Первый параметр определяется по ГОСТ 8907-87. Второй пропорционален массе разового вдува уплотненной смеси и соответствует габаритам насадка. Габариты насадка не должны превышать более чем в 3 раза диаметр пескодувного резервуара. При этом следует учитывать, что гарантированная масса надуваемых на машине стержней составляет порядка 2/3

объема уплотненной в пескодувном резервуаре смеси. Объем ресивера должен превышать объем пескодувного резервуара не менее чем в 3 раза, но не более чем в 8 раз.

Сопоставительный анализ конструкций пескодувных резервуаров в стержневых машинах различных фирм («Нанива», Япония, «Лемпе», Германия, ОАО «БЕЛНИИЛИТ», Беларусь, «ИМФ», Италия) показывает, что соотношение габаритных размеров (отношение высоты пескодувного резервуара к его внутреннему диаметру) колеблется в широких пределах (от 1,1 до 3,0). Однако опыт эксплуатации оборудования указанных выше производителей свидетельствует о том, что данное соотношение существенно не влияет на качественные результаты пескодувного процесса (плотность стержня). Это позволяет сделать вывод, что данное соотношение зависит от требуемых параметров машины (объем изготавливаемого стержня) и конструкции системы надува.

Основным фактором, влияющим на качество пескодувного процесса, является соотношение суммарных проходных площадей сечения клапана надува, надувных сопел и вент в стержневом ящике. Исследованиями и практическим опытом установлена следующая закономерность: соотношение суммарных площадей сечения клапана надува, надувных сопел и вент в стержневом ящике должно соответствовать $F_{\text{кл}}/F_{\text{соп}}/F_{\text{вент}} = 1/1,1/1,2$. Такое соотношение обеспечивает максимальное ускорение потока стержневой смеси (максимальное увеличение кинетической энергии) и максимальное уплотнение смеси в стержневом ящике.

Необходимо обеспечить установку вент по всей рабочей полости стержневого ящика с учетом наличия в ней глубоких «карманов» и недопущения рыхлых, недостаточно уплотненных мест в стержне. «Рыхлоты» в стержнях объясняются образованием в отдельных полостях ящика воздушных «пробок» с избыточным давлением, вызываемых недостатком вент и препятствующих «затягиванию» потока смеси в эти полости (так как в пескодувном процессе поток сжатого воздуха на доли секунды опережает поток смеси), а также недостаточной вентиляцией наиболее удаленных от пескодувного резервуара зонах стержневого ящика, в которых мощность потока смеси в процессе надува ниже чем в центральной зоне ящика. Наличие «рыхлот» при первых испытаниях оснастки говорит о неточности расчетных параметров и устраняется установкой дополнительных вент или изменением режима пескодувного процесса (регулировкой давления воздуха в ресивере, времени надува, изменением количества и/или сечения сопел и др.), что удлиняет процесс пусконаладочных работ. Желательно применять самоочищающиеся венты. Проходное сечение вент определяется техническими условиями, наружный диаметр вент составляет 6, 9, 12, 15 и 20 мм. В процессе эксплуатации венты периодически подвергаются очистке и замене по мере износа.

В современных проектных решениях комплектов оснастки применяются надувные сопла с резиновыми наконечниками с проходными сечениями диаметром 9, 12, 15 и 20 мм. Для надува крупных стержней применяются сопла с проходными сечениями 15 и 20 мм. При этом следует учитывать, что через каждое из этих сопел вбрасывается в стержневой ящик в процессе надува от 3 до 5 кг смеси.

Иногда при испытаниях новых комплектов оснастки в нижней части пескодувного резервуара стержневой машины образуются так называемые «кратеры», т. е. пустые пространства. При этом происходит некачественный надув стержней и образуются также пустоты в ряде сопел. Причиной этого является серьезная ошибка разработчиков при проектировании оснастки, нарушающая режим пескодувного процесса, в результате чего возникает возвратный поток воздуха из стержневого ящика в пескодувный резервуар из-за недостатка вентиляции в ящике. Устраняется данное явление путем снижения давления воздуха в ресивере и установкой дополнительной вентиляции в стержневом ящике.

В пескодувных стержневых машинах с массой получаемых стержней от 30 кг и выше первый момент вдува может сопровождаться мощным ударом потока смеси в полость стержневого ящика. При этом ударная нагрузка передается на опорную конструкцию, основание машины и пол цеха. Этот негативный фактор необходимо учитывать при разработке проектов фундаментов под стержневые машины. При размещении машин на втором этаже цеха желательно применять в фундаментах амортизационные «подушки».

Развитие конструкторских решений пескодувного процесса

В первых конструкциях стержневых машин применялись диафрагменные клапаны надува-выхлопа, рабочим элементом которых являлась диафрагма, изготавливаемая из прорезиненной ткани. Однако в силу воздействия на диафрагму знакопеременных нагрузок сжатого воздуха (в одну сторону при надуве и в противоположную при выхлопе) происходил быстрый износ и разрыв диафрагмы. Замена вышед-

шей из строя диафрагмы требовала длительной остановки стержневой машины, что резко снижало ее производительность и нарушало производственный цикл. Этот существенный недостаток вынудил конструкторов искать принципиально новые конструкторские решения клапана надува-выхлопа. В результате была разработана надежная в эксплуатации специальная конструкция, получившая в итоге совершенствования название «механизм прижима-надува-выхлопа» (описан выше), который стал основной составной частью системы пескодувных устройств. Именно этот механизм выполняет все функции пескодувного процесса (подготовительные и основные операции), в частности, замыкание всех пескодувных устройств в единую герметичную систему, выпуск сжатого воздуха из ресивера в систему и вдув смеси в стержневой ящик, заполнение ящика смесью и уплотнение ее, закрытие клапана надува, открытие клапана выхлопа с целью сброса избыточного давления воздуха из системы и выравнивания его с атмосферным давлением, размыкание устройств системы и приведение их в исходное состояние.

Одной из серьезных проблем пескодувного процесса уже после создания вышеописанного механизма прижима-надува-выхлопа оставалась проблема предотвращения попадания стержневой смеси («затягивания») во внутрь конструкции механизма прижима-надува-выхлопа при сбросе остаточного давления из системы после окончания надува и открытия клапана выхлопа. В течение ряда лет эту проблему пытались решить путем установки в пескодувный резервуар тонкостенной металлической или пластмассовой гильзы (фирма «Лемпе») цилиндрической формы, которую встраивали заподлицо с торцами пескодувного резервуара и оснащали резиновыми уплотнениями. При этом сжатый воздух подавался в зазор между наружными стенками гильзы и внутренними стенками пескодувного резервуара через два отверстия, расположенные напротив зазора на специальной пластине, закрывающей вкруговую торец пескодувного резервуара. Для прохождения сжатого воздуха в пескодувный резервуар в гильзе фрезеровали щели сечением не более 0,15–0,2 мм или засверливали отверстия и монтировали в них венты (поздняя стадия конструкции гильзы). Оба варианта очень трудоемкие и дорогостоящие. Позднее гильзу с засверленными в ней отверстиями начали обвязывать металлической сеткой из нержавеющей стали с ячейкой не более 0,2 мм. Однако во всех трех вариантах мелкие фракции смеси и связующие вместе с ними «затягивались» в зазор между гильзой и пескодувным резервуаром при выхлопе из системы остаточного сжатого воздуха, спрессовывались в зазоре в твердый монолит, накапливались в нем доверху и даже проникали в механизм прижима-надува-выхлопа. Сетка напротив отверстий гильзы разрушалась от абразивного износа, а щели вент закрывались сгустками мелкой фракции песка, заполнялись связующими смеси и переставали работать. Кроме того, стержневая смесь попадала в зазор между пескодувным резервуаром и гильзой через отверстие вдува при зачистке лада пескодувного резервуара. В результате пескодувный процесс нарушался, требовалось частое извлечение гильз с помощью специального устройства с целью очистки пескодувного резервуара и восстановления работоспособности гильз, что негативно сказывалось на производительности и эксплуатационной надежности стержневых машин.

Таким образом, существовавший в тот период развития конструкторский вариант пескодувного процесса с гильзой внутри пескодувного резервуара в силу вышеописанных недостатков был далек от совершенства и настоятельно требовал нового решения.

Безгильзовый вариант пескодувного процесса

В конце 80-х и начале 90-х годов прошлого столетия разработчиками ОАО «БЕЛНИИЛИТ» был предложен безгильзовый вариант надува и сброса после выхлопа остаточного воздуха из системы пескодувных устройств без попадания мелких фракций песка в систему пескодувных устройств (механизм прижима-надува-выхлопа) при выхлопе остаточного сжатого воздуха³.

Сущность предложенного варианта состоит в следующем. В прижимную плиту механизма прижима-надува-выхлопа были вмонтированы по две плоские цилиндрические пластины с засверленными в них многочисленными отверстиями диаметром 4–5 мм (количество отверстий в зависимости от типоразмера машины составляет от 500 до 1500 шт.). Между пластинами укладывается и зажимается сетка из нержавеющей стали с сечением ячейки не более 0,2 мм. Вдувные отверстия на верхней плите пескодувного резервуара, оформляющие его лад, закрываются, в плите остается большое отверстие, соответствующее по размеру внутреннему диаметру пескодувного резервуара, изменяется конструкция уплотнения на прижимной плите (рис. 3 до и после изменения конструкции).

³ В работе принимали участие Г. А. Кондратеня, Г. И. Пасюк, В. В. Грабовский, А. В. Пашкевич, Б. В. Куракевич, А. А. Орешко, В. Д. Кузнецов, Ю. В. Лебедев, Н. Н. Романова, Н. Я. Фунштейн, Л. Р. Сысоева, В. П. Булыга и др.



Рис. 3. Конструкция уплотнений до (вверху) и после (внизу) изменения конструкции

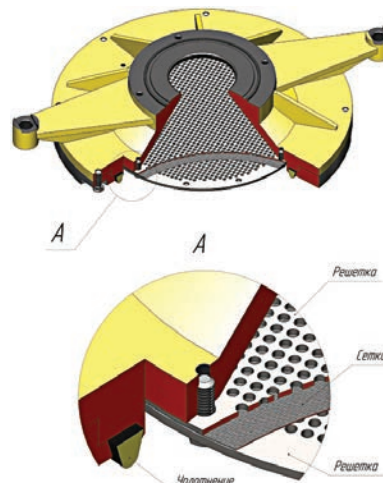


Рис. 4. Прижимная плита после изменения конструкции

Соответственно изменена конструкция прижимной плиты, а из пескодувного резервуара извлечена гильза. Таким образом, функцию гильзы в любом из трех ее исполнений стала осуществлять новая конструкция прижимной плиты (рис. 4), состоящая из двух пластин с отверстиями и зажатой между ними сетки из нержавеющей стали марки 12Х18Н9Т.

Благодаря этому конструкторскому решению был достигнут ряд преимуществ, в том числе:

- 1) исключено попадание мелких фракций стержневой смеси в механизм прижима-надува-выхлопа;
- 2) из конструкции стержневой машины исключена гильза, в результате чего резко снижены затраты времени на текущее обслуживание стержневых машин и затраты на дорогостоящие материалы (гильзу и сетку из нержавеющей стали);
- 3) кардинально повышен срок службы сетки на плите прижима в сопоставлении с гильзовым вариантом надува, например, на Минском тракторном заводе сетка на плите прижима эксплуатируется не менее двух лет;
- 4) улучшена эффективность пескодувного процесса благодаря прямому вводу воздуха без завихрений вокруг гильзы и соответственно усилению кинетической энергии воздушно-смесового потока внутри пескодувного резервуара;
- 5) за счет перевода зазора между гильзой и стенками пескодувного резервуара в полезный объем и исключению гильзы увеличен объем пескодувного резервуара на 15–20% и соответственно улучшена техническая характеристика машин конструкции ОАО «БЕЛНИИЛИТ» по массе надуваемых стержней относительно проектной.

Длительные производственные испытания разработанного безгильзового варианта пескодувного процесса подтвердили его преимущества и эксплуатационную надежность. В течение двух-трех лет по описанному выше варианту была произведена корректировка технической документации всех ранее созданных в ОАО «БЕЛНИИЛИТ» базовых моделей стержневых машин и дальнейший их выпуск осуществляется с безгильзовым вариантом пескодувного процесса.

В последние десятилетия в высокоразвитых странах, а также в Беларуси, России, Украине доминирующим техпроцессом изготовления стержней в крупносерийном и массовом производствах, а в последнее время с появлением возможности изготавливать относительно недорогую оснастку на ЧПУ с формообразующими из дерева и пластика и в мелкосерийном и единичном производствах стал применяться пескодувный процесс с отверждением стержней непосредственно в стержневом ящике продувкой аминами (Амин-процесс). Специалисты (разработчики и потребители технологии) столкнулись с некоторыми трудностями, вызванными тем, что существует противоречие между закономерностями пескодувного процесса и процессом продувки. Опытным путем в ОАО «БЕЛНИИЛИТ» установлено, что для устранения этого противоречия и оптимизации процессов надува и продувки при разработке проектных решений оснастки по вентиляции стержневого ящика необходимо отдавать предпочтение верхней вентиляции, т. е. суммарная площадь вентиляции верхней половины ящика должна превосходить суммарную площадь вентиляции нижней половины на 20–30% [6].

Выводы

1. Поскольку пескодувный процесс на данном этапе развития является наиболее скоростным, энергетически наиболее экономичным и полностью автоматизированным, можно с уверенностью утверждать (предположить), что в обозримом будущем он будет доминировать в разработках современного стержневого оборудования и безусловно, будет совершенствоваться.

2. Безгильзовый вариант пескодувного процесса является одним из наиболее значимых последних достижений конструкторской мысли в области создания стержневых пескодувных машин.

3. В связи со сложностью инженерных задач по реализации пескодувного процесса и с целью упрощения расчетов по сечениям надува и продувки при разработке проектных решений оснастки специалистам необходимо разработать соответствующие программы (алгоритмы) расчетов под каждую базовую модель стержневой машины для обеспечения компьютерной обработки данных (компьютерного моделирования). В настоящее время специалистами уже разработаны программные пакеты, позволяющие с определенной долей достоверности проводить расчет проектируемой оснастки (подобно программам моделирования заливки) с заданием параметров надува и продувки.

Литература

1. Л е с н и ч е н к о В. Д. Современные представления о пескодувном и пескострельном процессах // Литейное производство. 1961. № 8.
2. Р а к о г о н В. Г. Теория и практика изготовления стержней пескодувным способом. М.: Машгиз, 1962.
3. Э н д р ю с. Техника оболочкового литья в США.
4. Г е л л е р Р. В., П о п л а в с к и й В. И. О рабочем процессе пескострельных стержневых машин // Литейное производство. 1965. № 9.
5. А х т ы р с к а я Т. И., П е п е н к о В. Д., Р а к о г о н В. Г. Рабочий процесс крупного пескодувного узла // Литейное машиностроение. 1975. № 1.
6. К у д и н Д. А., К у к у й Д. М., К у р а к е в и ч Б. В., М е л ь н и к о в А. П. Технология и оборудование для производства стержней методом Cold-box-amin. Минск: ООО «Новое знание», 2007.

References

1. L e s n i c h e n k o V. D. Sovremennye predstavlenija o peskoduvnom i peskostrel'nom processah [Carrent notions on sand-blowing and sandblasting processes]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1961, no. 8.
2. R a k o g o n V. G. *Teorija i praktika izgotovlenija sterzhnej peskoduvnym sposobom* [Theory and practice of cores procluction by sand-blowing process]. Moscow, Mashgiz Publ., 1962.
3. G e l l e r R. V., P o p l a v s k i j V. I. O rabochem processe peskostrel'nyh sterzhnevyy mashin [On operational process of sand-blowing core machines]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1965, no. 9.
4. Jendrjus. *Tehnika obolochkovogo lit'ja v SShA* [Technology of shell mold casting in the United States].
5. A h t y r s k a j a T. I., P e p e n k o V. D., R a k o g o n V. G. Rabochij process krupnogo peskoduvnogo uzla [Operational process of large air-sand blowing installation]. *Litejnoe mashinostroenie = Foundry engineering*, 1975, no. 1.
6. K u d i n D. A., K u k u j D. M., K u r a k e v i c h B. V., M e l ' n i k o v A. P. *Tehnologija i oborudovanie dlja proizvodstva sterzhnej metodom Cold-box-amin* [Technology and equipment for manufacture of cores by Cold-box-amin process]. Minsk, ООО «Novoe znanie Publ.», 2007.



УДК 621.74

Поступила 23.12.2015

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛИТЬЯ В КОКИЛЬ ЦИЛЬПЕБСОВ STUDY OF CYLPEBS CHILLING

Е. И. МАРУКОВИЧ, А. М. БРАНОВИЦКИЙ, Ю. А. ЛЕБЕДИНСКИЙ, Ю. В. САЧЕНКО, В. А. ХАРЬКОВ,
Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11.
E-mail: info@itm.by, inmet@mail.ru,
О. Г. ПРОХОЦКИЙ, ООО «ПромПоиск», г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 15

E. I. MARUKOVICH, A. M. BRANOVICKY, Y. A. LEBEDINSKY, Y. V. SACHENKO, V. A. HARKOV,
Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus, Mogilev, Belarus, 11,
Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: info@itm.by, inmet@mail.ru,
O. G. PROHOCKY, LLC «PromPoisk», Minsk, Belarus, 15, Academic str.

Рассмотрены способы увеличения ударостойкости чугуновых мелющих тел. Приведены модели теплопереноса в процессе литья и ударно-абразивного износа. Изготовлена технологическая оснастка для получения экспериментальных образцов мелющих тел литьем в кокиль, получены образцы цельпесов.

Methods of increasing the shock resistance of cast-iron grinding bodies are researched. The models of heat transfer in the process of casting and shock-abrasive wear are presented. Tooling to produce experimental samples of milling bodies chilling(-gravity die casting) is manufactured, samples of cylpebs are produced.

Ключевые слова. Мелющие тела, цельпесы, износостойкий чугун, кокиль, кокильное литье.

Keywords. Grinding bodies, cylpebs, wear-resistant cast iron, mold, permanent mold casting.

Введение. Мелющие тела из чугуна получили широкое применение при производстве строительных материалов в Республике Беларусь и во всем мире ввиду высоких износостойкости и ударопрочности. Получение мелющих тел, обладающих большим ресурсом работы, с применением вторичных материалов является важной задачей. В настоящее время в мире проводится большое количество исследований по этой тематике.

Мелющие тела должны обладать уникальным сочетанием механических свойств – высокой износостойкостью и высокой ударопрочностью. Высокая износостойкость связана в первую очередь с наличием в составе чугунов высокотвердых карбидов [1]. Для чугуновых отливок существует много методов повышения одной из этих характеристик в ущерб другой. Однако в последнее время в исследовании литья мелющих тел наметилась тенденция поиска методов значительного удешевления производства отливок со стойкостью как к износу, так и к ударам одновременно [2].

Анализ способов увеличения ударопрочности. Увеличение ударопрочности достигается за счет одновременного воздействия многих факторов:

1. Параметры литья, влияющие на размер карбидов и зерен матрицы железа.

1.1. Добавление в расплав нерастворимых частиц, служащих для зародышеобразования при затвердевании. При этом могут использоваться как традиционные добавки, например, кремний, так и новые виды, например, углеродные наномодификаторы [3, 4].

1.2. Выбор режимов литья с быстрым охлаждением в температурных зонах, в которых происходит активное зарождение – рост карбидов и зерен матрицы [5].

1.3. Выбор режимов литья и добавок для затвердевания карбидов как отдельных включений, без образования сплошной сетки [6].

2. Выбор режимов охлаждения с образованием матрицы с аустенитной структурой либо с бейнитно-трооститной мелкозернистой структурой. Уменьшение размеров зерна и удаление транскристаллитной структуры увеличивает как износостойкость, так и ударопрочность [7, 8–10].

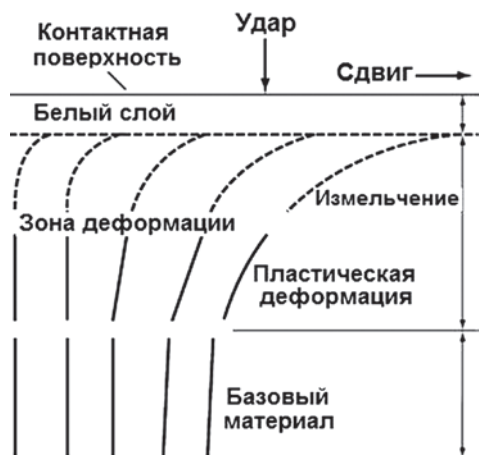


Рис. 1. Схематическое представление подповерхностных зон вблизи поверхности, подверженной повторяющимся ударным нагрузкам [13]

3. Добавление в расплав веществ, способствующих образованию шаровидного графита, обеспечивающего дополнительную ударопрочность [11–13].

Ударно-абразивный износ металлов. Для металлических тел, подверженных повторяющейся импульсной нагрузке, вблизи поверхности для большинства материалов под различными типами и направлениями нагрузок наблюдаются характерные подповерхностные зоны. Могут быть выделены три зоны (рис. 1) [14]. Первая, самая дальняя относительно контактной поверхности, состоит из исходного базового вещества. Зона деформации – промежуточная зона состоит из пластически деформированного базового материала. Деформация изменяется от нуля вблизи первой зоны до максимума вблизи третьей зоны, называемой белым слоем. Белый слой, содержащий саму контактную поверхность, обычно однородный и мелкоструктурированный.

В области зоны деформации белого слоя иногда имеются трещины или следы их образования. Это зависит от вида материалов и величин нормальной и тангенциальной нагрузок.

Известно, что на поверхности ударяющихся тел их твердость увеличивается. Внутри деформационного слоя это приписывают деформационному упрочнению, в белом слое это свойство самого материала.

В случае хрупкой или недеформированной матрицы промежуточный слой деформации может отсутствовать.

В общем случае существует много способов удаления материала при ударном износе. Для достаточно больших нагрузок – это абразивный износ; образование трещин и хрупкий излом; выдавливание из узкой зоны контакта при пластической деформации.

В этом случае из-за усталостных явлений под поверхностью могут возникать трещины, что приводит к образованию осколков. Очень большие ударные нагрузки приводят к разрушению самой поверхности и быстрому удалению материала.

Абразивный износ проявляется как «распаханные» бороздки и ведет к огрублению контактной поверхности. Бороздки становятся более акцентированными при увеличении нагрузки. Однако при более близком исследовании видно, что с ростом нагрузки появляется зарождение трещин и образование плоских пластинчатых частиц в зоне бороздок.

При усталости поверхностной зоны и расслоении дефекты усталости в основном появляются в белом слое. Белый слой, материал которого становится хрупким из-за наклепа, подвержен образованию трещин и отслоению.

Осколки имеют место, когда микротрещины распространяются в глубь материала в зону деформации.

Факторами, определяющими механизм и скорость разрушения поверхности, являются нагрузка при контакте и скорость скольжения. Здесь только отметим, что увеличение скорости скольжения может приводить как к увеличению износа, так и к его уменьшению за счет улучшения механических свойств белого слоя, материал которого состоит из материалов обоих трущихся тел.

Анализ отколовшихся от обоих тел частиц показывает следующие закономерности:

- в целом частицы имеют пластинчатую форму;
- выделенная кристаллографическая ориентация существует;
- металлические частицы состоят из малых и/или искривленных первичных кристаллов;
- заметно формирование оксидов;
- имеет место фазовое превращение металлических компонентов.

При этом часть оксидов была сформирована еще на этапе, когда частица была в составе исходного материала. Фазовые превращения говорят о высокой температуре, поле напряжений и уровне диффузии в материалах.

Моделирование ударно-абразивного износа. Модель ударно-абразивного износа основана на двух стадиях прогресса износа [15]. Первая стадия – период индукции, во время которого происходит деформация и формируются повреждения износа, но нет существенной потери материала. Конец этого периода называется лимитом нулевого износа. Он представляет собой начальную точку измеряемого износа.

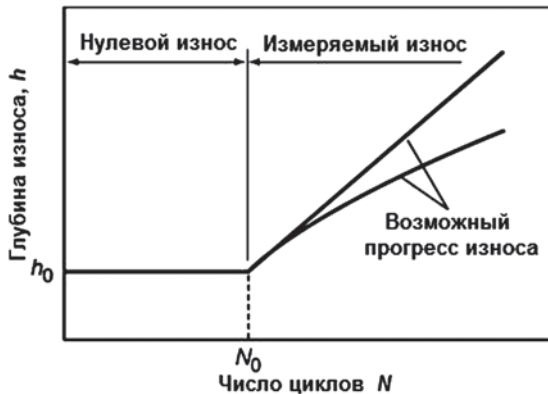


Рис. 2. Нулевой и измеряемый износ

Как видно из рис. 2, прогресс износа в этой области может принимать разные виды. Это зависит от механизма износа, связанного со свойствами материала и степенью контакта.

Большинство компонентов не теряет функциональность и после лимита нулевого износа их использование связано с износом на определенную глубину. По этой причине измеряемый процесс износа важен при попытке предсказать время работы компонента.

Существует полуэмпирическое уравнение для числа циклов N_0 в случае упругого напряжения в образце, после которого начинается измеряемый износ. Считается, что это число зависит от поверхностного напряжения сдвига τ_1 и максимального подповерхностного напряжения сдвига τ_2 во время удара:

$$N_0 = \frac{2000}{1 + \beta} \left[\frac{\gamma \sigma_y}{\sigma} \right]^9, \quad (1)$$

где σ_y – соосный предел текучести; σ – пиковое контактное давление; γ – эмпирически вводимый фактор износа (для углеродистых и инструментальных сталей с большим содержанием карбидов примерно 1,1) [16]. Величина β есть отношение вкладов поверхностного разрушения D_1 и подповерхностного D_2 :

$$D_1 = \int_0^{t_*} \tau_1^9(t) dt, \quad D_2 = \int_0^{t_*} \tau_2^9(t) dt, \quad (2)$$

где t_* – длительность цикла удара; t – время до начала проскальзывания, это означает, что износ имеет место только до проскальзывания.

На этапе измеряемого износа часто используется линейная модель для объема износа W :

$$W = KP_x/H, \quad (3)$$

где P – нагрузка (сила); x – расстояние скольжения; H – твердость; k – безразмерный коэффициент износа. Нагрузка может быть заменена на силу трения, деленную на коэффициент трения μ . Иначе это выражение можно переписать как:

$$W = KIn/H, \quad (4)$$

где I – энергия одного удара; n – число ударов; K – безразмерный коэффициент износа. Для трения металлов без смазки величина K порядка 10^{-6} – 10^{-4} . Для ударяющихся больших тел износ уменьшается со временем:

$$W = KNe^n, \quad (5)$$

где e – энергия толчка; N – число циклов; K , n – эмпирические коэффициенты.

Модель оценки теплопереноса при затвердевании цильпесов. Модель основана на решении уравнения теплопроводности в отливке и кокиле:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (6)$$

где T – температура в точке (x, y, z) в момент времени; ρ – плотность; λ – теплопроводность. Уравнение (6) в данной постановке не имеет источников тепла в правой части, а выделение теплоты при затвердевании учитывается добавлением дополнительного члена при расчете теплоемкости:

$$c = \begin{cases} c, & \text{при } T > T_{lik} \text{ и } T < T_{sol}, \\ c + \frac{L}{T_{lik} - T_{sol}}, & \text{в зоне затвердевания,} \end{cases} \quad (7)$$

где L – теплота плавления; T_{lik} и T_{sol} – температуры ликвидус и солидус для затвердевающей отливки. На границах тел имеют место условия третьего рода:

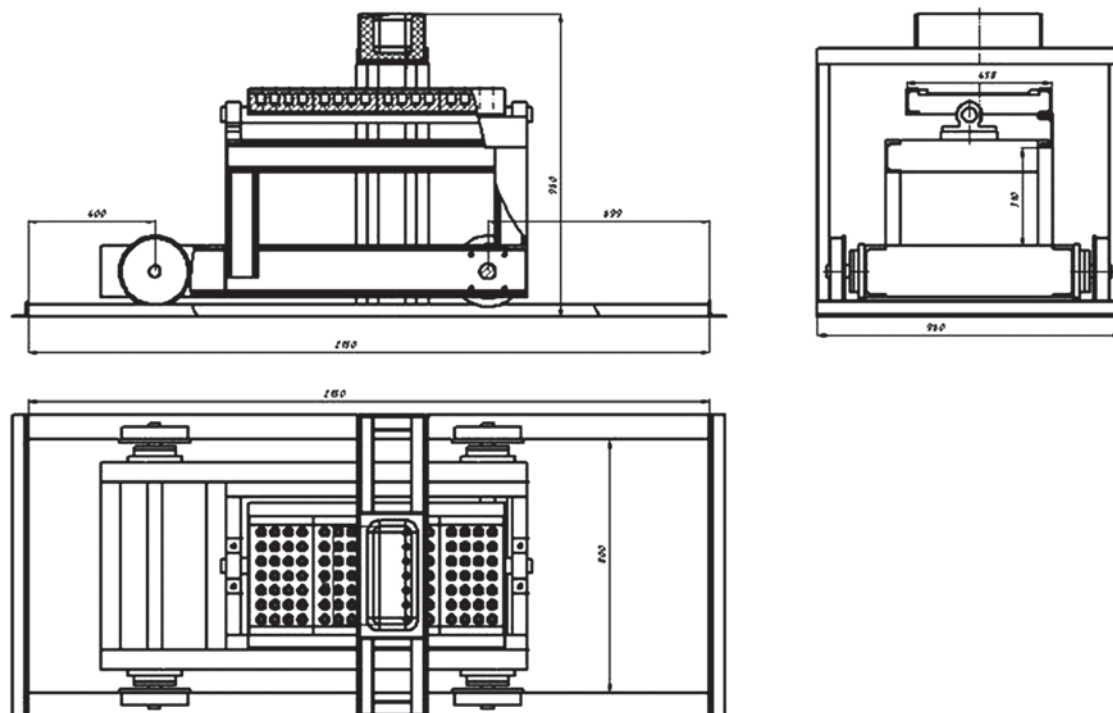


Рис. 3. Экспериментальная установка для литья центробежных

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha (T - T'). \quad (8)$$

Здесь $\frac{\partial T}{\partial n}$ – производная по направлению, нормальному к границе; T' – температура вблизи данной точки, но с другой стороны границы.

На практике обычно для производства мелющих тел используют чугуны, близкие к белым, имеющие в составе большое количество карбидов металлов. Это обеспечивает повышенную износостойкость, но и порождает ряд проблем.

Карбиды имеют очень низкую теплопроводность, что приводит к низкой теплопроводности белого чугуна (1–2 Вт/(м·К)). Это в десятки раз меньше теплопроводности серого чугуна. Вместе с высоким модулем упругости до 200 кН/мм² это приводит к образованию трещин, особенно холодных, в таком чугуне. Вместе с тем, само по себе большое количество карбидов, даже очень твердых карбидов хрома, не является достаточным условием высокой износостойкости. Карбиды очень хрупкие и могут выкрашиваться из матрицы при ударно-абразивном воздействии.

Для улучшения износостойкости процесс затвердевания проводят таким образом, чтобы кристаллы карбидов имели малый размер. Одним из обязательных условий при этом является достаточно быстрое охлаждение в зоне порядка 1000 °С. Увеличение переохлаждения в этой области ведет к активному зародышеобразованию и увеличению плотности кристаллов на единицу объема.

Достаточно быстрое охлаждение и легирование является также одним из условий роста карбидов, кристаллы которых немного вытянуты перпендикулярно поверхности, что увеличивает «зацепляемость» карбидов в матрице и износостойкость. При этом вместо связанной карбидной «сетки» образуются изолированные кристаллы, что тоже увеличивает ударопрочность чугуна.

Считается, что скорость охлаждения расплава в температурной области образования первичных карбидов должна быть не менее 10 °С. При больших значениях размер карбидов уже не уменьшается [7]. При этом достаточно высокая скорость охлаждения приводит к преимущественному росту карбидов в направлении теплоотвода. Поэтому при изнашивании поверхности, перпендикулярной теплоотводу, карбиды лучше закреплены в матрице.

Изготовление и экспериментальная апробация технологической оснастки для получения экспериментальных образцов мелющих тел. Для исследования процесса литья центробежных разработана и изготовлена экспериментальная кокильная установка (рис. 3). Кокиля закреплены на платформе, установленной на направляющих, с возможностью передвижения вдоль заливочного лотка.



Рис. 4. Экспериментальная установка для литья мелющих тел

Вид экспериментальной кокильной установки для литья мелющих тел приведен на рис. 4. Получали образцы цильпесов следующего химического состава: C – 3,04–3,07%; Si – 1,82–1,905; Mn – 0,85–0,87; Cr – 0,19–0,21; Ni – 0,29–0,295; Cu – 0,316–0,32; Mg – 0,012–0,013%. Температура заливки составляла 1400–1420 °C.

Исследовали влияние температуры кокиля на качество получаемых отливок. На рис. 5 приведены фотографии центрального сечения отливок, полученных при заливке в холодный кокиль (рис. 5, а) и кокиль, подогретый до температуры 200–250 °C (рис. 5, б). Как видно из рисунка, при заливке в холодный кокиль отливка имеет дефекты в виде пор. Твердость вблизи поверхности образцов, полученных в холодный и подогретый кокиль, различается несущественно и составляет 34–35 HRC в нижней

части отливки, 30–32 HRC в средней части и 25–26 HRC в верхней части.

На рис. 6 приведены образцы микроструктуры нетравленного шлифа отливок.

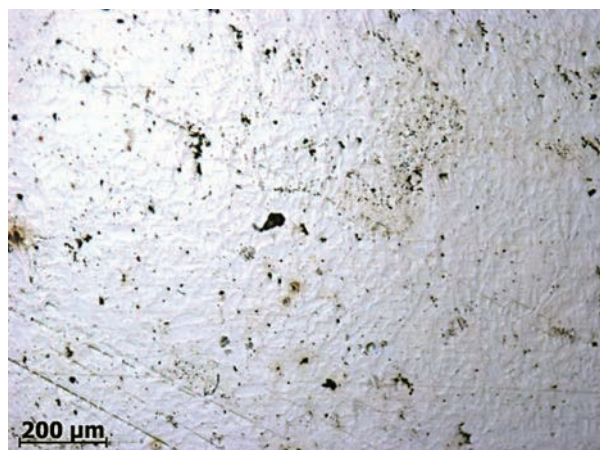


а

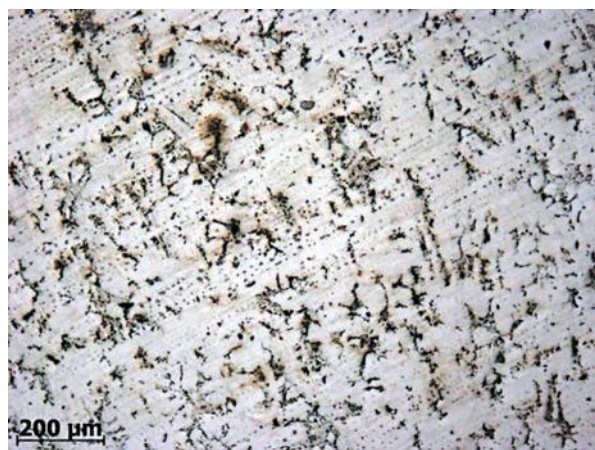


б

Рис. 5. Фотографии центрального сечения отливок полученных при заливке: а – в холодный кокиль; б – в подогретый кокиль



а



б

Рис. 6. Микроструктура нетравленного шлифа отливок: а – низ; б – верх

Выводы

Рассмотрены способы увеличения ударостойкости чугуновых мелющих тел, приведена модель ударно-абразивного износа. Создана модель теплопереноса, позволяющая определять режимы затвердевания (скорость охлаждения, ориентация фронта затвердевания), обеспечивающие оптимальный размер и ориентацию упрочняющих карбидов при расчете затвердевания отливок для мелющих тел. Разработана геометрическая схема кокиля и других элементов оснастки. Изготовлена технологическая оснастка для получения экспериментальных образцов мелющих тел, состоящая из рамы для фиксации и перемещения кокилей в процессе заливки, комплекта кокилей и заливочного лотка. Технологическая оснастка позволяет получать мелющие тела диаметром 26 мм и высотой 35 мм. Получены опытные образцы цельпечсов.

Литература

1. Марукович Е. И., Карпенко М. И. Износостойкие сплавы. М.: Машиностроение, 2005. 428 с.
2. Vikulin V. V., Shkarupa I. L. Способ получения отливок из износостойкого белого чугуна: пат. 2412780 РФ, 2011.
3. Сусли Н. В. Научное обоснование и технологические основы литья шаров из модифицированного дисперсными брикетированными материалами чугуна для повышения их эксплуатационных свойств: Дис. ... канд. техн. наук. Днепропетровск, 2013. 167 с.
4. Белый чугун для мелющих тел: пат. 21662 Украина МПК(51)6 C22 C37/10 / А. А. Владимирова, В. К. Соленьий, Л. Я. Сохакский и др.; заявитель Укр. гос. науч.-исслед. ин-т металлов. заявл. 22.05.95; опубл. 30.04.98. Бюл. № 2.
5. Способ получения отливок из износостойкого белого чугуна: пат. 2307171 RU МПК C21C1/08 C22C37/00 / И. М. Кавицкий, Б. А. Рушаник; заявитель Общество с ограниченной ответственностью «Литейные технологии»; заявл. 05.10.05; опубл. 10.04.07. Бюл. № 27.
6. А. с. 1154362 СССР: МКИ С 22 37/10. Чугун / Е. И. Марукович, М. И. Карпенко, Ю. А. Рогов и др. – № 3684880/22–02; заявл. 04.01.84; опубл. 07.05.85. Бюл. № 17.
7. Гарбер М. Е. Износостойкие белые чугуны. М.: Машиностроение, 2010. 280 с.
8. Крутилин Н. И., Бестужев Н. И., Бестужев А. Н., Каленкович Д. Н. Мелющие тела. Проблемы. Перспективы // Литье и металлургия. 2009. № 4. С. 27–33.
9. Способ получения литой заготовки из белого износостойкого чугуна для быстроизнашиваемой детали: пат. 2113495 RU МПК C21C1/08 / И. К. Кульбовский, А. Н. Поддубный, Н. Ф. Коряков, Ю. В. Игнатенко; заявл. 23.01.96; опубл. 20.06.98.
10. Стеблов А. Б., Березов С. Н., Козлов А. А. Литые чугунные шары для помола материалов // Литье и металлургия. 2012. № 3. С. 45–50.
11. Износостойкий чугун: пат. 2384641 RU МПК C22C37/04 C22C37/08 / Н. С. Гушин, М. Ф. Дрожжина, А. А. Тахиров; заявитель ОАО НПО «Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения»; заявл. 20.03.09; опубл. 20.03.10. Бюл. № 8.
12. Износостойкий чугун: пат. 2448183 RU МПК C22C37/04 C22C37/10 / Н. С. Гушин, Ф. А. Нуралиев, О. Н. Гулак и др.; заявитель ОАО НПО «Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения»; заявл. 06.06.11; опубл. 20.04.12. Бюл. № 11.
13. Износостойкий чугун: пат. RU 2451099 C1 / Н. С. Гушин, Ф. А. Нуралиев, О. Н. Гулак и др.; заявитель ОАО НПО «Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения» – № 2011122568/02; заявл. 06.06.11; опубл. 20.05.12.
14. Rice L. A. Review of Wear Mechanisms and Related Topics // Proc. International Conf. on the Fundamentals of Tribology. Massachusetts Institute of Technology Press. 1978. P. 469–476.
15. Zanoia E. S., Blau P. J. Effect of Incidence Angle on the Impact-Wear Behaviour of Silicon Nitride // Ceram J. Am., Soc. 1998. Vol. 81. No. 4. P. 901–909.
16. Engel P. A. Percussive Impact Wear // Tribol. Int. Vol. 11. 1978. P. 169–176.

References

1. Marukovich E. I., Karpenko M. I. *Iznosostojkie splavy* [Wear-resistant alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 428 p.
2. Vikulin V. V., Shkarupa I. L. Sposob poluchenija otlivok iz iznosostojkogo belogo chuguna [A method of producing castings of wear-resistant white cast iron]. *Patent RF*, 2011, no. 2412780.
3. Suslo N. V. Nauchnoe obosnovanie i tehnologicheskie osnovy lit'ja sharov iz modifitsirovannogo dispersnymi briketirovannymi materialami chuguna dlja povyshenija ih jekspluatacionnyh svojstv [Scientific substantiation and technological bases of casting balls of modified dispersed briquetted iron materials to improve their performance properties]. *Diss. kand. tehn. nauk*. Dnepropetrovsk, 2013. 167 p.
4. Vladimirova A. A., Solenyj V. K., Sohackij L. Ja. i dr. Belyj chugun dlja meljushhih tel [White iron for grinding media]. *Patent UK*, 1998, no. 21662.
5. Kavickij I. M., Rushanik B. A. Sposob poluchenija otlivok iz iznosostojkogo belogo chuguna [A method of producing castings of wear-resistant white cast iron]. *Patent RF*, 2007, no. 2307171.
6. А. с. 1154362 СССР, МКИ С 22 37/10. Чугун. Е. И. Марукович, М. И. Карпенко, Ю. А. Рогов и др. – № 3684880/22–02; заявл. 04.01.84; опубл. 07.05.85, бюл. no.17.
7. Garber M. E. *Iznosostojkie belye chuguny* [Wear-resistant white cast irons]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2010. 280 p.

8. Krutilin N. I., Bestuzhev N. I., Bestuzhev A. N., Kalenkovich D. N. Meljushhie tela [Grinding bodies]. Problemy. Perspektivy. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 4, pp. 27–33.
9. Kul'bovskij I. K., Poddubnyj A. N., Korjakov N. F., Ignatenko Ju. V. Sposob poluchenija litoj zagotovki iz belogo iznosostojkogo chuguna dlja bystroiznashivaemoj detali [A method for producing a cast billet of wear-resistant white cast iron for wearing parts]. *Patent RF*, 1998, no. 2113495.
10. Steblov A. B., Berezov S. N., Kozlov A. A. Lite chugunnye shary dlja pomola materialov [Cast-iron grinding balls for materials]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 3, pp. 45–50.
11. Gushhin N. S., Drozhzhina M. F., Tahirov A. A. Iznosostojkij chugun [Wear-resistant cast iron]. *Patent RF*, 2010, no. 2384641.
12. Gushhin N. S., Nuraliev F. A., Gulak O. N. i dr. Iznosostojkij chugun [Wear-resistant cast iron]. *Patent RF*, 2012, no. 2448183.
13. Gushhin N. S., Nuraliev F. A., Gulak O. N. i dr. Iznosostojkij chugun [Wear-resistant cast iron]. *Patent RF*, 2012, no. 2451099 C1.
14. Rice L. A. Review of Wear Mechanisms and Related Topics. *Proc. International Conf. on the Fundamentals of Tribology*. Massachusetts Institute of Technology Press., 1978, pp. 469–476.
15. Zanolari E. S., Blau P. J. Effect of Incidence Angle on the Impact-Wear Behaviour of Silicon Nitride. *Ceram J. Am., Soc.*, 1998, vol. 81, no. 4, pp. 901–909.
16. Engel P. A. Percussive Impact Wear. *Tribol. Int.*, 1978, vol. 11, pp. 169–176.



УДК 621.744.072.2

Поступила 04.12.2015

**ПРИМЕРЫ 3D-ТЕХНОЛОГИИ В ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССАХ.
СНИЖЕНИЕ МЕТАЛЛОЕМКОСТИ ОТЛИВОК****EXAMPLES OF 3D-TECHNOLOGIES IN FOUNDRY PROCESSES.
DECREASE IN METAL CONSUMPTION IN CASTINGS**

В. С. ДОРОШЕНКО, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев, Украина, бульвар Вернадского, 34/1. E-mail: doro55v@gmail.com

V. S. DOROSHENKO, Physical and Technological Institute of metals and alloys of National Academy of Sciences of Ukraine, Kiev, Ukraine, 34/1, Vernadskogo ave. E-mail doro55v@gmail.com

В статье описаны конструкции металлических отливок, полученные с помощью 3D-технологий. Отмечен ряд новых способов 3D-обработки материалов, относящихся к аддитивным процессам и олицетворяющим следующий шаг к ресурсосберегающему экологическому производству. Показаны примеры моделей и отливок сложной конструкции с оптимальным сочетанием металлоемкости, прочности и привлекательного внешнего вида. Описанные высокотехнологичные 3D-процессы расширяют существующий спектр металлопродукции и возможности ее производства.

The review describes the design of metal castings produced by use of 3D-technologies. Some new ways of 3D-processing of materials connected with additive processes are described, which represents the next step in environmental resource-saving production. Examples of patterns and casting of complex design with an optimal combination of materials, durability and attractive appearance are shown. Described 3D high-tech processes are expanding the existing range of metal products and the ways of its production.

Ключевые слова. 3D-технология, снижение металлоемкости, аддитивное производство, 3D-принтер, конструирование отливок, компьютерное моделирование, литье по газифицируемым моделям.

Keywords. 3D-technology, reduction of specific consumption of metal, additive manufacturing, 3D-printer, design of castings, computer simulation, lost foam casting.

«В твердый горный камень воображение художника вкладывает живую фигуру, которую он извлекает оттуда, удаляя излишки камня», – говорил Микеланджело. Традиционное производство деталей, по сути, близко к такому валянию скульптуры. Напротив, аддитивные технологии (АТ) наращивают – печатают изделие слой за слоем. За этим процессом следит компьютер, ориентируясь на 3D-модель. У метода есть несколько сильных сторон. Во-первых, сокращаются расходы материала (в зависимости от детали экономия может достигать 75%), во-вторых, появляется возможность создавать более сложные изделия (например, с различными полостями), в-третьих, можно выпускать детали, не нуждающиеся в дополнительной обработке.

Как отметил акад. РАН Е. Н. Каблов на конференции «Аддитивные технологии в промышленности» (10.02.2015), на сегодняшний день во всех развитых странах происходит бум АТ. Мировой рынок данных технологий в 2010–2014 гг. увеличен в среднем на 27,4%, в итоге его объем достиг 3 млрд. долларов [1]. По его словам, мировыми лидерами в области АТ являются США, Германия и Китай. Кроме того, в 22 странах уже созданы национальные ассоциации по АТ, объединенные в альянс GARPA. Например, корпорация «Боинг» благодаря 3D-печати изготавливает более 22 тыс. деталей 300 наименований для 10 марок коммерческих и военных самолетов.

Сегодня можно однозначно сказать, что 3D-печать и 3D-сканирование активно входят в нашу жизнь и скоро станут действительно незаменимыми инструментами во многих сферах деятельности. И если в настоящий момент масштабы развития этого сегмента отрасли высоких технологий пока могут оценить только специалисты, то уже в ближайшем будущем ситуация будет меняться. Техника 3D-печати будет использоваться гораздо более широко и проникнет в нашу повседневную жизнь. Самой большой

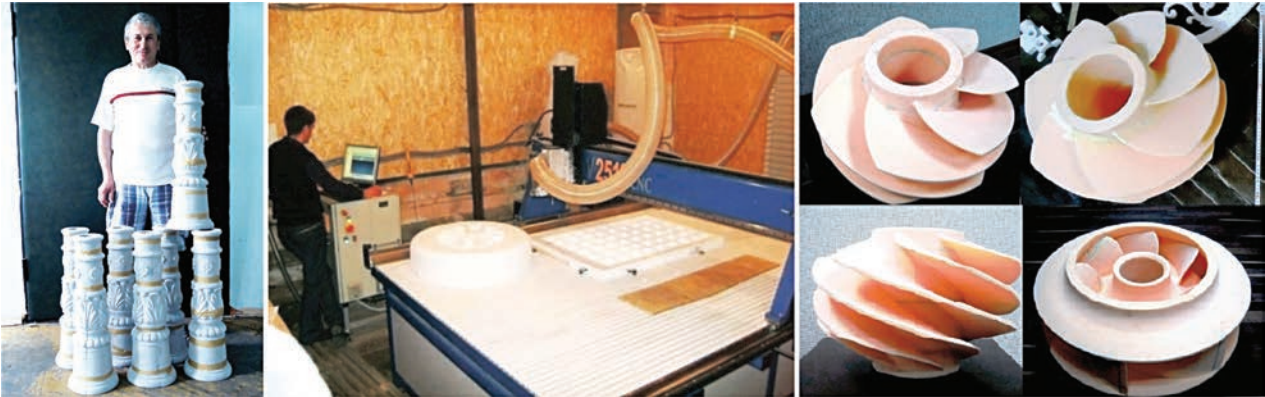


Рис. 1. Примеры изготовления моделей для ЛГМ на 3D-фрезерах



Рис. 2. Художественное литье – архитектурное украшение жилого здания: *а* – модель ворот; *б* – секции алюминиевых отливок коллажа в сборе вдоль крупного здания Нью-Йорка [4]

проблемой для АТ становится потребность изменить мышление дизайнеров, проектирующих конструкции в любой сфере деятельности человека.

В отечественном литейном производстве 3D-технологии, прежде всего, распространяются для литья по газифицируемым моделям (ЛГМ, Lost Foam Casting) при изготовлении пенопластовых моделей (технических и художественных отливок) на 3D-фрезерах [2] (рис. 1). Также для литья предложено моделирование строения простейших кристаллических решеток с использованием объемных сборных структур с повторяющимися унифицированными элементами, пенопластовые модели которых можно изготовить на пластавтоматах либо на 3D-фрезерах [3].

Пример крупногабаритных моделей для художественного литья показан на рис. 2, *а* [4], на заднем плане видны детали 3D-фрезера. По таким моделям отлит из алюминия коллаж «граффити» (рис. 2, *б*) как архитектурное украшение многоквартирного дома длиной десятки метров в элитном квартале Нью-Йорка (проект Herzog & de Meuron, 2006). Сборный коллаж вдоль лицевой стороны дома состоит из десятков отливок (включая несколько ворот), спроектированных с помощью компьютерных 3D-технологий, включая оптимизацию толщин стенок для процесса литья.

Примеры модельно-макетных изделий, выполненных аддитивным методом и показанных на прошедших в 2015 г. литейных и машиностроительных выставках Formnext и Euromold по информации из открытых источников Интернета, приведены на рис. 3.

Производство компании FIT West Corp. аддитивным методом детали cylinder head (для спортивной автомашины) массой 1,9 кг и полезной площадью 10223 см³ позволило заменить литую такую деталь массой 5,1 кг и полезной площадью 823 см³ (рис. 4) [5].

Сайты по литейному производству подробно описывают и иллюстрируют аддитивные технологии. В статье Роберта Брукса [6] описан устойчивый прогресс аддитивных методов, бросающих вызов tradi-

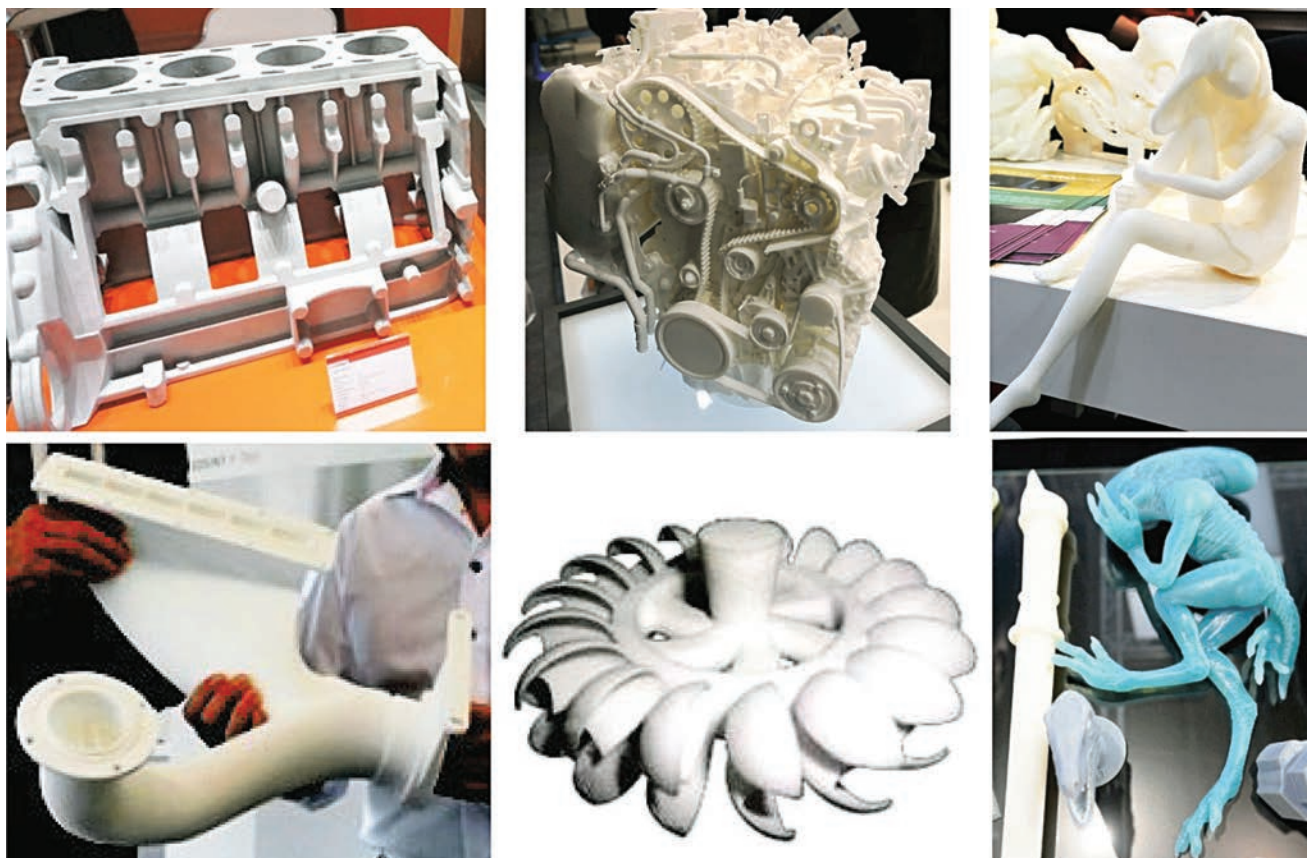


Рис. 3. Примеры модельно-макетных изделий аддитивного производства

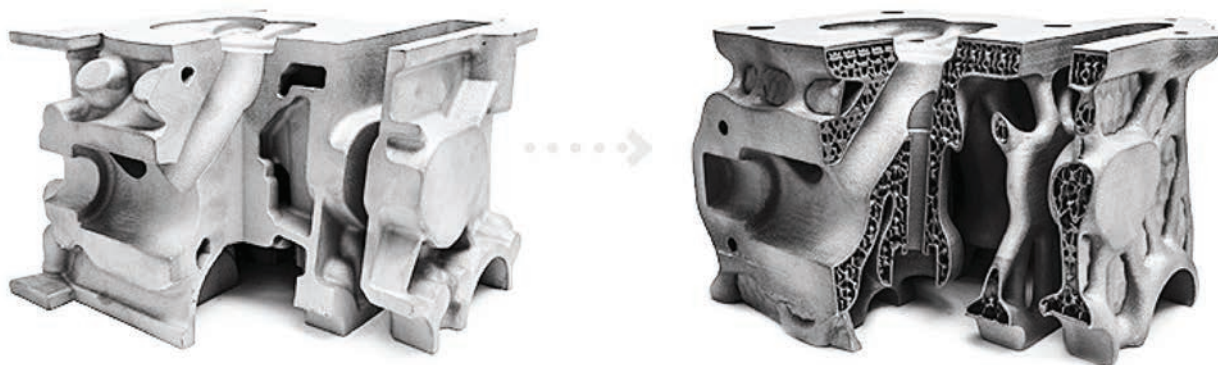


Рис. 4. Перевод литой детали для автоспорта на аддитивное производство [5]

ционными способам конструирования и изготовления деталей литейным процессом. Одна из причин этого – широкая доступность метода АТ сделала возможным для десятков научно-технических центров в различных странах целенаправленно заниматься исследованиями, решая конкретные проблемы и постепенно улучшая общие перспективы. 3D-печать является доступной для различных способов производства (лазерного спекания, стереолитографии и т. д.), которые передают информацию от CAD в структурной форме, ограничения определяются только физической природой изготавливаемой конструкции или применимостью выбранной системы производства.

Например, научно-исследовательский центр VTT Technical Research Centre of Finland Ltd. и Nurmi Cylinders Oy разработали для 3D-печати гидравлический клапан, который, по их утверждению, является экономически эффективным для производства, надежен в исполнении и на 66% легче, чем оригинальная деталь. Для изготовления таких деталей обычно прибегают к сверлению. Клапан используется для контроля жидкости в гидравлических системах управления движением тяжелой техники, например, подъемных кранов (рис. 5, а) [6].

3D-печать позволила оптимизировать внутренние каналы для достижения наилучшего потока гидравлической жидкости без уменьшения ее требуемого объема и заменила выполнение такого объема

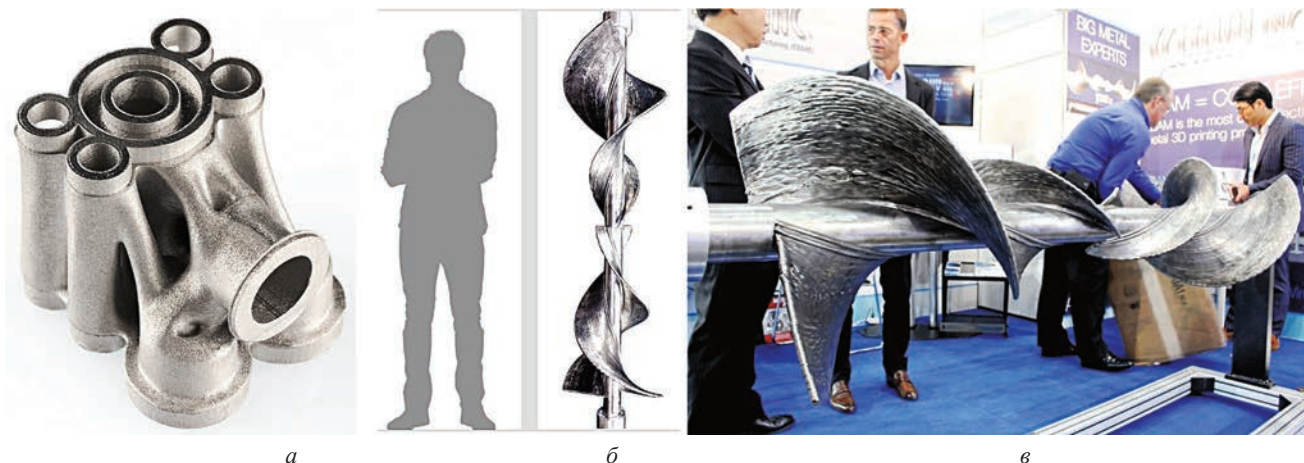


Рис. 5. Примеры АТ с применением металла: а – клапан гидравлической системы; б, в – шнек

каналов сверлением, повысив уровень герметичности с предотвращением утечки рабочей жидкости под высоким давлением. Блок гидравлического клапана является хоть и небольшой, но важной деталью. По результатам исследования, VTT инициировал двухлетнее государственно-частное финансирование в размере \$3,5 млн. для создания в Финляндии новых предприятий, использующих АТ.

Компания Sciaky Inc. (Чикаго, США) быстро расширяет размерные возможности своего процесса «электронно-лучевой» АТ (ЕВАМ), который она называет «наиболее широко масштабным» 3D-методом печати металлом с возможностью распространения на производство деталей с габаритами от 0,2 до 5,8 м (8 in. to 19 ft.). На рис. 5, б, в показаны сравнение такой детали «шнек» с ростом человека, а также ее демонстрация на выставке. Также сообщено, что ЕВАМ является самым быстрым процессом осаждения металла из доступных со скоростью осаждения от 3,18 до 9,07 кг/ч. Кроме того, установка для печати имеет систему двойной подачи проволоки для объединения двух металлических сплавов. Титан, тантал, ниобий, вольфрам, молибден, алюминий, нержавеющая сталь, никелевые сплавы и другие возможно поместить в одну ванну расплава или материалы могут по заданию разделять в разные части единой структуры [6].

Разработчики-металлисты для 3D-печати не всегда привлекают лазеры. NanoSteel Co. Inc., которая сосредоточена на АТ с производством своих присадок на «наноструктурированных» содержащих сталь материалах, представила два порошковых сплава для струйного связывания. Для такого процесса АТ материал осаждают в последовательных слоях, связанных друг с другом эпоксидным связующим, до операции печатания, когда эти слои нагревают и сплавляют в единую структуру. Разработчик считает, что такой процесс АТ обладает более высокой скоростью, чем основанный на лазерных методах спекания. Новые материалы NanoSteel (BLDRmetal™ J-10 и J-11) предложены как компоненты для печатания стойких к абразивному износу изделий, которые обладают преимуществом при создании требуемых сложных конструкций без оснастки (рис. 6, а). Разработчиком рекомендовано, что компоненты с использованием J-10 имеют превышение по функции удлинения в 2 раза и по износу – в 3 раза, чем нержавеющая сталь марки 420 [6].

NanoSteel продемонстрировала материалы в проектах с 3DX Industries – поставщиком услуг АТ путем печатания безопасных инструментов для авиационной компании, которая удаляла панели самолетов. Инструменты, изготовленные с J-10, служили в 5 раз дольше, чем в предыдущих версиях, значительно уменьшая риск задержек в обслуживании самолетов. По словам Роджера Янссена, президента 3DX, «Решение NanoSteel позволило нам создать долговечные и надежные инструменты, которые поставляются заказчику для выполнения работ по быстрому требованию» [6].

Оба материала основаны на сочетании сложных металлических фаз, которые обеспечивают износостойкость и при наличии стальной матрицы – пластичность и ударную вязкость. Материал марки J-11 предназначен для применения в условиях экстремального износа. Компоненты, образующиеся в J-11, повышают износостойкость в 10 раз по сравнению с изделиями из нержавеющей стали марки 420 соответственно разработчику. Порошки BLDRmetal предлагают заманчивые альтернативы существующим материалам для струйной печати. Они повышают возможности печати с помощью смешанных материалов со связующим, обеспечивая печать с присадками высокой сложности и более дешевыми компонентами высокой износостойкости [6].

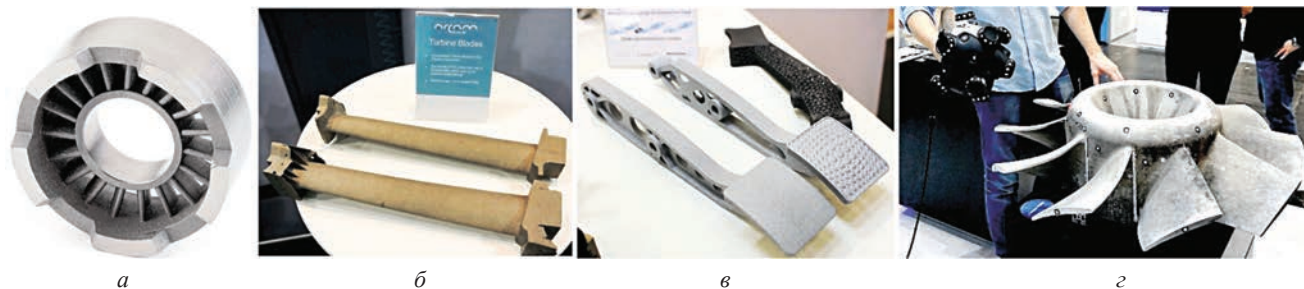


Рис. 6. Примеры 3D-технологии для производства металлоизделий (из Интернет-репортажей о выставках Euromold-2015 и Formnext-2015): *а* – деталь бурового насоса для нефти и газа, полученная из материала J-10 [6]; *б* – лопатки турбины; *в* – педали; *г* – процесс 3D-сканирования поверхности отливки турбины



Рис. 7. Некоторые примеры использования 3D-технологии концерном BMW: *а* – деталь насоса; *б*, *в* – эргономичный инструмент (белого цвета) на руке работника

Современные предприятия, используя АТ и считая их одним из ключевых видов производства будущего, часто указывают это в своих пресс-релизах для подтверждения инновационного уровня своего производства. Так, в ноябре 2015 г. концерн BMW отмечал 25-летие внедрения АТ на своем производстве [7]. Кроме изготовления эргономичных инструментов, деталей концептуальных, эксклюзивных или ретро-автомобилей, BMW с апреля 2015 г. оснастила свои гоночные автомобили DTM водяным насосом с рабочим колесом, изготовленным 3D-печатью (рис. 7, *а*). Все без исключения насосы работают безупречно, подтверждая ведущую роль BMW в использовании АТ. Высокоточная деталь состоит из алюминиевого сплава, подвергается большим напряжениям и показала высокую надежность в жестких условиях автоспорта.

В середине 2014 г. BMW Group представила 3D-печатный эргономичный инструмент для конвейерной сборки, защищающий работников от избыточных напряжений на суставы большого пальца при проведении определенных операций по сборке. Каждый из этих гибких монтажных устройств соответствует форме и размерам рук конкретного работника (рис. 7, *б*, *в*). Команда Центра Rapid Technologies в Центре BMW Group в области исследований и инноваций (FIZ) в Мюнхене обрабатывает около 25 000 запросов по вопросам АТ в год, производя около 100 000 деталей в год для собственных заказчиков. В зависимости от функции и размера детали могут быть доступны в течение всего нескольких дней.

Таким образом, в продолжение цикла работ [2, 8–10] о развитии 3D-технологий литейного производства и снижения металлоемкости отливок выполнен краткий обзор некоторых последних инноваций по этой теме. АТ олицетворяют со следующей промышленной революцией, ведущей к ресурсосберегающему экологическому производству. Показаны примеры моделей и отливок сложной конструкции с оптимальным сочетанием материалоемкости, прочности и привлекательного внешнего вида. Описанные высокотехнологичные 3D-процессы расширяют существующий спектр металлопродукции и возможность ее изготовления, как правило, в условиях, значительно превышающих по экологической безопасности и длительности выполнения традиционные условия литейного цеха.

Литература

1. Новости ВИАМ. URL: <http://viam.ru/news/2050> (дата обращения: 1.12.2015).
2. Шинский И. О., Дорошенко В. С. 3D-технологии при литье по газифицируемым моделям // Металл и литье Украины. 2009. № 4–5. С. 30–33.

3. Д о р о ш е н к о В. С. Способы получения каркасных и ячеистых литых материалов и деталей по газифицируемым моделям // Литейное производство. 2008. № 9. С. 28–32.
4. Г о р б у н о в А. В. Эволюция литья: прошлое и будущее // Оборудование, разработки, технологии. 2014. № 10–12. С. 46–49.
5. Сайт компании FIT West Corp. – URL: <http://www.netfabb.com/additivedesignandmanufacturing.php> (дата обращения: 1.12.2015).
6. B r o o k s R. Breaking Barriers in Shape, Space, Material to Achieve Finished Parts. // Foundry Management & Technology. 13.10.2015. – URL: <http://foundrymag.com/materials/>
7. 25 years of 3D printing at the BMW Group: Pioneers in Additive Manufacturing Methods. Press release BMW Group // Manufacturing Engineering, 2.12.2015 / <http://www.sme.org/MEMagazine/Article.aspx?id=8589937322> (дата обращения: 2.12.2015).
8. Д о р о ш е н к о В. С. 3D-технологии для формовки и литья // Литье и металлургия. 2015. № 3. С. 30–39.
9. Д о р о ш е н к о В. С., Ш и н с к и й В. О. Моделирование отливок как оболочковых конструкций с целью металлосбережения // Металл и литье Украины. 2015. № 6. С. 30–34.
10. Д о р о ш е н к о В. С. Анализ и идентификация литых легковесных металлоконструкций с использованием теории минимальных поверхностей // Металл и литье Украины. 2015. № 11. С. 24–28.

References

1. Novosti VIAM. URL: <http://viam.ru/news/2050> (дата обращения: 1.12.2015).
2. S h i n s k i j I. O., D o r o s h e n k o V. S. 3D-tehnologii pri lit'e po gazificiruemym modeljam [3D technology in the lost foam casting]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2009, no. 4–5, pp. 30–33.
3. Д о р о ш е н к о В. С. Sposoby poluchenija karkasnyh i jacheistyh lityh materialov i detalej po gazificiruemym modeljam [Methods for the preparation of porous frame and cast materials and components for the gas models]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 2008, no. 9, pp. 28–32.
4. G o r b u n o v A. V. Jevojucija lit'ja: proshloe i budushhee [Evolution casting: past and future]. *Oborudovanie, razrabotki, tehnologii = Equipment, development, technology*, 2014, no. 10–12, pp. 46–49.
5. FIT West Corp. URL: <http://www.netfabb.com/additivedesignandmanufacturing.php>
6. B r o o k s R. Breaking Barriers in Shape, Space, Material to Achieve Finished Parts. // Foundry Management & Technology. 13.10.2015. URL: <http://foundrymag.com/materials/>
7. 25 years of 3D printing at the BMW Group: Pioneers in Additive Manufacturing Methods. Press release BMW Group // Manufacturing Engineering, 2.12.2015 / <http://www.sme.org/MEMagazine/Article.aspx?id=8589937322>.
8. D o r o s h e n k o V. S. 3D-tehnologii dlja formovki i lit'ja [3D-technologies for molding and casting]. *Lit'e i metallurgija = Foundry Production and Metallurgy*, 2015, no. 3, pp. 30–39.
9. D o r o s h e n k o V. S., S h i n s k i j V. O. Modelirovanie otlivok kak obolochkovykh konstrukcij s cel'ju metallosberezhenija [Simulation of casting as a shell structures to saving of Metal]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2015, no. 6, pp. 30–34.
10. D o r o s h e n k o V. S. Analiz i identifikacija lityh legkovesnyh metallokonstrukcij s ispol'zovaniem teorii minimal'nyh poverhnostej [Analysis and identification of the cast lightweight metal structures using the theory of minimal surfaces]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2015, no. 11, pp. 24–28.



УДК 621.745.56

Поступила 28.12.2015

КОРРЕЛЯЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ СВОЙСТВ ЖИДКИХ МЕТАЛЛОВ CORRELATIONS CHARACTERISTICS OF THE STRUCTURE-SENSITIVE PROPERTIES OF LIQUID METALS

*В. Н. ЦУРКИН, Я. Ю. ДМИТРИШИНА, Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины,
г. Николаев, Украина, пр. Октябрьский, 43а. E-mail: dpta@iipr.com.ua*

*V. N. TSURKIN, Ya. Yu. DMITRISHINA, Institute of pulse processes and technology National Academy of
Sciences of Ukraine, Nikolaev city, Ukraine, 43a, Oktyabr'skiy str. E-mail: dpta@iipr.com.ua*

*Показана взаимообусловленность в соотношениях основных структурно-чувствительных свойств металлов и та-
ких параметров атомарной и электронной структуры, как первое координационное число, заряд электрона и постоян-
ная Больцмана.*

*The interconditionality of characteristics of major structure-sensitive properties of the liquid metals and the some parameters
of electronic and atomic structure such as the first coordination number, electron charge and Boltzmann constant are displayed.*

Ключевые слова. Жидкие металлы, структурно-чувствительные свойства, структурные параметры, взаимосвязь, корреляция.

Keywords. Liquid metals, structure-sensitive properties, structural parameters, dimensionless coefficients, interrelations, correlation.

Введение

Процессы, протекающие в металлическом расплаве в разных температурных интервалах, являются многопараметрическими и взаимообусловленными. В настоящее время накоплен большой объем экспериментальных данных по этой проблеме, показывающих некоторые закономерности процессов жидкого состояния металлов и сплавов, фазовых переходов и особенностей структурирования расплава, в том числе при прогнозировании технологических процессов литья. Чаще всего трактовка результатов эксперимента и постановка задач исследований жидкого состояния базируются на его модельных представлениях. Но именно сложность процессов в расплаве побуждает исследователей идти по пути решения определенных частных проблем, каждое из которых, к сожалению, не всегда адекватно поясняет причины и следствия изучаемых процессов и в рамках представлений структуры, и в рамках изучения свойств, и, тем более, с позиций их взаимосвязи. В этом плане показательна дискуссия о структурных превращениях в металлических расплавах в рамках разных модельных представлений жидкометаллической системы, используемых разными авторами [1–6]. В [1] особо подчеркивается важность изучения физических характеристик жидких металлов и сплавов в решении проблемы повышения качества и совершенствования технологий литейного производства. В [1–6] описание и объяснение структурных превращений, т. е. изменение в конфигурации ближнего порядка, проводилось на основе различных моделей жидкого состояния, которые в принципе преследовали по-своему одну цель – ответить на фундаментальные вопросы природы жидкометаллического состояния. Общим же для указанных работ является то, что результаты структурных исследований подтверждаются данными по исследованию свойств, совокупность которых и дает важную информацию о строении металлических расплавов. Более поздние, но разрозненные публикации, представляющие данные исследований структуры и свойств жидких металлов, также носят дискуссионный характер и также подчеркивают важный факт – свойства жидкого металла не проявляются автономно. Поэтому их описание логично строить в рамках системного подхода, который является качественно новым пониманием как во взаимосвязи свойств, так и во взаимосвязи

структуры и свойств [7–9]. Необходимо подчеркнуть, что наиболее эффективным подходом к формированию концепции управления качеством литого металла служит системный подход, основанный на методологии теории системного анализа [10].

В этом плане актуальными являются постановки задач, решение которых позволит показать взаимосвязь между термодинамическими, транспортными, акустическими и поверхностными свойствами жидких металлов. Такой подход позволит, в конечном итоге, описать и структурировать систему свойств расплава, которая может лечь, прежде всего, в основу принципов управления кристаллизационной способностью расплава.

Цель работы – на основе анализа размерностей построить корреляционные безразмерные комплексы структурно-чувствительных свойств жидких металлов.

Постановка задачи

В данной работе ограничимся анализом только таких структурно-чувствительных свойств жидких металлов, как динамическая вязкость (η), поверхностное натяжение (σ), электропроводность (γ), теплопроводность (λ) и скорость звука (C).

Выбор этих свойств обусловлен прежде всего упрощением многофакторной задачи. Но именно такое упрощение можно оправдать положениями работы [11], в которой Б. А. Баум подчеркивал трудности в выборе для анализа той или иной совокупности структурно-чувствительных свойств жидкого металла, но отдавая предпочтение приведенному выше их набору, хотя и при автономном их анализе. Кроме того, такой набор позволит в их корреляционных зависимостях показать взаимосвязь атомной и электронной подсистем структуры расплава. Именно на этих уровнях происходят элементарные процессы перестройки структуры и формирование величин физических свойств металлической жидкости [12], которые с учетом иерархии [9] без изменений проявляются в макрообъемах.

Как известно, коэффициенты переноса определяются электронной структурой расплава, а выделенные нами свойства, как правило, анализируются, в том числе, с помощью закономерностей теплового движения элементов металлической системы, которые в модельных представлениях термодинамики рассматриваются как ансамбли большого количества частиц. В этом случае целесообразно учесть такие фундаментальные константы, как постоянная Больцмана (k) и заряд электрона (e). Для привязки их к термодинамическим процессам необходимо учесть два термодинамических параметра, задающих состояние расплава: температуру (T) и плотность (ρ). Но, выбрав динамическую вязкость, мы априори заложили туда плотность (ρ), связанную через кинематическую вязкость (ν):

$$\eta = \rho \nu. \quad (1)$$

Таким образом, мы имеем восемь физических величин (η , σ , γ , λ , C , T , k , e), для которых по правилу размерности образуется совокупность пяти основных единиц системы СИ (кг, м, с, К, А). Значит, в соответствии с π -теоремой можно построить три нетривиальных безразмерных комплекса из указанных физических величин.

Построение корреляционных соотношений

На определенную качественную корреляцию между σ , η и C в металлических расплавах указано, например, в работах [13, 14]. В работе [15] с использованием теоретических и полуэмпирических аргументов показана взаимозависимость между скоростью звука, вязкостью, поверхностным натяжением и молярной массой, но не в едином комплексе, а в отдельных группировках. Для исследованной группы металлов разброс результатов составил от 0,7 до 2,3, что в принципе естественно для флуктуирующей атомарной и электронной подсистем жидкого металла.

Ранее в работе [16] с помощью анализа размерностей автором настоящей статьи получено корреляционное соотношение между σ , η и C в виде

$$K_1 = \frac{C\eta}{\sigma Z_1}, \quad (2)$$

где Z_1 – первое координационное число.

Учет в формуле (2) Z_1 , важной термодинамической характеристики жидкометаллической системы, показывающей степень ближнего порядка, позволил привести значения K_1 к единице для металлов от 11 порядкового номера до 83 с разбросом от 0,8 до 1,3.

Для анализа соотношений транспортных свойств металла (γ и λ) обратимся к известному закону Видемана-Франца, в соответствии с которым

$$\frac{\lambda}{\gamma T} \sim \left(\frac{k}{e} \right)^2. \quad (3)$$

Для группы металлов, взятых для анализа из работы [16] и для которых показано соотношением (2), что $K_1 \approx 1$, выражение (3) также практически равно единице, если его представить в виде

$$K_2 = \frac{\lambda e^2}{\gamma T k^2 \sqrt{Z_1}}. \quad (4)$$

Что касается третьего безразмерного комплекса, то в соответствии с правилом размерности и уже полученных зависимостей (2) и (4), он имеет вид

$$K_3 = \frac{\lambda T}{\eta C^2 \sqrt{Z_1}}. \quad (5)$$

В таблице приведены результаты расчетов безразличных комплексов. Здесь данные по $T_{пл}$, γ , σ , λ , η взяты из работы [17], по Z_1 – из работы [18], по C – из работы [19].

Анализ результатов

Данные таблицы показывают приемлемую корреляцию анализируемых структурно-чувствительных свойств для широкого диапазона жидких металлов при температуре плавления. При этом полученные безразмерные комплексы K_1 , K_2 , K_3 практически равны единице, это косвенно указывает на то, что они не зависят от молярной массы металла.

Структурно-чувствительные характеристики жидких металлов и их соотношения

Металл	Порядковый номер	T_0 , К	Электропроводность γ , 10^6 (Ом·м) $^{-1}$	Поверхностное натяжение σ , 10^{-3} Н/м	Скорость звука C , м/с	Теплопроводность λ , Вт·(м·К) $^{-1}$	Вязкость η , 10^{-3} Н·с·м $^{-2}$	Z_1	K_1	K_2	K_3
Na	11	371	10,37	195	2570	89,7	0,68	9,0	1,0	0,8	2,2
Al	13	932	4,12	914	4702	94,03	1,13	9,8	0,8	1,1	1,0
K	19	336	7,33	111	1880	21	4,64	9,0	1,0	1,0	3,2
Cu	29	1357	5	1285	3460	165,6	4,0	9,4	1,0	1,0	1,6
Zn	30	693	2,67	782	2827	49,5	2,82	10	1,3	1,1	0,6
Ga	31	303	3,85	718	2872	25,5	1,7	8,0	1,1	1,0	0,4
Rb	37	312	4,38	83	1260	29,3	0,67	9,5	1,1	1,1	3,0
Ag	47	1234	5,8	903	2750	174,8	3,52	10	1,1	1,0	2,2
In	49	430	3,1	556	2215	42	1,89	8,5	0,9	1,3	0,8
Sn	50	505	2,12	544	2425	30	1,85	8,3	1,0	1,3	0,6
Sb	51	903	0,88	367	1942	21,8	1,22	6,3	1,0	1,4	1,6
Cs	55	302	2,7	69	967	19,7	0,53	9,0	1,0	1,5	2,9
Tl	81	577	1,37	464	1660	24,6	2,64	8,0	1,1	1,5	0,8
Bi	83	544	0,78	378	1800	17,1	1,58	8,0	1,0	1,8	0,7
Среднее		—	—	—	—	—	—	—	1,0	1,1	1,2

Некоторые отклонения значений K_1 , K_2 , K_3 от единицы для некоторых металлов можно пояснить прежде всего тем, что табличные значения свойств зависят от метода измерений. Кроме того, сами анализируемые свойства, как структурно-чувствительные, зависят от подвижности элементов системы и представляются в сводных таблицах как средние значения, т. е. с точностью до флуктуаций. Заметим, что уровень флуктуаций только Z_1 , по данным работы [17], составляет величину от 10 до 20%. Если же взять за основу средние значения K_1 , K_2 , K_3 по всему набору металлов, то их отличие от 1, как видим из таблицы, не превышает 20%. Каждое значение K_1 , K_2 , K_3 получено с помощью хорошо проверенных экспериментальных данных и каждое из них или практически равно единице или не существенно отличается от единицы (за редким исключением). Это определенным образом подтверждает адекватность и универсальность представленных корреляционных соотношений. Конечно же, более весомые аргументы в пользу последнего могут быть получены или из первопринципов, или по результатам соответствующих многофакторных измерений.

Рассмотрим некоторые следствия, которые можно показать из соотношений (2), (4), (5). Прежде всего отметим, что именно присутствие в этих формулах первого координационного числа Z_1 позволило привести их к одинаковому значению, равному практически единице. Это также указывает на то, что величины свойств коррелируют одинаково для металлов не только между собой, но и с Z_1 . Кроме того, Z_1 в знаменателе формул может указывать на то, что безразмерные комплексы приобретают признак универсальности, если их отнести к некоторой элементарной ячейке атомарной структуры, которой является первая координационная сфера. Здесь можно предложить гипотезу, в соответствии с которой система свойств проявляется в жидких металлах через кооперативные взаимодействия частиц первой координационной сферы. О подобных взаимодействиях, например, логично сделать вывод из работ [20–22].

Далее учтем соотношение (1) и перепишем формулы (2) и (5) в виде

$$K_1^* = \frac{\rho C v}{\sigma Z_1}, \quad (6)$$

$$K_3^* = \frac{\lambda T}{\rho C^2 v \sqrt{Z_1}}. \quad (7)$$

Эти соотношения позволяют показать такие следствия.

В формуле (6) ρC в рамках представлений механики сплошных сред определяет сопротивление среды изменению ее состояния, σ – термодинамическая характеристика поверхности раздела фаз, мера некомпенсированности межчастичных сил в межфазном слое или излишек свободной энергии в поверхностном слое в сравнении со свободной энергией в объеме фазы. Вязкость v определяет диссипацию энергии при деформировании среды.

В формуле (7) λT можно представить как характеристику передачи теплоты. При этом ρC^2 – это объемная плотность внутренней энергии среды. Причем и здесь их соотношение с вязкостью учитывает диссипацию энергии при деформировании среды. Важным следствием закона Видемана-Франца (3) является то, что он поясняет через соотношение транспортных свойств термоэлектрические явления в металле, а именно, при наличии градиента температуры (или точнее химического потенциала) в нем возникает электрический ток. Добавка в соотношение (3) Z_1 также указывает на кооперативные процессы, реализующие транспортные свойства, через межчастичные взаимодействия в первой координационной сфере.

Несмотря на значительный прогресс, достигнутый в технологиях литейного производства в понимании механизмов, обеспечивающих подготовку расплава к кристаллизации, некоторые моменты этих сложных явлений могут быть дополнительно обеспечены или спрогнозированы с помощью системы свойств (2), (4), (5). Конечно же, очевидное упрощение модели жидкого сплава до чистого металла в жидком состоянии не совсем корректно. Но, как подчеркивалось, например, в работе [11], все процессы, протекающие в расплаве, связаны с подвижностью атомов и определяются в большей мере энергией и силами их связи, чем составом. Поэтому результаты, полученные на модельном расплаве чистого металла, могут показать, например, качественные изменения в соотношении свойств в сплаве на основе этого металла при его обработке.

Выводы

1. Полученные в работе корреляционные комплексы структурно-чувствительных свойств жидких металлов имеют для них с учетом первого координационного числа практически одинаковое значение – единицу. Это косвенным образом свидетельствует об их универсальности.

2. Для процессов, характеризующихся структурно-чувствительными свойствами металлической жидкости, рационально анализировать не единичные межчастичные взаимодействия, но и кооперативные явления этих процессов, учитываемые первой координационной сферой.

3. Можно спрогнозировать, что любые изменения состояния жидкометаллической системы приведут к кооперативному изменению свойств в соответствии с их корреляционными соотношениями K_1 , K_2 , K_3 , представляющими собой систему структурно-чувствительных свойств.

Литература

1. Островский О. И., Григорян В. А. О структурных превращениях в металлических расплавах // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 5. С. 1–12.
2. Клименко Е. А., Баум Б. А. О возможности скачкообразных изменений структуры расплава железа // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 5. С. 12–17.

3. Ивахненко И. С. Особенности строения металлических расплавов // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 5. С. 17–23.
4. Дутчак Я. И., Дутчак З. А. Электронная структура и превращения в расплавах // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 5. С. 23–28.
5. Базин Ю. А., Замятин В. М., Насийров Я. А., Емельянов А. В. О структурных превращениях в жидком алюминии // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 5. С. 28–33.
6. Попель П. С. Фазовый переход или распад метастабильных агрегатов // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 5. С. 34–41.
7. Самойлович Ю. А. Системный анализ кристаллизации слитка. Киев: Наукова думка, 1983. 248 с.
8. Цуркин В. Н. Принципы системного анализа к выбору методов внепечной обработки расплава // Металл и литье Украины. 2009. № 7–8. С. 12–16.
9. Гуляев Б. Б., Прякин Е. И., Колокольцев В. М. Иерархия структур и механические свойства литой стали // Литейное производство. 1986. № 10. С. 9–12.
10. Цуркин В. Н. Комплексное управление качеством литого металла // Металл и литье Украины. 2008. № 9. С. 20–23.
11. Баум Б. А. Металлические жидкости. М.: Наука, 1979, 120 с.
12. Цуркин В. Н. Влияние системы структуры металлического расплава на его физические свойства // Вісник Українського матеріалознавчого товариства. 2011. № 4. С. 11–19.
13. Сумм Б. Д. Новые корреляции поверхностного натяжения с объемными свойствами жидкости // Вестн. Московского университета. Сер. 2. Химия. 1999. Т. 40. № 6. С. 400–405.
14. Регель А. Р., Глазов В. М. Закономерности формирования структуры электронных расплавов. М.: Наука, 1982, 320 с.
15. Alonso J. A., March N. H. Relation between transport and thermodynamic properties in liquid sp-electron metal near freezing // Phys. Rev. 1999. E. 60. P. 4125.
16. Цуркин В. Н. Соотношение первого корреляционного числа, вязкости, поверхностного натяжения и скорости звука в расплавах чистых металлов // Процессы литья. 2006. № 2. С. 14–19.
17. Смитлз Дж. К. Металлы. М.: Металлургия, 1980. 447 с.
18. Арсентьев П. П., Коледов Л. А. Металлические расплавы и их свойства. М.: Металлургия, 1976. 376 с.
19. Таблицы физических величин: Спр. / Под ред. И. К. Киойна. М.: Атомиздат, 1976. 1008 с.
20. Чудинов В. Г. Кооперативный механизм самодиффузии в металлах // ЖТФ. 2000. Т. 70, № 7. С. 133–135.
21. Сирота Н. Н. Энергия связи, фононные спектры и термодинамические свойства элементов со структурами A1, A2, A3, A4 – Al, Cu, V, Ti, Mg, Si, Sn // Физика твердого тела. 2001. Т. 43. № 9. С. 1674–1679.
22. Василиу Е. В. Трехионные взаимодействия и структура жидких металлов // Тр. Одесского политехнического университета. 2001. № 1. С. 35–42.

References

1. Ostrovskij O. I., Grigorjan V. A. O strukturnykh prevrashhenijah v metallicheskih rasplavah [Structural transformations in metal melts]. *Izv. vuzov. Chernaja metallurgija = Math. Universities. Ferrous metallurgy*, 1985, no. 5, pp. 1–12.
2. Klimentko E. A., Baum B. A. O vozmozhnosti skachkoobraznykh izmenenij struktury rasplava zheleza [The possibility of sudden changes in the structure of the molten iron]. *Izv. vuzov. Chernaja metallurgija = Math. Universities. Ferrous metallurgy*, 1985, no. 5, pp. 12–17.
3. Ivahnenko I. S. Osobennosti stroenija metallicheskih rasplavov [Features of the structure of metal melts] *Izv. vuzov. Chernaja metallurgija – Math. Universities. Ferrous metallurgy*, 1985, no. 5, pp. 17–23.
4. Dutchak J. A. I., Dutchak Z. A. Elektronnaja struktura i prevrashhenija v rasplavah [Electronic structure and the transformations in melts]. *Izv. vuzov. Chernaja metallurgija = Math. Universities. Ferrous metallurgy*, 1985, no. 5, pp. 23–28.
5. Bazin Ju. A., Zamjatin V. M., Nasijrov Ja. A., Emej'janov A. V. O strukturnykh prevrashhenijah v zhidkom aljuminii [Structural transformations in liquid aluminum]. *Izv. vuzov. Chernaja metallurgija = Math. Universities. Ferrous metallurgy*, 1985, no. 5, pp. 28–33.
6. Popel' P. S. Fazovyj perehod ili raspad metastabil'nyh agregatov [The phase transition or decay of metastable aggregates]. *Izv. vuzov. Chernaja metallurgija = Math. Universities. Ferrous metallurgy*, 1985, no. 5, pp. 34–41.
7. Samojlovich Ju. A. Sistemnyj analiz kristallizacii slitka [System analysis of ingot crystallization]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1983. 248 p.
8. Tsurkin V. N. Principy sistemnogo analiza k vyboru metodov vnepechnoj obrabotki rasplava [The principles of the system analysis to choice of methods secondary treatment of the melt]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2009, no. 7–8, pp. 12–16.
9. Guljaev B. B., Prjahin E. I., Kolokol'cev V. M. Ierarhija struktur i mehanicheskie svojstva litoj stali [The hierarchy of structures and mechanical properties of cast steel]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 1986, no. 10, pp. 9–12.
10. Tsurkin V. N. Kompleksnoe upravlenie kachestvom litogo metalla [Complex management of quality of cast metal]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*. 2008, no. 9, pp. 20–23.
11. Baum B. A. *Metallicheskie zhidkosti* [Metal liquids]. Moscow, Nauka Publ., 1979, 120 p.
12. Tsurkin V. N. Vlijanie sistemy struktury metallichesкого расплава na ego fizicheskie svojstva [Effect of system structure of metall melt on physical properties]. *Visnik Ukraїns'kogo materialoznavchogo tovaristva = Ukrainian Materials Research Society Bulletin*, 2011, no. 4, pp. 11–19.
13. Summ B. D. Novye korrelyacii poverhnostnogo natjazhenija s ob'emnymi svojstvami zhidkosti [New correlation of surface tension properties of the liquid bulk]. *Vestnik Moskovskogo universiteta. Ser. 2. Himija = Moscow University. Ser. 2. Chemistry*, 1999, vol. 40, no. 6, pp. 400–405.
14. Regel' A. R., Glazov V. M. *Zakonomernosti formirovanija struktury jelektronnyh rasplavov* [Laws of formation of structure of electronic melts]. Moscow, Nauka Publ., 1982, 320 p.

15. Alonso J. A., March N. H. Relation between transport and thermodynamic properties in liquid sp-electron metal near freezing. *Phys. Rev. E*, 60, 4125 (1999).
16. Tsurkin V. N. Sootnoshenie pervogo korreljacionnogo chisla, v'язkosti, poverhnostnogo natjazhenija i skorosti zvuka v rasplavah chistyh metallov [The ratio of the first correlation number, viscosity, surface tension and the speed of sound in the pure molten metal]. *Processy lit'ja = Casting processes*, 2006, no. 2, pp. 14–19.
17. Smitl'z Dzh. K. *Metally* [Metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980, 447 p.
18. Arsent'ev P. P., Kolodov L. A. *Metallicheskie rasplavy i ih svojstva* [Metal melts and its properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 376 p.
19. Tablicy fizicheskikh velichin: *Spravochnik* [Tables of physical quantities: Directory]. Moscow, Atomizdat Publ., 1976, 1008 p.
20. Chudinov V. G. Kooperativnyj mehanizm samodiffuzii v metallah [Co-operative mechanism of self-diffusion in metals]. *Zhurnal Technicheskoy Fiziki = Technical Physics*, 2000, vol. 70, no. 7, pp. 133–135.
21. Sirota N. N. Jenergiya svjazi, fononnye spektry i termodinamicheskie svojstva jelementov so strukturami A1, A2, A3, A4 – Al, Cu, V, Ti, Mg, Si, Sn [Binding energy phonon spectra and thermodynamic properties of the components with the structures of A1, A2, A3, A4 – Al, Cu, V, Ti, Mg, Si, Sn]. *Fizika tverdogo tela = Solid state physics*, 2001, vol. 43, no. 9, pp. 1674–1679.
22. Vasil'ju E. V. Trehionnye vzaimodejstvija i struktura zhidkikh metallov [Three ionic interactions and structure of liquid metals]. *Trudy Odesskogo politehnicheskogo universiteta = Proceedings of the Odessa Polytechnic University*, 2001, no. 1, pp. 35–42.

12-та міжнародна спеціалізована ВИСТАВКА **ЛИТВО** 24 - 26 травня 2016



КЛЮЧОВА ПОДІЯ ВИСТАВКИ

● XII Міжнародна конференція «Литво. Металургія 2016»

Організатори:

- | | |
|---|---|
|  Запорізька торгово-промислова палата
 Асоціація ливарників України
 Національна металургійна академія України |  Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
 Національний університет «Харківський політехнічний інститут» |
|---|---|

ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР

КОСАК
ПАЛАЦ

Запоріжжя

www.expo.zp.ua

Контакти Запорізька торгово-промислова палата | тел.: +38 (061) 213-50-26 | expo2@cci.zp.ua



УДК 669.245.018:629

Поступила 29.12.2015

**ПРИМЕНЕНИЕ РАСТВОРЯЕМЫХ ПЕНОПОЛИСТИРОЛОВЫХ МОДЕЛЕЙ
ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ УСТАНОВОК****APPLICATION OF POLYSTYRENE FOAM CORE FUSIBLE PATTERNS
IN PRODUCTION OF GAS TURBINES' CAST PARTS**

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

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

Авторами предложен и опробован технологический процесс получения сложнопрофильных отливок из жаропрочного сплава марки СМ 88У-ВН способом литья по растворяемым пенополистироловым моделям в оболочковые керамические формы. В результате исследований для группы растворителей определены кинетические параметры процесса растворения и удаления продуктов деструкции для форм разных объемов. Отсутствие поверхностных дефектов отливок, снижение шероховатости, повышение их класса точности в сравнении с принятыми технологическими регламентами процессами производства позволило снизить затраты на механическую обработку деталей и увеличило коэффициент использования дорогостоящих жаропрочных сплавов.

The task of replacing the LVM dissolves polystyrene molding on models is at the present time, technologically, economically and environmentally promising from the point of view of industrial applications for gas turbine plants in Ukraine. The authors proposed and tested manufacturing process of casting ceramic molds way to remove the polystyrene model of the dissolution of her organic solvents. Kinetic parameters of the process of dissolving and removing patterns of degradation products the polystyrene in the group of solvents depending on the type and amount of polystyrene were identified. The absence of surface defects of castings, reduction of roughness, increased their accuracy class in comparison to accepted technological regulations of the process of production, which reduced the cost of machined parts and increased utilization of expensive heat-resistant alloys were produced.

Ключевые слова. Жаропрочный сплав, керамические формы, растворяемая модель, пенополистирол, продукты деструкции, кинетические параметры.

Keywords. Heat-resistant alloy, ceramic mold, dissolve model, polystyrene, destruction products, kinetic parameters.

Введение, цели исследования

Важнейшие характеристики газотурбинных двигателей, в первую очередь КПД и ресурсные показатели, зависят от работоспособности рабочих лопаток компрессоров. Основным конструкционным материалом для такого рода деталей в современных агрегатах остаются многокомпонентные никелевые сплавы, для максимально возможной реализации жаропрочных свойств которых применяют как эффективное комплексное легирование, так и улучшение эксплуатационных характеристик литых деталей из них. Таким образом, задача повышения эффективности современных газотурбинных установок (ГТУ) требует решения как материаловедческих, так и технологических задач, связанных с процессами литья, в том числе формообразования при получении отливок [1, 2].

Известно, что технологическим приемом, позволяющим получать такие сложнопрофильные детали, как сопловые и рабочие лопатки ГТУ, является использование одноразовых оболочковых форм с выплавляемыми моделями (способ ЛВМ). Однако этот способ становится все менее эффективным по мере возрастания габаритов модели (от 400 мм и выше), например, для деталей современных энергетических наземных агрегатов, что связано с низкой (около 30 °С) температурой размягчения воскодержавшей модельной массой, ее значительной объемной и линейной усадкой.

Как показывает анализ научно-патентной литературы, технологической, экономической и экологической альтернативой воскодержавшим моделям могли бы стать одноразовые модели из полимерных материалов. Повышения размерной точности деталей и чистоты поверхности, снижения шероховатости можно достичь при применении литья в комплексно-модифицированные оболочковые формы с использованием растворимых моделей из вспененного полистирола (ППС).

Учитывая актуальность решения для развития отечественного газотурбостроения проблем, представленных выше, целью проводимых авторами статьи исследований является оптимизация процесса литья и изготовления форм по растворимым моделям из ППС при получении рабочих лопаток первых ступеней силовой турбины серийного агрегата ДГ80 из структурностабильного сплава типа СМ 88У-ВИ с повышенным содержанием активных тугоплавких элементов. Это требует, в свою очередь, повышения термической и химической стойкости керамической оболочки формы, что является также предметом многолетних совместных исследовательских разработок НПКГ «Зоря»-«Машпроект» (г. Николаев) и ФТИМС НАН Украины.

Состояние вопроса

Для достижения поставленной цели авторами проведен комплекс экспериментов для определения оптимальных температурно-временных параметров процесса растворения ППС-моделей (объемная скорость $V_{об}$, расходный коэффициент $K_{расх.}$) в зависимости от типа ППС и с учетом объема модели, а также наиболее полного удаления продуктов деструкции из оболочковых форм, одновременно решая задачу сохранения основных этапов технологического процесса изготовления форм, принятых для предприятий отрасли.

Следует отметить, что на предыдущих этапах работы для лопаток ГТД с равноосной структурой из сплавов серийных марок ЧС70ВИ, ЧС88ВИ авторами получены положительные результаты при опробовании процесса изготовления форм на основе корунда с растворимыми ППС-моделями, в том числе определены параметры кинетики растворения моделей толуолом, ацетоном, растворителями № 646, № 647 [3]. По комплексу показателей (скорость растворения, расходный коэффициент, возможность повторного применения, экономичность) наиболее приемлемым оказался растворитель № 646, однако по уровню предела допустимых концентраций (ПДК) (табл. 1) он достаточно токсичен. В работах [4, 5] было опробовано применение таких растворителей, как декалин и тетралин, которые, являясь эффективными растворителями ППС, по уровню ПДК и летучести (табл. 1) значительно более токсичны.

Т а б л и ц а 1. Сравнительная характеристика ряда растворителей

Наименование и химическая формула	Молекулярная масса	Плотность, г/см ³	Температура вспышки, °С	Температура кипения, °С	ПДК, мг/м ³	Летучесть по этиловому эфиру, %
Ацетон CH_3COOH_3	58,08	0,79	-18	56,1	200	2,1
Декалин $C_{10}H_{18}$	138,25	0,87	-40	185,5	100	175
Этанол C_2H_5OH	46	0,79	13	78,4	1000	8,3
Скипидар живичный $C_{10}H_{16}$	136	0,85–0,86	34	160	300	–
Тетралин $C_{10}H_{12}$	132,21	0,97	71,1	207,6	100	190
Уайт-спирит	–	0,77	33–36	147–200	300	40–60
Растворитель № 646 (основа толуол)	–	0,87	6	59	150	8–15

Исходя из указанных выше эмпирических данных и с учетом характеристик, приведенных в табл. 1, для проведения экспериментов были выбраны такие растворители, как живичный скипидар (ГОСТ 1571-82), технический скипидар (ТУ 13-0279856-74-87) и растворитель № 646 (ТУ У 24.3-00904996-004-2004).

Выбор объектов исследования и постановка экспериментов

Для проведения исследований на данном этапе при получении отливок были выбраны разрабатываемые в ФТИМС НАН Украины совместно с ГП НПКГ «Зоря»-«Машпроект» (г. Николаев) высокохромистые литейные сплавы на основе никеля марки СМ88У-ВИ (ХН57КВЮТМБРЛ-ВИ). Поскольку перепады температур по высоте лопатки в процессе эксплуатации достигают 250–270 °С (рис. 1), то для повышения структурно-фазовой стабильности отливки проведена оптимизация состава элементов дополнительного легирующего комплекса сплава.

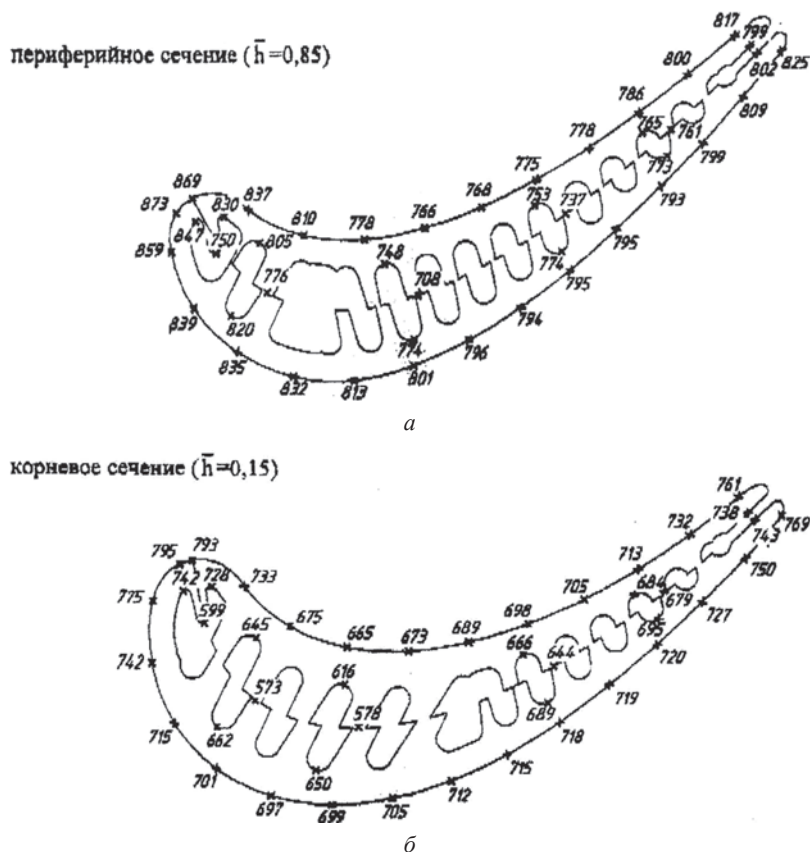


Рис. 1. Результаты расчета температурного состояния рабочей лопатки первой ступени компрессора высокого давления в двух сечениях по высоте: а – периферийное сечение лопатки ($\bar{h} = 0,85$); б – корневое сечение лопатки ($\bar{h} = 0,15$)

Как показали исследования, проведенные методом высокотемпературного дифференциального термического анализа (ВДТА) на установке ВДТА-8М с точностью 5 °С, сплав имеет более высокую температуру начала растворения упрочняющей γ' -фазы.

В качестве формовочной композиции оболочковых форм была взята огнеупорная смесь на основе микропорошка М10 электрокорунда белого марки 24А (ГОСТ 28818-90), модифицированная [6] порошками алюминия АСД-4 (ТУ 48-5-226-82) и кремния Кр-1 (ГОСТ 2169-69), а в качестве связующего – гидролизанный этилсиликат 40 (ТУ 2435-427-057 63441-2004). При изготовлении формы в качестве базовой технологии использовали регламент ТИ 260-424-91, принятый к серийному производству форм на предприятиях машиностроения, изготавливающих фасонные отливки по выплавляемым моделям для деталей ГТУ.

Для изготовления моделей были использованы марки пенополистирола различной плотности и прочности. Следует отметить, что в работе [3] авторами были получены результаты для пенополистирола плотностью 25 кг/м³, который для габаритов деталей, превышающих по высоте пера 350–400 мм, может не обеспечить достаточную прочность модели. Исходя из этого, для разного типоразмера лопаток целесообразно использовать ППС повышенной плотности и прочности, так называемый экструдированный ППС марки Styrodur С (Германия), плотность которого у разных производителей варьируется от 25 до 45 кг/м³. Сравнительные прочностные характеристики используемых в работе разных типов и марок ППС в зависимости от их плотности приведены в табл. 2.

Для проведения исследований использовали образцы нескольких типоразмеров из двух типов ППС. Модели изготавливали из пенополистирола марки ПСБ-25 (EPS-EN13163) по ДСТУ Б EN 13163-2013 плотностью 25 кг/м³ и из значительно более прочного (табл. 2) ППС (Styrodur С) марки 4000 CS (XPS СТО 72746455-3.3.1-2012) плотностью 35 кг/м³, имеющего однородную структуру из закрытых герметических ячеек, содержащих воздух. Этот тип ППС благодаря плотной структуре обеспечивает большую жесткость и пониженную шероховатость элементов модели, при этом является экологически чистым, так как при его производстве не используются фреоны.

Перед испытанием образцы измеряли не менее чем в трех точках с погрешностью не более 0,1 мм. Для взвешивания образцов с целью определения истинной плотности ρ (кг/м³) использовали весы лабо-

ракторные электронные 4-го класса модели ВЛ Э134 завода «Госметр» (г. Санкт-Петербург). Оптимальный расходный коэффициент растворителя выбирали исходя из результатов предыдущих опытов [3]: 1/3 объема растворителя к единице объема модели. Для каждого образца фиксировали время его полного растворения при весовом равенстве всех образцов и количественном постоянстве свежего растворителя при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Таблица 2. Характеристики разных марок ППС

Показатель	Тип пенополистирола					
	пенополистирол блочный, марки			Styrodur C, экструдированный, марки		
	ПСБ-15	ПСБ-25	ПСБ-35	2500 C	2800 C	4000 CS
Плотность, кг/м ³	до 15	от 15,1 до 25,0	от 25,1 до 35,1	25	30	35
Прочность на сжатие при 10%-ной линейной деформации, МПа	0,05	0,10	0,16	0,20	0,30	0,50

Согласно разработанной авторами методике, в экспериментальную установку-контейнер [7] с прозрачной стенкой помещали образцы ППС различной плотности и объема таким образом, чтобы их плоскости плотно прилегали к стенкам емкости, что имитировало «замкнутость» модели в форме. Растворитель заливали на верхнюю поверхность образцов с учетом выбора расходного коэффициента, определяющего соотношение «объем полости модели/объем растворителя». На прозрачную стенку установки наносили координатную сетку с ячейкой 20×20 мм, с помощью которой определяли продвижение фронта растворения с фиксацией на видеокамеру. Исследовано пять серий по три образца, за результат испытания принимали среднеарифметическое значение объемной скорости растворения $V_{об}$ (см³/мин).

Обсуждение результатов

Анализ результатов опытов и их математической обработки, представленных на гистограммах (рис. 2, 3) (длительность растворения, объемная скорость) для разных типов ППС и видов растворителя, показывает, что для обоих типов ППС при мелкосерийном производстве возможно использование более экологичного живичного или технического скипидара, которые характеризуются малой скоростью, но высоким ПДК, однако более экономически выгодным является применение последнего. Для крупносерийного производства, учитывая высокую скорость растворения, более экономичным будет применение растворителя № 646.

Тепловое движение полимерных цепей и звеньев в связи с увеличением температуры усиливает диффузионные явления в системе полимер-растворитель, а, значит, и повышает растворимость ППС. Через определенные равные промежутки времени (0,5–3 мин) отмечали фронт проникновения растворителя и фронт полного растворения образцов по координатной сетке, предварительно нанесенной на прозрачные стенки емкости с образцом модели.

Важным показателем для эффективности протекания процесса растворения является выбор расходного коэффициента, определяющего соотношение «объем модели/объем растворителя». Для проведения экспериментов были выбраны значения коэффициентов 5, 3, 2, 1. Среди опробованных растворителей

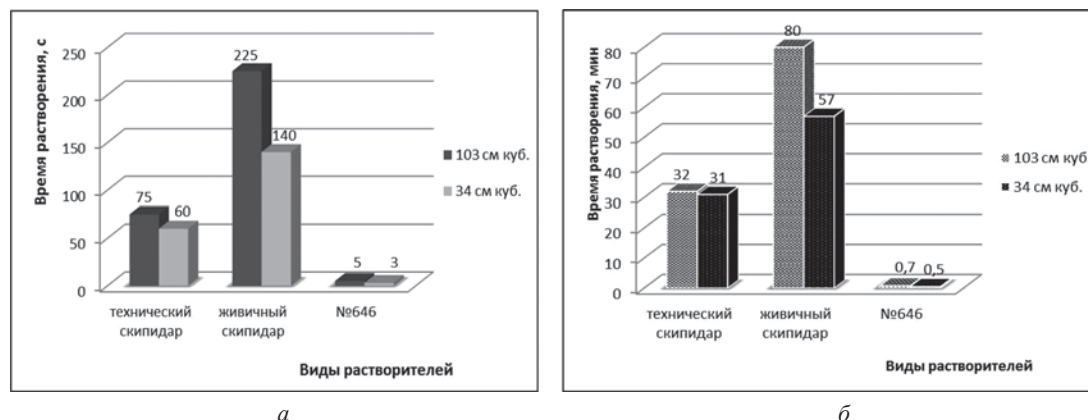


Рис. 2. Зависимость времени растворения ППС различных типов от видов растворителя: а – блочный ППС, $\rho = 25\text{ кг/м}^3$; б – экструдированный ППС, $\rho = 35\text{ кг/м}^3$

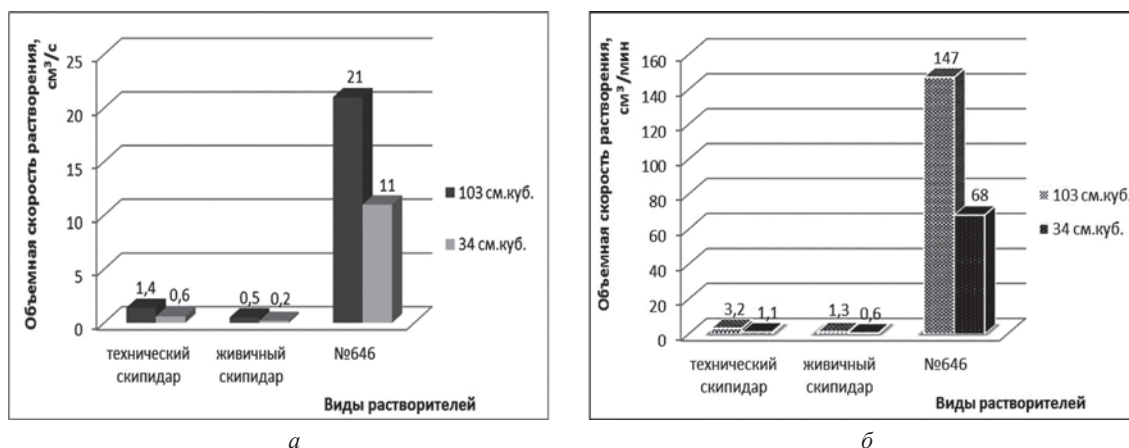


Рис. 3. Зависимость объемной скорости растворения ППС от видов растворителя: а – блочный ППС, $\rho = 25 \text{ кг/м}^3$; б – экструдированный ППС, $\rho = 35 \text{ кг/м}^3$

наиболее приемлемым по комплексу показателей (экономичность, время растворения, коэффициент использования, экологичность) оказался растворитель № 646.

После проведения натурных экспериментов на формах определили, что за счет избытка растворителя при расходном коэффициенте 5 и 3 может наблюдаться осыпание внутреннего облицовочного слоя, что естественно снижает прочность формы. Оптимальным соотношением для форм объемом 1000–1500 см³ оказались расходные коэффициенты 1–2, для форм объемом 3000 см³ – коэффициенты 2–3, выбор значений которых зависит от конфигурации отливки, определяющей площадь реакционной поверхности.

Эксперименты показали, что особенности растворения блочного ППС состоят в том, что в начальной стадии растворения жидкость проникает в открытые поры и наблюдается некоторая степень разрыхления в гранулах ППС, вызванная уменьшением его объема и постепенно увеличивающаяся до полного распада на отдельные ячейки: происходит в некоторой степени принудительное проникновение (всасывание) растворителя в объем гранул до полного их растворения, т. е. диффундированный таким образом растворитель интенсивно разрушает стирольные стенки ячеек и на последнем этапе растворения происходит «супербыстрый» распад пенополистирола.

Наблюдение в ходе экспериментов за особенностями растворения экструдированного ППС, отличающегося более плотной микроструктурой и отсутствием отдельных ячеек (гранул), а следовательно, и макропор между ними, которые могут служить траекториями быстрого проникновения растворителя, показало снижение скорости растворения (деструкции) в среднем в 20–30 раз (рис. 3) по сравнению с блочным ячеистым ППС.

На втором этапе работы в керамические формы на основе корунда, полученные после растворения моделей, произвели заливку расплава в вакуумно-индукционной печи УППФ-2 (Россия, г. Ржев). Проанализировали качество полученных отливок с точки зрения газонасыщения (рис. 4) и дефектов поверхностного слоя в зоне контакта металл-форма, что дало возможность оценить полноту удаления продуктов деструкции модели предложенным способом. Приведенные на гистограмме (рис. 4) данные свидетельствуют о том, что полученные разрабатываемым методом удаляемых ППС-моделей отливки имеют минимальный уровень загрязнений приповерхностной зоны, сравнимый со значениями, не превышающими уровень, допустимый регламентными отраслевыми документами для отливок аналогичного назначения.

Выполненные исследования показали, что образующийся вязкий гель полностью пропитывает облицовочные слои формы. На воздухе гель затвердевает и со временем практически полностью застывает, превращаясь в прозрачную массу – результат химического взаимодействия пенополистирола с растворителем. Термический отжиг оболочки с жидким гелем по режиму $T_{\text{прокалки}} = 450\text{--}650 \text{ }^\circ\text{C}$ приводил к оседанию на внутренних поверхностях формы продуктов термического разложения гелеобразной фракции.

После заливки металла в такие формы по границе контакта металл-форма наблюдалась значительная по толщине зона газовой пористости (до 100 мкм), причиной чего являлось интенсивное газовыделение в момент заливки металла. Этот недостаток был устранен за счет изменения конструкции форм,

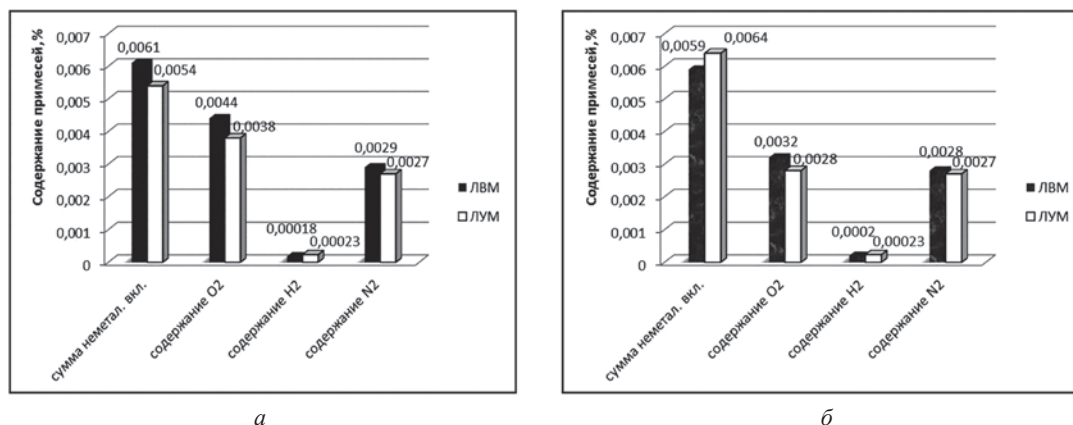


Рис. 4. Сравнительная характеристика чистоты приповерхностной зоны (по содержанию газов) в отливках, полученных методом ЛВМ и ЛУМ: *а* – для жаропрочного сплава; *б* – для стали 12Х18Н10Т

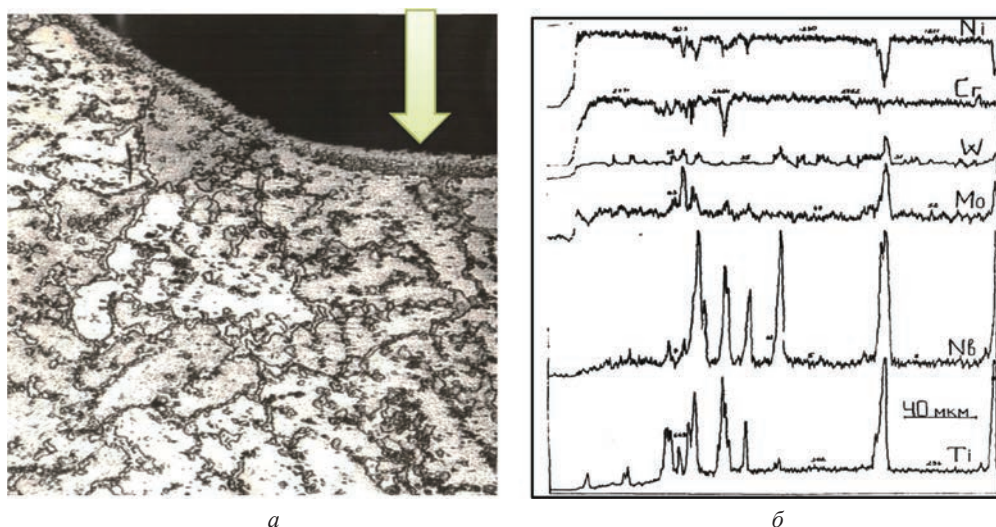


Рис. 5. Распределение легирующих элементов вдоль зоны сканирования отливки (МРСА, микроанализатор JXA8600 фирмы JEOL): *а* – фрагмент микроструктуры литой детали из жаропрочного сплава CM 88Y-BI; *б* – кривые распределения легирующих элементов (Ni, Cr, W, Mo, Nb, Ti). *а* – $\times 500$

а именно: на дне формы были установлены промывники, давшие возможность полностью удалить гелеобразную фракцию даже при однократной процедуре промывки растворителем № 646. Затем проводили двухэтапное просушивание форм: 48 ч на воздухе при $T = 20^\circ\text{C}$ с последующей сушкой 3 ч при $T = 300^\circ\text{C}$ в термической печи типа СВЕН. Высокотемпературную термообработку проводили при $T = 900^\circ\text{C}$, 6 ч на воздухе в той же термической печи без промежуточного охлаждения. Визуальный осмотр оболочек (10 шт.) и последующее использование форм для заливки жаропрочным сплавом показали высокую трещиностойчивость и прочность форм.

Проведенные металлографический и микрорентгеноспектральный анализы показали значительное уменьшение (с 80 до 20 мкм) глубины контактной зоны металл-форма, не обнаружено обеднения основными легирующими элементами – алюминием, кобальтом, никелем, хромом, вольфрамом, молибденом, титаном, ниобием, практически не наблюдается дефектов приповерхностного слоя в виде зоны газовой пористости (рис. 5).

Отсутствие поверхностных дефектов отливки позволило снизить затраты на механическую обработку деталей. Из залитых 10 форм разного объема растрескивание обнаружили у одной в области перехода стояк-чаша. В последующем выявленный недостаток предполагается устранить за счет увеличения количества облицовочных слоев или введением модификаторов в формовочную смесь [6].

С целью дальнейшей корректировки режимов технологического процесса в настоящее время предполагается провести работы по улучшению чистоты поверхности отливки путем дополнительного нанесения слоя воскоподобной модельной массы на пенополистироловую модель.

Точность отливок, полученных по оптимизированному процессу, повышена в среднем на один класс (по некоторым измеряемым параметрам даже выше). Обосновать это можно тем, что, во-первых, усадка

моделей из пенополистирола составляет всего 0,03–0,04%, значит, размеры моделей максимально приближены к рабочим размерам пресс-форм, что существенно влияет на точность отливок. Во-вторых, огнеупорные оболочки, получаемые из комплексно-модифицированной керамики, значительно прочнее оболочек, изготовленных по стандартному регламенту для ЛВМ, а значит, и более стабильны по геометрическим размерам. Эти факторы, очевидно, и явились причиной существенного повышения точности литья в новом процессе. С литой поверхности в 5–6 разных участках на профилографе-профилометре снимали профилограммы в различных направлениях, на основании которых анализировали изменение шероховатости, а также с прибора показания значений геометрических характеристик, т. е. среднее арифметическое отклонение профиля соответственно 5,96–16,32 мкм (формы по растворяемым моделям) и 7,09–18,6 мкм (формы по ЛВМ).

Полученные результаты позволяют сделать благоприятные выводы о возможности достаточно полного удаления продуктов деструкции ППС-модели, предложенным способом литья по удаляемым моделям (ЛУМ) методом растворения и получить отливку с более низкими показателями шероховатости, повышением класса чистоты в сравнении с данными по аналогичным отливкам, полученным принятым на предприятиях отрасли методом ЛВМ.

Литература

1. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
2. Репях С. И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. Днепропетровск: Лира ЛТД, 2006. 1056 с.
3. Шинский О. И., Максютя И. И., Нейма А. В. Особенности применения растворяемых пенополистироловых моделей для получения сложнопрофильных деталей ГТД // Металл и литье Украины. 2013. № 9. С. 14–18.
4. Тупчиенко В. И. Разработка и внедрение новых направлений процесса литья по растворяемым пенополистироловым моделям: Дис. ... канд. техн. наук. Краматорск, 1984. 224 с.
5. Мандрик Е. А., Тупчиенко В. И., Апанасенко Е. А. Совершенствование метода точного литья по растворяемым пенополистироловым моделям // Прогрессивные методы получения отливок. Нижний Новгород, 1983. С. 33–35.
6. Пат. № 82603, Украина, МПК (2006) B22C 9/10 C04B 35/04 (2008.01), C04B 35/10. Смесь для изготовления литейных стержней / В. М. Симановский, Ю. Г. Квасницкая, О. И. Шинский, И. И. Максютя, М. О. Сушков, В. Г. Сфимова. Оpubл. 25.04.2008 р, Бюл. № 8.
7. Шинский О. И., Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Нейма А. В., Михнян Е. В. Кинетика растворения пенополистироловых моделей при способе литья в оболочковые формы // Процессы литья. 2014. № 4. С. 40–48.

References

1. Kablov E. N. *Litye lopatki gazoturbinnih dvigatelej: splavy, tehnologii, pokrytija* [Cast vanes of gas turbine engines: Alloys, Technologies, Coatings]. 2nd ed. Moscow, Nauka Publ., 2006. 632 p.
2. Repjakh S. I. *Tehnologicheskie osnovy lit'ja po vyplavljaemym modeljam* [Technological basics of investment casting]. Dnepropetrovsk, Lira LTD Publ., 2006. 1056 p.
3. Shinskij O. I., Maksjuta I. I., Nejma A. V. Osobennosti primenenija rastvorjaemyh penopolistirolovyh modelej dlja poluchenija slozhnoprofil'nyh detalej GTD [Features of the application of soluble cellular polystyrene models for getting complex GTE parts]. *Metall i lit'e Ukrainy – Metal and casting of Ukraine*, 2013, no. 9, pp. 14–18.
4. Tupchienko V. I. *Razrabotka i vnedrenie novyh napravlenij processa lit'ja po rastvorjaemym penopolistirolovyh modeljam*: Diss. kand. tehn. nauk [Development and implementation of the new directions of the casting process for the dissolved cellular polystyrene models. Cand. techn. sci. diss.]. Kramatorsk, 1984. 224 p.
5. Mandrik E. A., Tupchienko V. I., Apanasenko E. A. Sovershenstvovanie metoda tochnogo lit'ja po rastvorjaemym penopolistirolovyh modeljam [Improvement in the method of precision casting of dissolved cellular polystyrene models]. *Sbornik trudov «Progressivnye metody poluchenija otlivok»* [Proc. «Progressive methods of producing castings»]. Nizhnij Novogorod, 1983, pp. 33–35.
6. Simanovskij V. M. e. a. *Smes' dlja izgotovlenija litejnyh keramicheskikh sterzhnej* [A mixture for producing casting ceramic rods]. Patent UA, no. 82603, 2008.
7. Shinskij O. I., Maksjuta I. I., Kvasnickaja Ju. G., Nejma A. V., Mihnjjan E. V. Kinetika rastvorenija penopolistirolovyh modelej pri sposobe lit'ja v obolochkovye formy [Dissolution kinetics of polystyrene models for the method of casting in shell molds]. *Processy lit'ja = Casting process*, 2014, no. 4, pp. 40–48.



УДК 621.74

Поступила 25.12.2015

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СОСТАВОВ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ КРАСОК IMPROVEMENT OF THE COMPOSITION OF NONSTICK COLORS

О. С. КОМАРОВ, Б. М. НЕМЕНЕНОК, Е. В. РОЗЕНБЕРГ, Т. Д. КОМАРОВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: komarov_metolit@tut.by

O. S. KOMAROV, B. M. NEMENJONOK, E. V. ROZENBERG, T. D. KOMAROVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: komarov_metolit@tut.by

Изучена возможность повышения твердости (прочности) противопригарной краски на основе дистен-силиманита и лигносульфаната в качестве связующего за счет добавки алюмината натрия и полиэтиленгликоля (ПЭГ-200). Установлено, что добавка этих веществ способствует повышению прочности для первого в диапазонах температур 130–1200 °С, а для второго – только после сушки.

Показано, что для дистен-силиманита и циркона ($ZrSiO_4$) эти вещества обеспечивают высокую прочность и в качестве самостоятельных связующих. Но для красок на основе Al_2O_3 их применение не эффективно.

The possibility of increasing the hardness (strength) nonburning-on coatings based on distensilimonita and lingosulfanata as binding by the addition of sodium aluminate and polyethylene glycol (PEG-200) was usearched. It was found that addition of these substances enhances strength for the first one temperature ranges 130–1200 °C, and for the second one – only after drying.

It is shown that for distensilimonita zircon ($ZrSiO_4$) these substances provide high strength and as separate binders. But for paints based on Al_2O_3 their use is not efficient.

Ключевые слова. Противопригарное покрытие, связующее, алюминат натрия, полиэтилен гликоль, прочность покрытия.

Keywords. Nonburning-on coating, binding, sodium aluminate, polyethylene glycol, strength coating.

Целью проведенных исследований по совершенствованию состава литейных противопригарных красок являлся поиск вторичных ресурсов (отходов), добавка которых в состав существующих красок повысит их качество, или использование которых в качестве самостоятельных связующих позволит создать новые противопригарные покрытия.

Анализ существующих на предприятиях РБ отходов показал, что потенциальными связующими могут быть алюминат натрия и ПЭГ-200. Первый образуется при полировке алюминиевых отражателей в расплаве NaOH. Второй служит носителем для порошка карбида кремния при распиливании слитков полупроводникового кремния.

На первом этапе работы исследовали влияние добавок этих отходов в состав базовой краски УПП «Универсал-Лит», связующим в которой является лигносульфанат. В состав краски вводили отходы ПЭГ-200 или раствор $NaAlO_2$ в количестве 1–4%. Алюминат натрия добавляли в краску в виде 50%-ного водного раствора.

Критерием оценки влияния добавок на свойства краски служила ее твердость после сушки при 130 °С и прокали при 400, 900 и 1200 °С. Твердость измеряли в соответствии с методикой, приведенной в работе [1]. Результаты замеров твердости для добавок ПЭГ-200 и $NaAlO_2$ приведены на рис. 1, 2. Как следует из рисунков, добавка ПЭГ-200 не оказала заметного влияния на твердость краски после прокали при высоких температурах. Это естественно, так как нагрев свыше 400 °С приводит к деструкции лигносульфаната и полиэтиленгликоля. Повышение твердости после прокали при 1200 °С связано со спеканием дистен-силиманита легкоплавкими примесями, например, глиной, добавляемой с целью повышения вязкости.

Наоборот, добавка алюмината натрия повышала твердость краски после сушки и прокали тем в большей степени, чем больше величина добавки. Такой характер его влияния объясняется тем, что после деструкции лигносульфаната (400 °С) он берет на себя функции связующего (см. рис. 1).

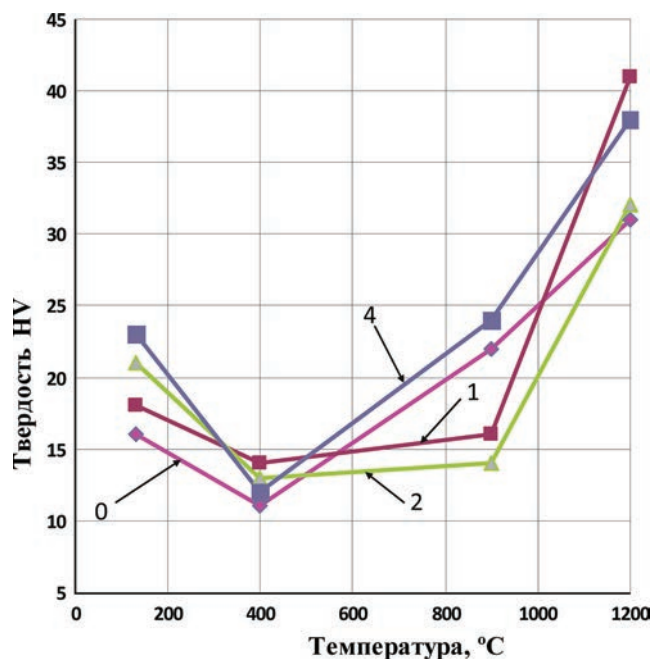


Рис. 1. Влияние температуры нагрева краски с добавкой ПЭГ-200 на ее твердость: 0 – без добавки; 1, 2, 4 – % добавки ПЭГ-200

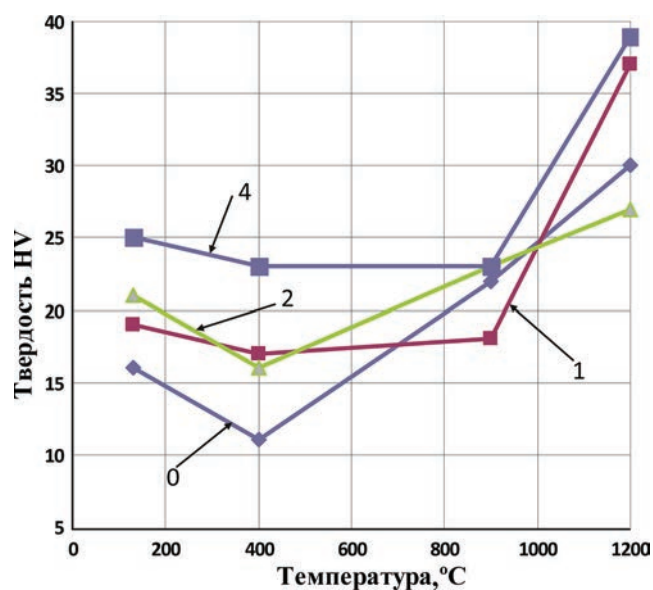


Рис. 2. Влияние температуры нагрева краски с добавкой NaAlO_2 на ее твердость: 0 – без добавки; 1, 2, 4 – % добавки NaAlO_2

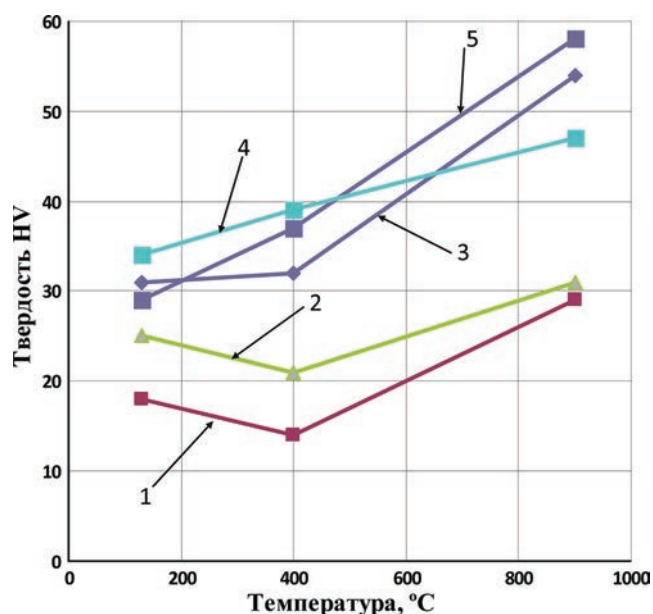


Рис. 3. Влияние добавки NaAlO_2 и ПЭГ-200 на ее твердость краски литейного цеха № 3 ОАО «МТЗ»: 1 – исходная краска МТЗ; 2 – с добавкой 3% ПЭГ-200; 3 – с добавкой 3% NaAlO_2 и 2% ПЭГ-200; 4 – с добавкой 5% NaAlO_2 и 2% ПЭГ-200; 5 – с добавкой 4% NaAlO_2

Проверку достоверности упрочнения краски на основе дистен-силиманита и лигносульфаната проводили на краске литейного цеха ОАО «МТЗ». Результаты экспериментов приведены на рис. 3. Как и в предыдущем случае (рис. 1, 2), добавка NaAlO_2 и ПЭГ-200 существенно повысили твердость краски во всем диапазоне исследованных температур. Характерно, что добавка NaAlO_2 обеспечивает стабильный рост твердости по мере повышения температуры.

На втором этапе исследовали возможность использования смеси алюмината натрия и ПЭГ-200 в качестве самостоятельного связующего. В качестве огнеупорного наполнителя использовали дистен-силиманит, порошок Al_2O_3 и ZrSiO_4 . Варианты соотношения связующих для различных опытов приведены в табл. 1.

На рис. 4 приведено изменение твердости огнеупорного покрытия после сушки при 130 °C и прокалики при 400, 900 и 1300 °C для дистен-силиманита в качестве огнеупорного наполнителя. Из рисунка видно, что добавка NaAlO_2 обеспечивает высокую

Таблица 1. Варианты соотношений связующих для различных наполнителей

Номер опыта	Состав краски, %				
	основа	ПЭГ	NaAlO_2	глина	ЛСН
21	50ДСМ	–	5	1	–
22	50ДСМ	1	5	1	–
23	50ДСМ	2	5	1	–
24	50ДСМ	3	–	1	–
25	50ДСМ	4	1	1	–

Номер опыта	Состав краски, %				
	основа	ПЭГ	NaAlO ₂	глина	ЛСН
26	50ДСМ	5	2	1	—
33	70ZrSiO ₄	—	—	1	3
34	70ZrSiO ₄	—	5	1	—
35	70ZrSiO ₄	1	5	1	—
36	70ZrSiO ₄	2	5	1	—
37	70ZrSiO ₄	5	—	1	—
38	70ZrSiO ₄	5	1	1	—
39	70ZrSiO ₄	5	2	1	—

Примечание: ДСМ – дистен-силиманит, ЛСН – лигносульфанат.

твердость при всех температурах независимо от дополнительной добавки ПЭГ-200. Для опытов № 22, 23 и 25 значения твердости после прокалики при 1300 °С указаны цифрами над верхним контуром рис. 4.

Изменение твердости после сушки и прокалики при различных температурах и разных соотношениях связующих компонентов для случая применения в качестве огнеупорного наполнителя ZrSiO₄ представлено на рис. 5, из которого следует, что краска на этом наполнителе изначально более твердая по сравнению с дистен-силиманитом. Наилучшие результаты независимо от температуры прокалики получены в случае использования в качестве связующего NaAlO₂ (опыты 34–36). Добавка ПЭГ-200 к NaAlO₂ способствует росту твердости (опыты 35 и 36). Лигносульфанат (опыт 33) обеспечивает хорошую твердость после сушки, но она резко уменьшается после прокалики при 400 °С и выше. ПЭГ-200 в качестве связующего не обеспечивает необходимой твердости (опыт 37), но добавка к нему 1–2% NaAlO₂ изменяет ситуацию (опыты 38, 39). В связи с растрескиванием и скалыванием краски при нагревании до 1300 °С удалось замерять твердость только для опыта № 36.

Использование Al₂O₃ в качестве огнеупорного наполнителя и связующих ПЭГ-200 и NaAlO₂ не дало положительных результатов (табл. 2). Краска плохо схватывалась с корундовой подложкой, имела невысокую твердость после сушки и рассыпалась после прокалики при 900 °С.

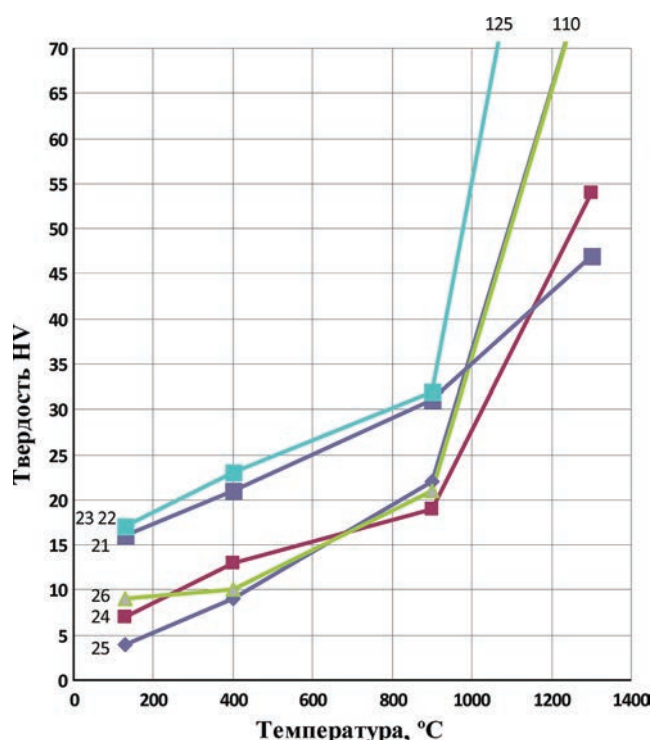


Рис. 4. Изменение твердости по мере увеличения температуры при различных соотношениях связующих для дистен-силиманита: 23, 22, 21, 26, 24, 25 – номера опытов

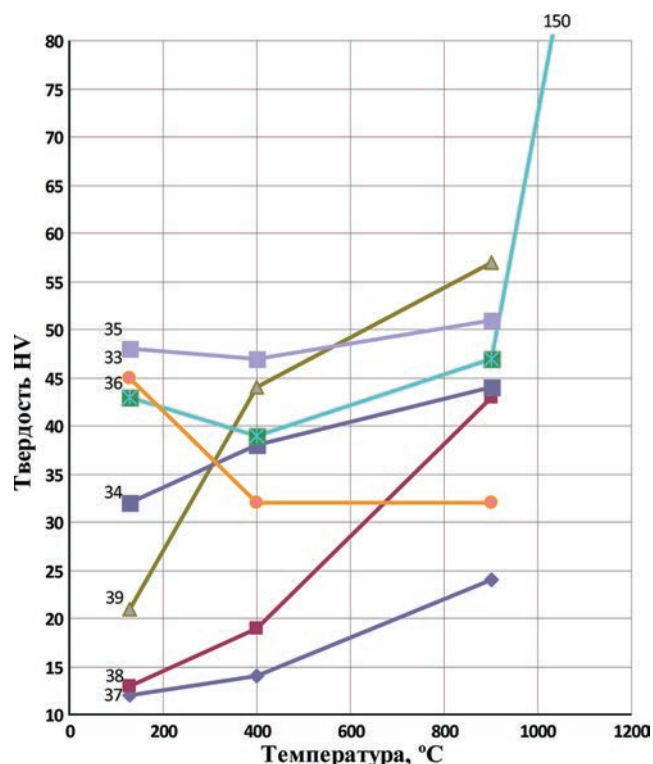
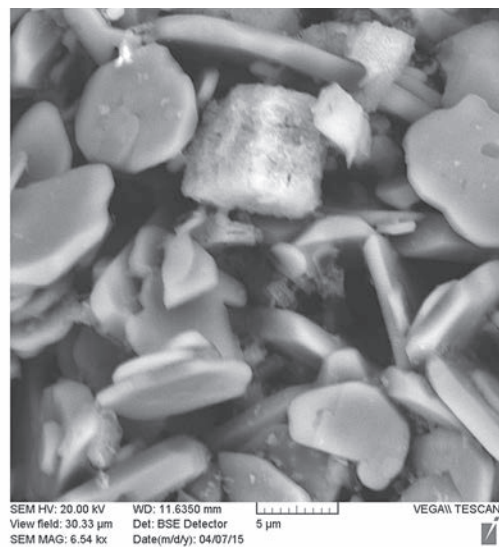
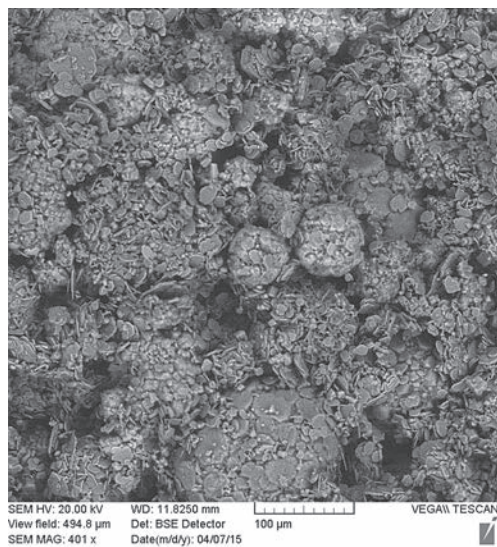
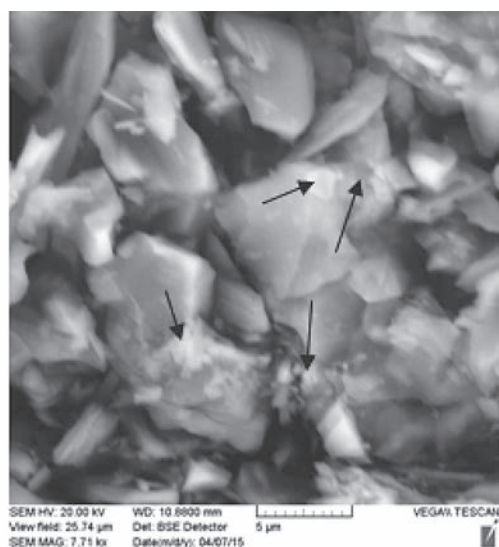
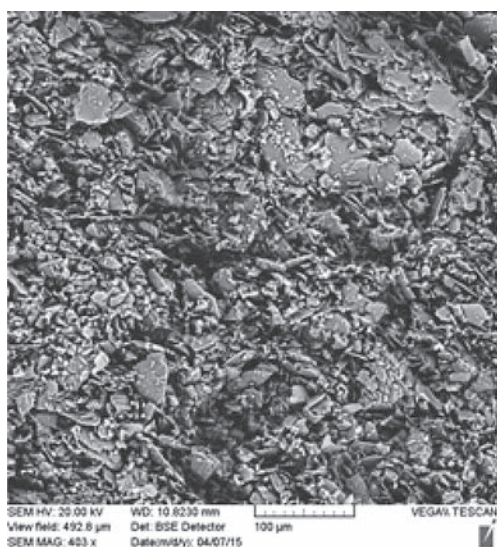


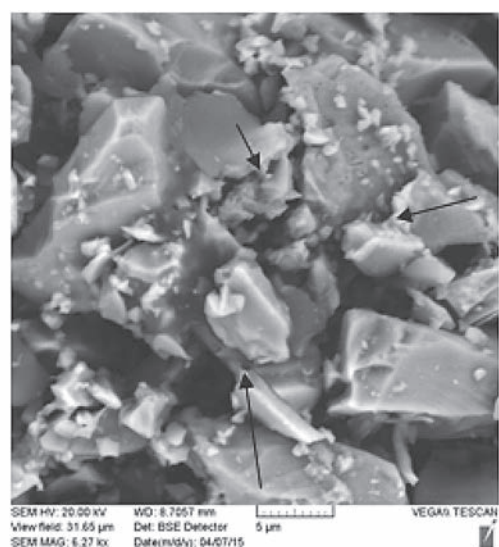
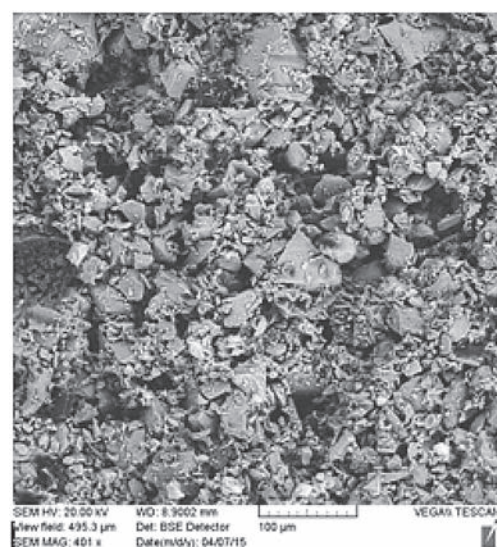
Рис. 5. Изменение твердости по мере увеличения температуры прокалики при различных соотношениях связующих для ZrSiO₄: 35, 33, 36, 34, 39, 38, 37 – номера опытов



a



б



в

Рис. 6. Структура краски после выдержки при 1300 °C: *a* – на основе Al_2O_3 ; *б* – на основе $\text{Al}_2\text{O}_3 \times \text{SiO}_4$; *в* – на основе ZrSiO_4

Таблица 2. Влияние добавок ПЭГ-200 и NaAlO_2 на твердость краски на основе $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ после прокалики при различных температурах

Номер опыта	Состав, %				Твердость HV после нагрева до t , °C			Примечание
	Al_2O_3	NaAlO_2	ПЭГ	глина	130	400	1300	
27	50	2	5	1	—	—	—	Нет прочности и связи с подложкой
28	50	5	—	1	8,7	—	—	Нет прочности и связи с подложкой
29	50	5	1	1	7,5	12,1	—	Нет связи с подложкой
30	50	—	5	1	8,0	21,3	—	Осыпалась, нет прочности
31	50	1	5	1	7,8	15,1	—	Осыпалась, нет прочности
32	50	2	5	1	7,2	13,5	—	Разваливается, нет связи с подложкой

С целью выяснения причины отсутствия прочности у краски на основе глинозема (Al_2O_3) исследовали структуру красок на основе Al_2O_3 ; ZrSiO_4 и $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_4$ (дистен-силиманита) после прокалики при 1300 °C (рис. 6). В отличие от красок на основе ZrSiO_4 и $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_4$ структура краски на основе глинозема состоит из отдельных конгломератов (рис. 6, а), образовавшихся в процессе осаждения $\text{Al}(\text{OH})_3$ из пересыщенного раствора алюмината натрия, что хорошо заметно при небольшом увеличении. При большом увеличении выявляется однородная структура конгломерата, состоящая из пластинок одинаковых размеров. Выдержка при 1300 °C не привела к образованию мостиков, соединяющих отдельные пластины. В то же время выдержка красок на основе ZrSiO_4 и $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_4$ (рис. 6, б, в) привела к образованию мостиков (отмечены стрелками) между отдельными зернами. Сама зерновая структура в обоих случаях характеризуется неоднородностью размеров отдельных частиц. Остается невыясненной причина отсутствия проникновения крепителя в конгломераты Al_2O_3 , в результате чего исключается связь между частицами при низких температурах и спекание частиц при высоких.

Выводы

Установлено, что небольшие добавки алюмината натрия во всем диапазоне исследованных температур способствуют росту твердости, а следовательно, и прочности противопригарных красок на базе дистен-силиманита и лигносульфаната. Добавка ПЭГ-200 повышает прочность только после сушки краски. Кроме того, показано, что NaAlO_2 и ПЭГ-200 могут выступать в качестве самостоятельных связующих для дистен-силиманита и циркона (ZrSiO_4).

Литература

1. Комаров О. С., Барановский К. Э., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д. Методика определения прочности противопригарных красок // Литье и металлургия. 2014. № 4. С. 31–33.

References

1. Komarov O. S., Baranovskij K. Je., Rozenberg E. V., Komarova T. D. Metodika opredelenija prochnosti protivoprigarnyh krasok [Method of determining the strength of nonstick colors]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 31–33.



УДК 621.74

Поступила 25.12.2015

АЛЮМИНАТ НАТРИЯ В ЛИТЕЙНЫХ КРАСКАХ SODIUM ALUMINATE IN CASTING PAINTS

О. С. КОМАРОВ, Б. М. НЕМЕНЕНОК, Е. В. РОЗЕНБЕРГ, Т. Д. КОМАРОВА, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: komarov_metolit@tut.by

O. S. KOMAROV, B. M. NEMENJONOK, E. V. ROZENBERG, T. D. KOMAROVA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: komarov_metolit@tut.by

Сравнительные эксперименты показали, что алюминат натрия может быть успешно использован в качестве модифицирующей добавки в литейные краски на основе дистен-силиманита и лигносульфоната, а также в качестве связующего для кокильных красок на основе графита.

Comparative researches showed that sodium aluminate can be successfully used as a modifying addition into the foundry paints on the basis disthen-sillimanite and lignosulfonate, as well as the binder for the chill mould paints based on graphite.

Ключевые слова. Литейные краски, прочность, противопригарность, алюминат натрия, полиэтиленгликоль, отбел.

Keywords. Casting paints, strength, antiadhesivity, sodium aluminate, polyethyleneglycol, chill.

В работах [1, 2] приведены результаты исследований по взаимодействию связующих (лигносульфоната, жидкого стекла, полиэтиленгликоля (ПЭГ) и алюмината натрия) с различного рода огнеупорными наполнителями, результатом которых явились рекомендации по возможности использования алюмината натрия (NaAlO_2) и отработанного полиэтиленгликоля (ПЭГ-200) в качестве связующих литейных красок. Возможны два направления их применения. Первое заключается в добавке к существующим краскам на основе дистен-силиманита полиэтиленгликоля и алюмината натрия, которые улучшают прочностные свойства краски со связующим лигносульфонатом. Такие краски применяются на УПП «Универсал-Лит» (г. Солигорск), ОАО «МТЗ» и других заводах. Второе направление – это использование алюмината натрия в качестве связующего для красок на основе графита, которыми покрывается рабочая поверхность кокилей для чугунных отливок (ОАО «Слуцкий завод «Эмальпосуда», ОАО «Лидский литейно-механический завод»).

Качество краски определяется не только ее прочностью, но и хорошей адгезией к поверхности форм и высокой противопригарностью, т. е. способностью не сплавляться и не спекаться с поверхностью отливки. Для проверки этих свойств на поверхность стержневой формы (песок и жидкое стекло) наносили краску, применяемую на УПП «Универсал-Лит», и эту же краску, но с добавкой 1% ПЭГ и 2% алюмината натрия. После сушки методом царапания оценивали прочность сцепления краски с поверхностью формы. Внешний вид окрашенных форм показан на рис. 1. Позиция «а» соответствует форме с заводской краской, а позиция «б» – форме с заводской краской и модифицирующими добавками. Субъективная оценка прочности сцепления краски с формой выявила лучшую сцепляемость краски с добавкой ПЭГ и алюмината натрия.

Анализ состояния поверхности полученных в этих формах отливок показал, что отливка, полученная в форме с модифицированной краской, имеет более чистую поверхность (рис. 2).

Проведенный эксперимент подтвердил полученные ранее результаты о том, что краски на основе дистен-силиманита с лигносульфонатом в качестве связующего могут быть улучшены добавкой ПЭГ и алюмината натрия.

Второе направление использования алюмината натрия заключается в замене им жидкого стекла в составе кокильных красок. Ранее было показано, что алюминат натрия обеспечивает более высокий уровень прочности краски при температуре свыше 600 °С [1]. За основу взята краска, используемая на



Рис. 1. Внешний вид форм: *а* – заводская краска; *б* – краска с добавкой



Рис. 2. Внешний вид торцевой поверхности отливок: *а* – краска с добавкой; *б* – заводская краска

ОАО «Слуцкий завод «Эмальпосуда», где на кокиль наносят два слоя краски. Нижний слой, прилегающий к рабочей поверхности кокиля, состоит из белой сажи и алюмохромфосфата в качестве связующего. Верхний слой наносится на нижний и состоит из графита и жидкого стекла.

Прежде чем приступить к сравнительным экспериментам по оценке качества получаемых отливок, необходимо было оценить прочность сцепления красок с алюминатом натрия с поверхностью кокилей. Для этого на нагретую до 240–260 °С стальную пластину наносили краски различного состава:

№ 1–12% графита; 10% Al_2O_3 ; 5% $NaAlO_2$; вода – остальное.

№ 2–12% графита; 5% $NaAlO_2$; вода – остальное.

№ 3–12% графита; 10% дистен-силиманита; 5% $NaAlO_2$; вода – остальное.

Субъективно методом царапания острым предметом оценивали прочность самого покрытия и его сцепления с пластиной. Хорошую прочность сцепления с поверхностью пластины показали все краски. Наилучшую внутреннюю прочность наблюдали в краске № 1, но краска № 2 имела большую толщину покрытия. Для краски № 3 она была минимальной.

На следующем этапе, на кокиле для ступенчатой пробы на отбел оценивали возможность замены верхнего слоя на краску с алюминатом натрия и обоих слоев на эту краску. С этой целью кокиль разделили на две части с линией раздела по продольной оси и справа наносили слой краски того же состава, что и на ОАО «Слуцкий завод «Эмальпосуда» (белая сажа + алюмохромфосфат), а затем слой красок на основе графита со связующим алюминатом натрия. Слева от оси наносили два слоя краски, состоящей из графита и $NaAlO_2$. Заливка кокиля чугуном позволила оценить влияние состава краски на чистоту поверхности отливки. Разницы между левой и правой частью отливки замечено не было. Не наблюдали различия и по величине отбела в разных частях пробы.



Рис. 3. Отливки в кокиле: *а* – кокиль после извлечения отливки; *б* – внешний вид отливки

Теплоизолирующую способность краски и, в конечном итоге, ее влияние на глубину отбела при производстве отливок из серого чугуна более показательно и достоверно оценивать по клинковым пробам. Внешний вид отливок, полученных в кокиль для проб на отбел, приведен на рис. 3. При получении отливки № 1 поверхность кокиля окрашивали в соответствии с технологией, принятой на ОАО «Слуцкий завод «Эмальпосуда». На очищенную поверхность кокиля, разогретого до 240–250 °С, наносили с помощью пульверизатора внутренний слой краски, состоящей из белой сажи и алюмохромфосфата в качестве связующего. Наружный слой краски, состоящей из графита и жидкого стекла, наносили сверху внутреннего.

При получении отливки № 2 внутренний слой также состоял из белой сажи и алюмохромфосфата, а на



Рис. 4. Внешний вид отливок

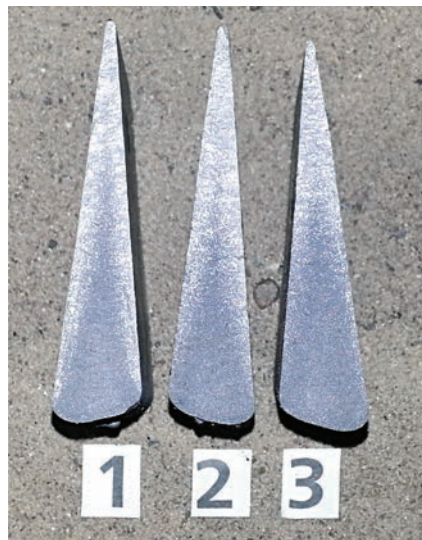


Рис. 5. Отбел в пробах: 1–3 номер пробы

ружный – из графита и алюмината натрия. При изготовлении отливки № 3 оба слоя состояли из графита, алюмината натрия, 1% глины и воды.

Плавку серого чугуна состава 3,32% C; 2,1% Si; 0,6% Mn; 0,05% S; 0,07% P проводили в силитовой печи в шамотном тигле из заранее приготовленных заготовок, полученных из чугуна одной плавки.

Как следует из рис. 4, существенной разницы по чистоте поверхности не наблюдалось. Сравнение изломов клиновых проб показало (рис. 5), что в первых двух отливках глубина отбела практически одинакова, а в третьей пробе даже несколько меньше.

Выводы

Проведенные эксперименты подтвердили, что алюминат натрия может быть успешно использован в качестве модифицирующей добавки в краску на основе дистен-силиманита и лигносульфаната с целью повышения ее прочности, а также в качестве связующего в графитовую кокильную краску.

Литература

1. Комаров О. С., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д., Барановский К. Э. Поиск составов литейных красок // Литье и металлургия. 2014. № 4. С. 28–30.
2. Комаров О. С., Немененок Б. М., Розенберг Е. В., Комарова Т. Д. Совершенствование составов противопригарных красок // Литье и металлургия. 2016. № 1. С. 53–57.

References

1. Komarov O. S., Rozenberg E. V., Komarova T. D., Baranovskij K. Je. Poisk sostavov litynyh krasok [Search of compositions for casting paints]. *Lit'ie i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 28–30.
2. Komarov O. S., Nemenjonok B. M., Rozenberg E. V., Komarova T. D. Sovershenstvovanie sostavov protivoprigarnykh krasok [Improvement of the composition of nonstick colors]. *Lit'ie i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2016, no. 1, pp. 53–57.



УДК 669.771

Поступила 21.01.2016

КРИТЕРИИ ЭФФЕКТИВНОСТИ СЛИТТИНГ-ПРОЦЕССА PERFORMANCE CRITERIA SLITTING-PROCESS

Н. В. СТАРКОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: starkov-nikita@rambler.ru,

Ю. Л. БОБАРИКИН, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: bobarikin@tut.by

N. V. STARKOV, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zlobin city, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: starkov-nikita@rambler.ru,

Y. L. BOBARYKIN, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: bobarikin@tut.by

Приведены критерии эффективности слиттинг-процесса. На примере двухлинейной прокатки арматурного профиля № 20 определены такие критерии эффективности разделения в неприводном делительном устройстве, как размеры перемычки.

Criteria of efficiency the slitting process. For example double-line rolling of rebar No. 20 identified such criteria separation efficiency in non-dividing device as the size of the crossbar.

Ключевые слова. Слиттинг-процесс, прокатка-разделение, делительные ролики.

Keywords. The slitting process, rolling-separation, the separating rollers.

В сложившихся условиях развития экономики на металлургических предприятиях обострились проблемы повышения конкурентоспособности арматурного проката на внутреннем и внешнем рынках. В связи с этим в условиях современного рынка на первый план выходят актуальные задачи, направленные на повышение эффективности технологии и улучшения показателей качества прокатного производства.

Задачи повышения эффективности производства сортового проката в настоящее время успешно решаются за счет использования процесса многоручьевого проката разделения (слиттинг-процесса) – продольного разделения раската с заранее выполненной тонкой перемычкой в автономном делительном устройстве с неприводным рабочим инструментом [1], установленном на выходной стороне прокатной клетки (рис. 1).

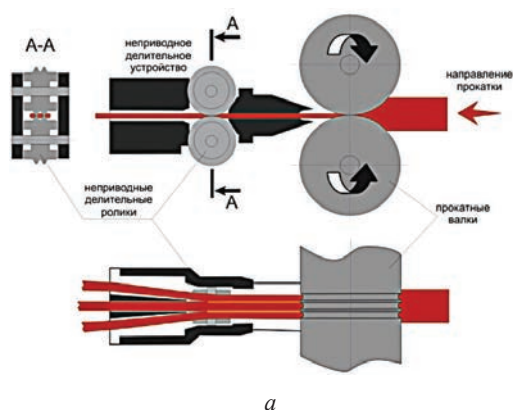


Рис. 1. Слиттинг-процесс производства арматурной стали: а – схема продольного разделения проката; б – разделенный раскат в линии стана

Разделение раската может осуществляться на любой стадии прокатки: в черновых, промежуточных или чистовых группах клетей станов. Однако наибольшее распространение технология прокатки-разделения получила при продольном разделении раската в непосредственной близости от чистовых клетей. Этот вариант технологии прокатки-разделения рекомендуется для производства арматурной стали на существующих прокатных станах.

В рамках научно-исследовательской работы, проводимой на кафедре «Металлургия и литейное производство» Гомельского государственного технического университета им. П. О. Сухого, определены основные критерии, предъявляемые к слиттинг-процессу, выполнение которых обеспечивает его максимальную эффективность.

В результате анализа прокатного производства определены критерии эффективности слиттинг-процесса, в соответствии которыми эффективный слиттинг-процесс должен обеспечивать [2]:

- Минимальную толщину и ширину перемычки и, как следствие, минимальную величину шейки разрыва с целью исключения образования заката при дальнейшей прокатке (минимальное вскрытие зернистой структуры металла в месте разделения).
- Получение требуемого разброса раската после разделения по линиям прокатки.
- Исключение застревания раската в НДУ (неприводном делительном устройстве).
- Максимальную стойкость калибров (в особенности, 3-го специального калибра прокатной клетки, на выходе из которой происходит разделение в НДУ).
- Максимальную стойкость роликов НДУ при условии надежности всей конструкции.
- Постепенное равномерное формирование раската перед разделением (обеспечение равенства между получаемыми в конечном итоге профилями арматуры), обеспечивающее управляемость процессом прокатки (прокатка с подпором и натяжением).
- Необходимую кантовку линий раската после разделения.
- Требуемое качество готового профиля арматурной стали и др.

Приведенные выше критерии во многом взаимосвязаны. Так, например, для получения минимальной величины шейки разрыва с целью исключения образования заката при дальнейшей прокатке размеры перемычки T_n и $Ш_n$ должны быть минимальными (рис. 2). Это обеспечит минимальное вскрытие зернистой структуры металла в месте разделения, позволит снизить нагрузку на ролики НДУ при разделении. Однако с уменьшением ширины перемычки T_n стойкость гребней последнего разделительного калибра (3-го специального калибра слиттинг-процесса) будет минимальной, что, в итоге, будет снижать эффективность производства.

Образование перемычки слишком малой толщины $Ш_n$ может привести к нежелательной прокатке – местному упрочнению шейки разрыва, что, в итоге, приведет к образованию прокатного дефекта в виде «заката». Зазор между расклинивающими роликами также должен выбираться из соображений исключения прокатки шейки разрыва.

Выбор оптимального соотношения расклинивающего угла ролика α_p и угла гребня A 3-го специального калибра позволит получить требуемый разброс по линиям прокатки, исключая образование «крючка» вследствие разделения. Слишком большой расклинивающий угол также может привести к нежелательному формоизменению в виде обжатия (прокатке) за счет действия сил трения и к образованию крючка. Слишком малый угол не обеспечит разделение раската ввиду низкой величины растягивающих сил.

Таким образом, на эффективность слиттинг-процесса оказывают влияние условно принятые совокупности величин:

- эффективность разделения в НДУ;
- эффективность формирования раската перед разделением.

Проведение теоретических и экспериментальных исследований с целью определения оптимальных параметров для факторов, оказывающих ключевое влияние на эффективность процесса реализации технологии прокатки слиттинг-процессом, является актуальной задачей, решаемой в рамках проводимой

научно-исследовательской работы. Для арматурных профилей малых сечений для возможных схем разделения в НДУ определяются оптимальные совокупности факторов, обеспечивающие максимальную эффективность производства слиттинг-процессом.

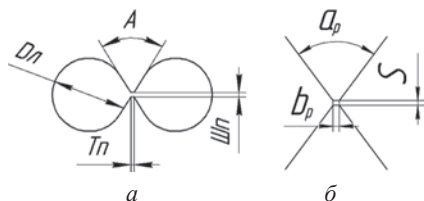


Рис. 2. Двухлинейный слиттинг-процесс: а – двухлинейный раскат; б – рабочие части пары расклинивающих роликов НДУ

Так, например, для реализации прокатки арматурного профиля № 20 в две линии прокатки на основании проведения численных экспериментов методом конечных элементов [3] были установлены оптимальные размеры формируемой в 3-м специальном калибре перемычки.

Численный эксперимент проводили с использованием определенных ранее при помощи численного моделирования таких параметров, как угол между частями сдвоенного раската A , расклинивающий угол при вершине гребня делительного ролика α_p (рис. 2), диаметр линий d и диаметр роликов D . Зазор между роликами выбирали из соотношения $S = T_n(1,1-1,3)$ [4], размеры перемычки приведены в таблице.

Размеры перемычки для численного эксперимента прокатки арматурного профиля № 20 слиттинг-процессом

T_n , мм	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6
$Ш_n$, мм	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6

Результаты численного моделирования показали, что при выборе ширины перемычки $Ш_n$ более 1,2 мм при разделении образуется увеличенная шейка разделения, что повышает риск образования заката при прокатке в оставшихся проходах (рис. 3). Уменьшение $Ш_n$ приводит к увеличению контактного давления на гребни валков приводной прокатной клетки и, как следствие, к снижению их стойкости вследствие повышенного износа. Кроме того, с «заострением» гребней валков снижается их захватывающая способность.

На основании численного моделирования была определена оптимальная величина толщины перемычки $T_n = 1,0$ мм, так как превышение этого параметра приводит к нежелательному увеличению площади вскрытия зернистой структуры металла в месте разделения, а также к росту нагрузки на ролики НДУ. Уменьшение T_n снижает стойкость гребней валков прокатной клетки за счет увеличения действующей на них радиальной нагрузки.

На рис. 4 приведена численная модель разделения в НДУ двухлинейного раската арматурного профиля № 20 класса А500С с оптимально выбранными размерами формируемой в 3-м специальном калибре перемычки $T_n = 1,0$ мм, $Ш_n = 1,2$ мм.

Достоверность полученных результатов подтверждается успешной реализацией данного процесса прокатки с указанными размерами перемычки T_n и $Ш_n$ в условиях мелкосортного непрерывного стана 320 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

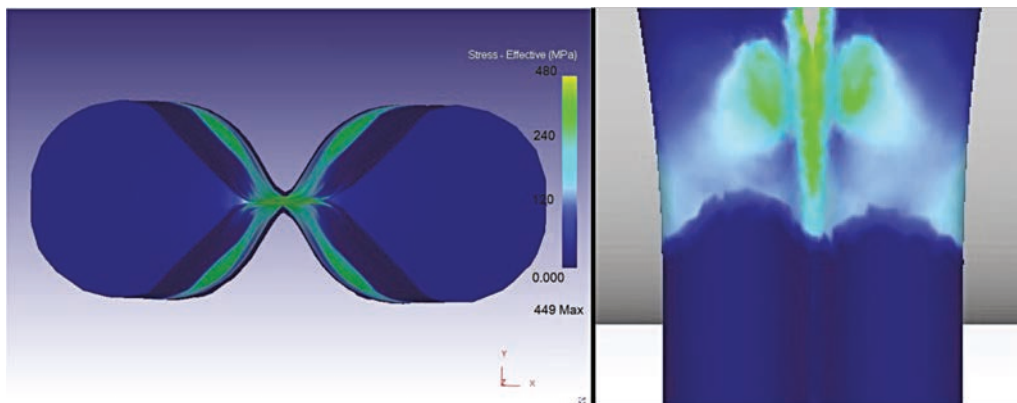


Рис. 3. Возникновение увеличенной шейки разделения при двухлинейном слиттинг-процессе прокатки арматурного профиля № 20

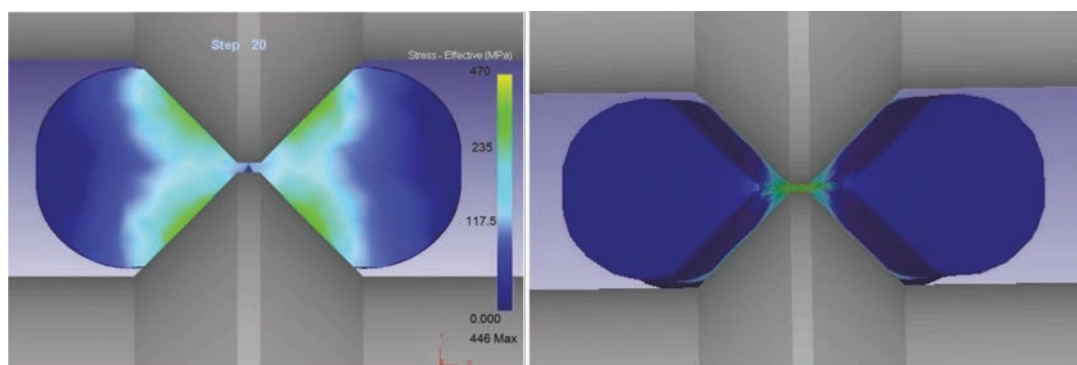


Рис. 4. Эффективное разделение в НДУ двухлинейного слиттинг-процесса прокатки арматурного профиля № 20

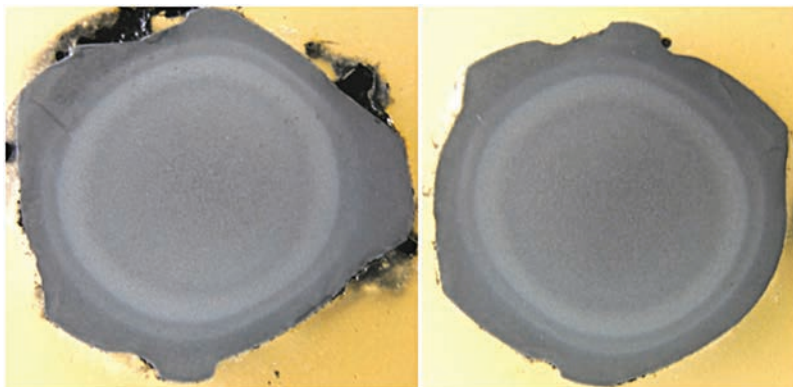


Рис. 5. Макроструктура арматуры № 20 класса A500C

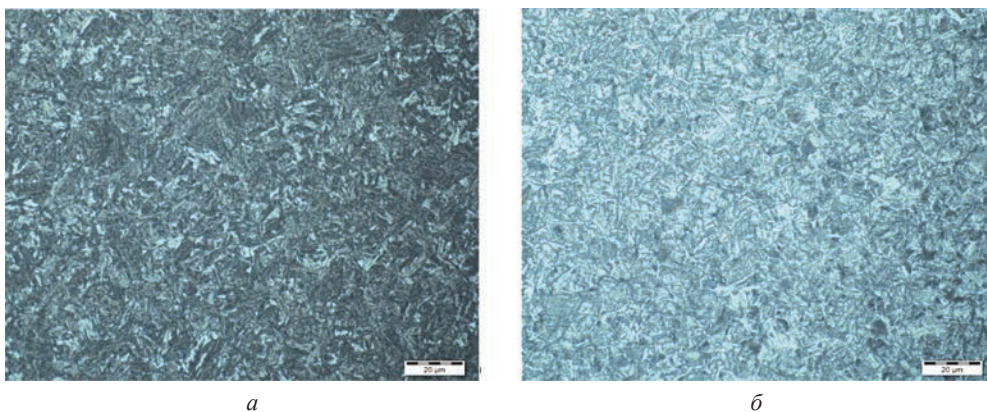


Рис. 6. Микроструктура арматуры № 20 класса A500C: *а* – периферийный; *б* – участок ближе к сердцевине. х500

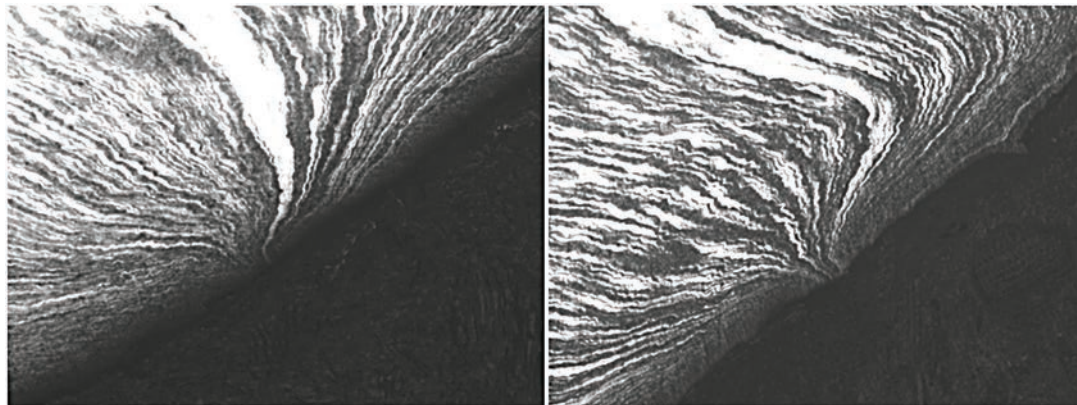


Рис. 7. Микроструктура образцов арматуры № 20 класса A500C, демонстрирующая место разделения. х50

На поверхности готового профиля арматурной стали № 20 класса A500C следа места разделения и других дефектов установлено не было, что подтверждает приведенный на рис. 5 анализ макроструктуры. При термомеханическом упрочнении в потоке проката с охлаждением в субкритическом интервале температур на периферийных участках сечения (рис. 5) выявлена структура высокоотпущенного мартенсита (рис. 6, *а*), а ближе к сердцевине – переходные структуры сорбита и бейнита (рис. 6, *б*). Таким образом, достигнута конструкция естественного композита, обеспечивающая требуемые эксплуатационные свойства.

Лабораторные испытания прутков арматурной стали, в частности, испытания на изгиб, также подтвердили высокое качество готового профиля. В результате металлографического анализа было определено место разделения при травлении в специальном реактиве поперечного разреза штанг (рис. 7).

Таким образом, в результате исследований систематизированы основные критерии эффективности слиттинг-процесса, определены основные геометрические размеры 3-го специального калибра слиттинг-процесса для арматуры № 20, соответствующие основным критериям эффективности слиттинг-процесса.

Литература

1. Процесс прокатки-разделения с использованием неприводных делительных устройств: теория и практика / С. М. Жучков, А. П. Лохматов, Н. В. Андрианов, В. А. Маточкин. Украина–Беларусь, 2007. 284 с.
2. Копылов И. В., Волков К. В., Ромадин А. Ю. Особенности способов продольного разделения раската при прокатке арматурных профилей // Электронный науч. журн. «Калибровочное бюро» (<http://www.passdesign.ru>).
3. Технологические задачи теории пластичности (методы исследования) / В. М. Сегал. Минск, 1977. 243 с.
4. Старков Н. В., Бобарикин Ю. Л. Выбор схемы и профиля делительных роликов для процесса прокатки-разделения // Metallurg. 2015. Вып. 5. С. 44–48.

References

1. Zhuchkov S. M., Lohmatov A. P., Andrianov N. V., Matochkin V. A. *Process prokatki-razdelenija s ispol'zovaniem neprivodnyh delitel'nyh ustroystv: teorija i praktika* [The process of rolling-separation using a non-driven switchgear: Theory and Practice]. Ukraina–Belarus. Pan Press Publ., 2007, 284 p.
2. Kopylov I. V., Volkov K. V., Romadin A. Ju. Osobennosti sposobov prodol'nogo razdelenija raskata pri prokatke armaturnyh profilej [Especially the way the longitudinal slitting while rolling rebars]. *Jelektronnyj nauchnyj zhurnal «Kalibrovochnoe bjuro»*, no. 2 (<http://www.passdesing.ru>).
3. Segal V. M. *Tehnologicheskie zadachi teorii plastichnosti (metody issledovanija)* [Technological problems of the theory of plasticity (research methods)]. Minsk, 1977, 243 p.
4. Starkov N. V., Bobarikin Ju. L. Vybory shemy i profilja delitel'nyh rolikov dlja processa prokatki-razdelenija [Scheme selection and profile of separating rollers for the rolling-separation]. *Metallurg = Metallurgist*, 2015, no. 5, pp. 44–48.



УДК 669.71.8

Поступила 14.12.2015

РАБОТА ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ С ЖИДКИМ ОСТАТКОМ МЕТАЛЛА**OPERATION OF THE ELECTRIC ARC FURNACE WITH LIQUID RESIDUES METAL**

А. Б. СТЕБЛОВ, ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: anver_Steblov@mail.ru.

A. B. STEBLOV, Physical and Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: anver_Steblov@mail.ru.

Исследованиями установлено положительное влияние увеличения массы жидкого остатка (болота) в электродуговой печи ДСП-160 с 10 до 20–30 т на повышение выхода годного и снижения удельного расхода электроэнергии на 1 т жидкого металла.

Investigations have shown a positive impact of increasing the mass of the liquid residue (swamps) in an electric arc furnace EAF-160, from 10 to 20–30 tonnes on increasing of usable output and reducing the specific energy consumption per ton of liquid metal.

Ключевые слова. Электродуговая печь (ДСП), жидкий остаток «болота», выход годного, удельный расход электроэнергии на 1 т жидкого металла.

Keywords. Electric arc furnace (EAF), liquid residue «swamp», output of suitable, specific energy consumption per ton of liquid metal.

В технической литературе и отчетах по работе электродуговых сталеплавильных печей (ДСП) различных заводов приводятся данные о положительном влиянии массы жидкого остатка «болота» на энерготехнологические показатели ДСП и выходы годного [1–9]. Эти выводы основаны как на физических методах исследования и математическом моделировании процесса ведения плавки с жидким остатком, так и на статистических показателях работы электродуговых печей переменного тока различной мощности. Статистический подход имеет свои преимущества перед физическим методом выявления зависимостей между параметрами и функцией отклика. Это относительная простота использования и быстрое получение результата, точность прогнозирования и возможность использования полученных уравнений в автоматизированной системе управления. Недостатком является возможность использования полученных результатов только на конкретном производстве, где были получены данные для статистического анализа.

За последние 30 лет на металлургических предприятиях доля болота в ДСП с верхней загрузкой шихты увеличилась с 13,6 до 22%. Оптимальная масса болота для каждой конкретной печи определяется исходя из общего объема металла в плавке и геометрии ванны.

Данные по массе «болота» электродуговых плавильных печей переменного тока приведены в табл. 1.

Таблица 1

Предприятие	Емкость печи, т	Масса плавки, т	Масса болота, т	% к массе плавки
ОАО «ММК», Россия	ЭДП переменного тока типа Данарк VAI FUCHS	180	30	16,6
НЧМЗ, г. Ревда, Россия	VAI FUCHS EAF AC E	120	15	12,5
Gerdau Amensteel USA Джексонвилль	ДСП-100 Danieli	100	18	18,0
Nucor Jewett, Texas	Concast AG SMS Demag	80	10	12,5
		140	15	11,0
		82	25–35	30–42

Предприятие	Емкость печи, т	Масса плавки, т	Масса болота, т	% к массе плавки
ПФ ТОО Кастинг, Павлодар, Украина	ДСП-25	28	3	10,7
ЗАО «ММЗ», Приднестровье	ДСП-120	110	10	10
Истил, Украина	ДСП 136	120	16	13,3
ОАО «БМЗ», Беларусь	ДСП-100	100	10–15	10–15
ОАО «ОМК», г. Выкса, Россия	ДСП-160	160	30	18,75

Для нахождения оптимума по массе болота необходимо учитывать, что с ростом массы болота производительность ДСП снижается (в ковш сливается меньше металла). При увеличенном болоте больше накопленного тепла в печи, следовательно, выше конвективный теплообмен в жидком металле, однако происходит снижение КПД за счет преимущественно открытого горения дуг, поэтому следует учитывать и корректировать технологический режим плавки в зависимости от фактической массы жидкого остатка от предыдущей плавки. Болото от предыдущей плавки позволяет быстрее плавить шихту. Обеспечивается стабильный электрический режим, позволяющий вводить в рабочее пространство печи максимально возможный уровень активной мощности. Тепло жидкого остатка металла при завалке шихты на отдельных плавках может достигать 30% от теоретически необходимого тепла. Остатки жидкого металла позволяют при интенсивном введении кислорода за более короткое время получить быстро реагирующие шлаки для дефосфорации. Также сохраняется энергия оставшихся в печи шлаков, что способствует десульфурации. При работе с болотом более эффективно используются фурмы для продувки металла кислородом и углеродсодержащими порошками; ранний процесс шлакообразования способствует образованию жидкого и однородного шлакового покрова; активнее протекают реакции на границе шлак-металл, обеспечивая оптимальное содержание в шлаковом расплаве оксидов железа. Концентрация газов в металле снижается, сталь меньше окисляется.

В данной работе приведены результаты исследований по влиянию массы болота на выход годного ($PK_{ДСП}$) и энерготехнологические показатели работы ДСП-160 Выксунского металлургического завода. $PK_{ДСП}$ – расходный коэффициент на электродуговой печи, вычисляемый как отношение массы шихты к массе жидкого металла на выпуске из печи:

$$PK_{ДСП} = \Sigma_{\text{всей шихты}} \text{ т/масса металла на выпуске из ДСП, т.}$$

В соответствии с контрактом на поставку ДСП-160 фирмой Danieli рекомендуемая масса болота – 30 т, однако фактически завод работал со средней массой болота около 10 т. Металл из печи полностью сливался в среднем после 170 плавков. Масса болота фиксируется в автоматизированной системе контроля технологических параметров «СПЛАВ» как разница между массой загруженной шихты и слитой жидкой стали в сталеразливочный ковш до подачи в него ферросплавов. Также на каждой плавке осуществляется визуальный контроль глубины ванны шупом через завалочное окно печи.

На рис. 1 показано изменение $PK_{ДСП}$ от массы болота, которое построено по выборке из 9252 плавков. Каждая точка на рисунке представляет собой совокупность идентичных данных, поэтому после обработки выборки по стандартной программе в EXCEL таких плавков осталось $n = 604$. Получено корреляционное уравнение для прогнозирования $PK_{ДСП}$ в зависимости от изменения массы болота от 0 до 30 т:

$$PK_{ДСП} = 1,2337 - 0,00003X^3 + 0,0016X^2 - 0,0269X, \quad (1)$$

где X – масса болота в интервале 0–26 т.

Множественный коэффициент корреляции $R = 0,67$. Стандартная ошибка $\sigma_{\text{ош}} = 0,027$.

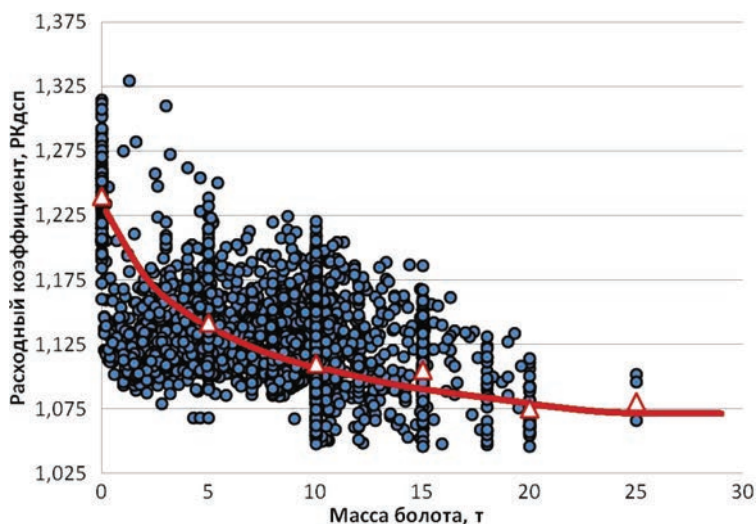


Рис. 1. Изменение $PK_{ДСП}$ в зависимости от массы «болота»

Разброс значений (среднеквадратичное отклонение) по выборке вокруг среднего значения составляет довольно большую величину $\sigma = 0,07$. Это видно и на рисунке: $PK_{ДСП} = 1,1$ присутствует и на массе болота, равной 0,1 т и при 26 т. Всего в выборке присутствовало 1724 плавки с массой болота до 5 т, в том числе 58 плавков после слива жидкого остатка полностью и ремонта подины.

В табл. 2 приведены данные (средние значения по выборке) по некоторым технологическим факторам плавки (всего исследовалось 58 факторов), статистически значимо влияющие на $PK_{ДСП}$ в интервалах изменения жидкого остатка «болото».

Таблица 2

Параметр (среднее значение)	Масса болота, т			
	0	5	15	более 20
$PK_{ДСП}$	1,227	1,12	1,107	1,088
Масса болота, т	0	5,7	10,4	20,4
Сумма металлошихты, т	193,3	175,6	175,1	175,9
Масса металла на выпуске, т	158,2	156,0	158,2	161,7
Количество корзин	2,8	2,3	2,3	2,2
Суммарная длительность плавки, мин	79,2	63,1	62,8	62,2
Суммарная длительность плавки без простоев, мин	57,9	55,4	55,3	55,1
Время под током, мин	53,4	41,4	41,4	41,0
Длительность работы без тока, мин	15,4	12,6	12,4	12,4
Рафинирование, мин	21,4	15,9	15,9	14,4
Длительность технологических простоев, мин	21,28	7,73	7,44	7,18
Удельный расход электроэнергии на тонну, кВт·ч/т	465,1	405,8	401,1	400,4
Суммарная электроэнергия на плавку, МВт	75,4	64,6	64,8	65,9
Удельный расход газа, м³/т	7,2	5,6	5,7	5,2
Удельный расход графита, кг/т	11,5	9,3	9,0	8,9
Удельный расход кислорода O_2 , м³/т	39,3	35,2	33,6	31,4
Удельный расход извести, кг/т	58,3	51,5	50,1	46,7
Удельный расход угля, кг/т	2,8	1,6	1,03	1,06
Последний замер С, %	0,088	0,103	0,11	0,106
Последний замер Р, %	0,008	0,006	0,006	0,006
Последний замер Оррт	639,5	716,6	696,9	685,5
Последний замер Сррт	0,089	0,083	0,088	0,085
Содержание FeO в шлаке, %	31,3	33,2	32,2	33,2

Из таблицы видно, что худшие показатели по $PK_{ДСП} = 1,227$ и основным технологическим параметрам относятся к плавкам без болота.

В процессе работы статистически подтверждена гипотеза по влиянию массы болота на энергетические показатели работы ДСП и, как следствие, на $PK_{ДСП}$. Вопреки мнению о снижении производительности печи при увеличении массы жидкого остатка на плавках с увеличенным болотом ≥ 20 т масса слитого металла увеличилась в среднем на 2,5 т.

Полученное выражение позволяет сделать прогнозный расчет выхода годного ($PK_{ДСП}$) по жидкой стали, слитой из ДСП:

$$PK_{ДСП} = X_0 + X_1 + X_2 - X_3 - X_4 - X_5 + X_6 + X_7 + X_8 - X_9. \quad (2)$$

Ниже приведены коэффициенты регрессии для членов уравнения, по которому выполняется расчет.

Номер фактора	Параметры	Коэффициенты	Стандартная ошибка
X_0	Свободный член	0,95	0,0048
X_1	Количество корзин	+0,0027	0,0007
X_2	Удельный расход O_2 , м³/т	+0,0033	0,00008
X_3	Лом 2АШ, шредированный лом, т	-0,00018	0,00002
X_4	Масса болота, т	-0,0021	0,000098
X_5	$\Sigma_{\text{чугун}}$, т	-0,0008	0,00007
X_6	Длительность простоев, мин	+0,0002	0,00005
X_7	$\Sigma_{\text{время под током}}$, мин	+0,002	0,00011
X_8	Удельный расход графита, кг/т	+0,0015	0,00016
X_9	Последний замер C_{ppm}	-0,037	0,0094

$$R = 0,82, \sigma_{\text{оц}} = 0,022$$

В табл. 3 даны расчетные значения $PK_{ДСП}$ для различных вариантов распределения факторов X_1 – X_9 действующей технологии: параметры на минимальном, среднем и максимальном уровнях. Для обеспечения достоверности статистических выводов рассматривали однородные совокупности данных, объединенных в генеральную совокупность из выборок со статистически равными по средним значениям и дисперсиям исследуемых факторов. Для получения уравнения (2) были использованы данные плавков с однородной по составу шихтой в завалке и технологией выплавки. Тем не менее, установлено, что при всех равных условиях на плавках с минимальным жидким остатком или его отсутствие усредненное значение загружаемых корзин по выборке данных возрастает. Также на этих плавках увеличиваются общая длительность плавки, удельные расходы потребления электроэнергии и вводимых энергетических составляющих в виде углерода, кислорода и газа.

Таблица 3

Номер фактора	Параметры	Значение параметра технологии			
		минимальное	среднее	максимальное	оптимальное
$+X_1$	Количество корзин	2	2,31	4	2
$+X_2$	Удельный расход O_2 , м ³ /т	31,8	34,1	35,9	35
$-X_3$	Лом 2АШ, т	0	21,7	91	60
$-X_4$	Масса болота, т	0	9,12	33,5	25
$-X_5$	$\Sigma_{\text{чугуна}}$, т	0	20,1	41,2	20
$+X_6$	Длительность простоев, мин	0	7,7	29,6	0
$+X_7$	$\Sigma_{\text{длительность под током}}$, мин	32,2	41,5	61,2	36
$+X_8$	Удельный расход графита, кг/т	4,2	9,1	20,2	10
$-X_9$	Последний замер $Cr_{\text{прт}}$	0	0,09	0,8	0,12
Значение расчетного $PK_{ДСП}$ при выбранных параметрах технологии					
	$PK_{ДСП}$	1,045	1,113	1,329	1,063

Оптимальное значение $PK_{ДСП} = 1,063$ соответствует средним значениям статистически значимо влияющих факторов при количестве завалочных корзин 2, массе «болота» 25 т, несколько повышенных расходах кислорода (35,0 м³/т), графита (10 кг/т), длительности работы печи под током 36 мин, длительности простоев 0 мин.

Наряду с полученными уравнениями для расчета $PK_{ДСП}$ были установлены зависимости влияния массы болота на энерготехнологические параметры плавки: удельный расход электроэнергии на 1 т и длительность работы ДСП под током (рис. 2).

В исследуемую базу данных включены плавки, назначаемые на стали марок 09Г2С-2, 22ГЮ-7, 17Г1С, 2пс. Количество плавков после отсева ошибочных измерений составило $n = 2641$.

Из рисунка видно, что масса болота более 15 т существенно влияет на исследуемые факторы. На плавках с болотом около 20 т эти показатели снижены в среднем на 15% в сравнении при загрузке шихты на сухую подину. Технологические параметры выплавки полупродукта в ДСП-160 приведены в табл. 4.

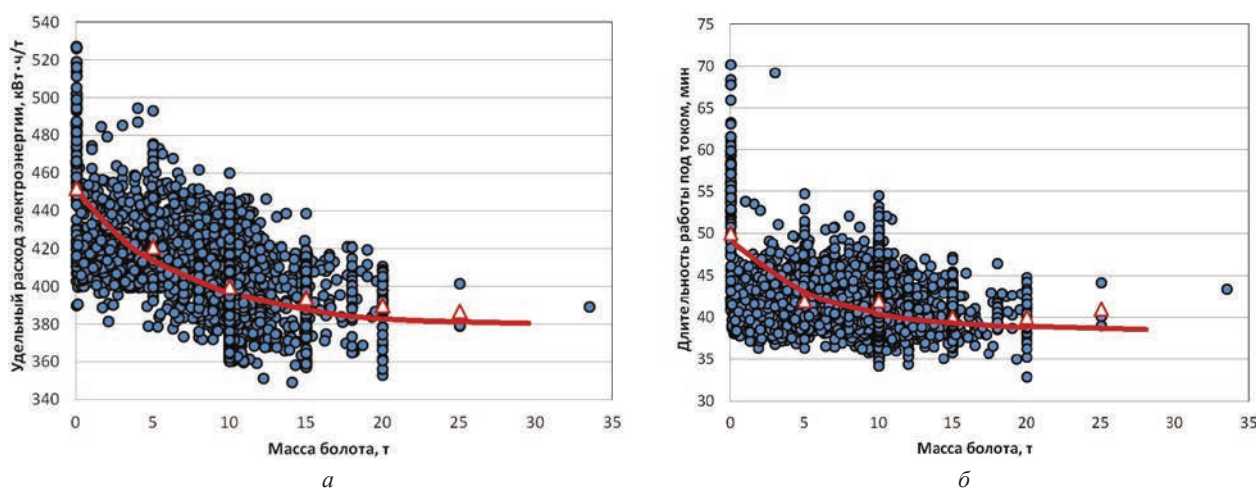


Рис. 2. Влияние массы жидкого остатка в печи «болото» на удельный расход электроэнергии (а) и длительность работы под током (б)

Таблица 4

Фактор	Параметр технологии	Среднее	Максимум	Минимум
Y	Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т	404,71	527,4	349,3
$+X_1$	Σ масса металлошихты, т	175,62	209,9	148,2
$-X_2$	Масса болота, т	9,26	33,5	0
$+X_3$	Σ длительность работы под током, мин	41,72	70,2	32,9
$+X_4$	Рафинирование, мин	16,23	35,9	7,8
$+X_5$	Σ длительность плавки без простоев, мин	55,45	76	52,1
$+X_6$	Σ длительность простоев, мин	7,88	29,5	0
$+X_7$	Удельный расход извести, кг/т	51,29	93,6	35,1

Было получено регрессионное уравнение для расчета суммарного количества электроэнергии на плавку:

$$Y(\text{кВт}\cdot\text{ч/т}) = 145,06 + 20,92X_1 - 1,83X_2 + 1,31X_3 + 0,3X_4 + 0,033X_5 + 0,216X_6 + 0,7X_7, \quad (3)$$

$$R = 0,79, \sigma_{\text{ош}} = 15,9, n = 6204.$$

В табл. 5 приведены расчетные значения удельного расхода электроэнергии на 1 т по уравнению (3) в зависимости от вариантов распределения значимых параметров: все факторы на среднем уровне; все факторы имеют максимальные значения; все факторы имеют минимальные значения.

Таблица 5

Варианты	Y , кВт·ч/т	$+X_1$, т	$-X_2$, т	$+X_3$, мин	$+X_4$, мин	$+X_5$, мин	$+X_6$, мин	$+X_7$, кг/т
Среднее	404,7	175,6	9,26	41,7	16,23	55,45	7,88	51,3
Оптимум	371,2	195	30	37	15	50	3	45

Анализ уравнения (3) показывает, что расчетное значение $Y(\Sigma \text{кВт}\cdot\text{ч/т})$ при оптимальных параметрах ниже на 33,5 кВт·ч/т в сравнении с распределением параметров на среднем уровне.

В данном уравнении максимальное влияние среди исследуемых факторов имеет масса шихты. Влияние массы всей шихты X_1 на искомую функцию составляет 6%. Другие факторы оказывают меньшее влияние. Например, влияние болота составляет 4% на каждые 10 т шихты. В целом в зависимости от технологии расход электроэнергии можно существенно снизить не менее чем на 30%. В уравнение не включены кислород, уголь, газ, которые снижают потребление электроэнергии на 1 т металла, но в данной выборке они имеют не высокую статистическую значимость.

По удельному расходу электроэнергии $X(\text{кВт}\cdot\text{ч/т})$ можно рассчитать суммарное количество поданной электроэнергии на плавку $Y(\Sigma \text{МВт})$:

$$Y(\Sigma \text{МВт}) = 0,175X(\text{кВт}\cdot\text{ч/т}) - 4,623, R = 0,92, \sigma_{\text{ош}} = 10,4. \quad (4)$$

Таким образом, среднему значению удельного расхода электроэнергии на 1 т жидкой стали 404,7 кВт·ч/т соответствует суммарное значение мощности электроэнергии на всю плавку 66,20 МВт.

Используя результаты исследований, ОАО «ОМК» во втором полугодии 2015 г. увеличил массу болота до 20 т и более, что положительно сказалось на экономических показателях работы цеха и снижении фосфора в металле на сливе в ковш. Если на плавках с болотом до 5 т содержание фосфора было в конце плавки 0,0066%, то на плавках с болотом более 20 т он снижается до 0,0058%. Содержание P_2O_5 в шлаке не изменилось и составляет 0,522%.

В данной статье не приводятся подробные сведения по влиянию энерготехнологических режимов на окисленность шлака FeO и $PK_{\text{ДСП}}$. Следует отметить, что изменение заводской технологии коснулось не только увеличения массы болота (M_B) в среднем от 9,3 до 22,4 т, но также уменьшен объем подаваемого в печь кислорода в среднем с 47,6 до 34,12 м³/т. Это привело к снижению FeO в шлаке в среднем с 37,7 до 27,4%, соответственно снизился и расходный коэффициент на плавку.

Получено уравнение, позволяющее рассчитать влияние массы болота и FeO на $PK_{\text{ДСП}}$:

$$PK_{\text{ДСП}} = 1,09 - 0,004(M_B) + 0,002 FeO, R = 0,92, \sigma_{\text{ош}} = 10,4. \quad (5)$$

Из уравнения (5) следует, что увеличение массы болота (M_B) с 9,12 до 22,4 т в среднем за период исследования и снижение FeO в шлаке на 10% уменьшает расчетное $PK_{\text{ДСП}}$ с 1,128 до 1,0552, что дает экономию шихты 6,4 кг/т.

Выводы

Проведенные статистические исследования данных по 58 технологическим факторам выплавки жидкого полупродукта в ДСП-160 ОАО «ОМК» свидетельствуют о положительном влиянии увеличения массы болота (жидкого остатка) в печи. В среднем увеличение от 9,12 до 22,4 т снизило расходный коэффициент при выплавке с 1,113 до 1,063, удельный расход электроэнергии на 1 т жидкой стали снизился с 404,7 до 371,2 кВт·ч/т, длительность работы печи под током уменьшилась с 41,7 до 37 мин.

Литература

1. Adams W., Alameddine S., Bowman B., Lugo N., Palge S., Stafford P. Total energy consumption in arc furnaces // *MPT Int.* 2002. Vol. 25. no. 6. pp. 44–46. 48–50 (англ.).
2. О п ф е р м а н А., Г р о с с е А., Б а у м г а р т н е р С., Р а й д и н г е р Д. Повышение эффективности использования энергии // *Черные металлы*. 2010. Февраль. С. 57–62.
3. Г у д и м Ю. А., З и н у р о в И. Ю., К и с е л е в А. Д., Ш у м а к о в А. М. Рациональные способы интенсификации плавки в современных дуговых сталеплавильных печах // *Электрометаллургия*. 2005. № 9. С. 2–6.
4. К о з ы р е в Н. А., Г о д и к Л. А., Д е м е н т ь е в В. П., О б ш а р о в М. В., Ш у к л и н А. В. Отработка технологии выплавки «на болоте» рельсовой стали в дуговых электропечах // *Черная металлургия*. 2003. № 10. С. 45–47.
5. К р и в ч е н к о Ю. С., М а л и к А. А., У г о л к о в В. А., П о п о в В. П. Строительство литейно-прокатного комплекса ООО «ОМК-Сталь» в Выксе. Сталеплавильное производство // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2009. № 1. С. 12–20.
6. С т р а ш н о в М. М., К а ц Я. Л. Методика расчета оптимальных параметров работы в ДСП-60 для снижения расхода электроэнергии и увеличения выхода годного // *Черные металлы*. 2006. Сентябрь. С. 21–25.
7. Б е л к о в с к и й А. Г., К р а с н я н с к и й М. В., К а ц Я. Л. Повышение эффективности производства стали на электрометаллургических заводах малой производительности // *Бюлл. Черная металлургия*. 2015. № 2. С. 40–48.
8. Б е л к о в с к и й А. Г., К а ц Я. Л., С и в а к Б. А., П а с е ч н и к Н. В. Будущее дуговых сталеплавильных печей в специализации их конструкции // *Черные металлы*. 2013. Март. С. 14–19.
9. Х р а п к о С. А., С т а р о с о ц к и й А. В., З а й ц е в М. В., О н и ш у к С. В., Т и щ е н к о И. П. Расчет температуры металла в дуговой печи с учетом массы «болота» // *Системные технологии*. 2010. № 2(67). С. 81–87.

References

1. Adams W., Alameddine S., Bowman B., Lugo N., Palge S., Stafford P. Total energy consumption in arc furnaces. *MRT Int.* 2002. Vol. 25, no. 6. 44–46, 48–50 pp. (ingl.).
2. O p f e r m a n A., G r o s s e A., B a u m g a r t n e r S., R a i d i n g e r D. Povyshenie effektivnosti ispolzovaniy energii [Improving the efficiency of energy use]. *Chernie metally = Ferrous metals*, 2010. February, pp. 57–62.
3. G u d i m Y., Z i n u r o v I., K i s e l y o v A., S h u m a k o v A. Razionalnie sposoby intesificasii plavki v sovremennyh dugovyih staleplavilnih pechah [Rational ways of intensification of melting in modern electric arc furnaces]. *Electrometallurgiya = Electrometallurgy*, 2005, no. 9, pp. 2–6.
4. K o z y r e v N., G o d i k L., D e m e n t ' e v V. Otrabotka technologii vyplavki «na bolote» relsovoj stali v dugovyh pechah [Testing technology of smelting «the swamp» of rail steel in electric arc furnaces]. *Chernaya metallurgiya = Ferrous Metallurgy*, 2003, no. 10, pp. 45–47.
5. K r i v c h e n k o Y., M a l i k A., U g o l k o v V., P o p o v V. Stroitelstvo litejno-prokatnogo kompleksa ООО «ОМК-СТАЛЬ» в Выксе [Construction foundry-rolling complex LLC «ОМК-Steel» Vyksa. Steelmaking]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost' = Metallurgical and mining industry*, 2009, no. 1, pp. 12–20.
6. S t r a s h n o v M., K a t z Y. Metodika pascheta optimalnyh parametrov raboty v DSP-60 dlya snizheniy rashoda elektroenergii i uvelicheniy vyhoda godnogo [The methodology for calculating the optimal parameters of the DSP-60 in order to reduce power consumption and increase the yield of usable]. *Chernie metally = Ferrous metals*. September, 2006, pp. 21–25.
7. B e l k o v s k y A., K r a s n y a n s k y M., K a t z Y. Povyshenie effektivnosti proizvodstva stali na elektrometallurgicheskikh zavodah maloy proizvoditelnosti [Increasing the efficiency of production of steel on steel plant with low productivity]. *Chernie metallurgiya = Ferrous metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 40–48.
8. B e l k o v s k y A., K a t z J., S i v a k B., P a s e c h n i k N. Budushee dugovyh staleplavilnyh pechey v spetsializatsii ih konstruktzii [The future of electric arc pecheys- specialization in their design]. *Chernie metally = Ferrous metals*, march, 2013, pp. 14–19.
9. H r a p k o S., S t a r o s o t s k y A., Z a i t s e v M., O n i s c h u k S., T i s h c h e n k o I. Raschet temperature metalla v dugovoy pechi s uchedom massy «bolota» [Calculation of metal temperature in arc furnaces taking into account the mass of «Swamp»]. *Sistemnye tehnologii = System technologies*, 2010, no. 2 (67), pp. 81–87.



УДК 669.21

Поступила 02.02.2016

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЗОВАННОГО ПРОДУКТА ИЗ ОКАЛИНЫ RECEIVING AN IRON-RICH PRODUCT FROM SCALE

Т. Н. ЛИПАТКИНА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь,
ул. Промышленная, 37. E-mail: nti.to@bmz.gomel.by

T. N. LIPATKINA, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Belarus,
37, Promyshlennaya str. E-mail: nti.to@bmz.gomel.by

Изучена возможность твердофазного восстановления железосодержащего отхода – окалины различными восстановителями. Проведены испытания по твердофазному восстановлению окалины твердым восстановителем в разработанной лабораторной ротационной установке. В результате испытаний получен металлизированный продукт с содержанием железа общего 87%, степень металлизации составила 96,2%.

Possibility of solid-phase restoration of ferriferous scale by various reducing agents is studied in the article. Tests on solid-phase restoration of scale by a firm reducers in the developed laboratory rotary installation are carried out. As a result of tests the iron-rich product with the general content of iron of 87% is received, degree of metallization 96,2%.

Ключевые слова. Железосодержащий отход, окалина, восстановитель, лабораторная ротационная установка, металлизированный продукт, степень металлизации.

Keywords. Ferriferous wastes, scale, reducing agent, laboratory rotary installation, iron-rich product, degree of metallization.

Во всех странах, имеющих развитое машиностроение и металлургию, ежегодно образуется большое количество оксидных железосодержащих металлоотходов, в том числе и окалины, что создает экологические и экономические проблемы.

Представленная работа направлена на изучение возможности восстановления железосодержащего отхода металлургического производства – окалины с получением металлизированного материала.

В результате проведения работы исследовали процесс твердофазного восстановления окалины в динамическом подвижном слое. В качестве оборудования для проведения исследования использовали разработанную лабораторную ротационную установку, которая позволяет моделировать процессы, происходящие в ротационной печи. Опыт свидетельствует о том, что вращающиеся печи наилучшим образом адаптированы к термообработке полидисперсного материала. Управляя скоростью вращения, можно изменять интенсивность перемешивания, соответственно интенсивность тепло- и массообмена. Кроме того, в таких условиях обеспечивается равномерный прогрев частиц по всему сечению слоя, диффузионные процессы твердофазного восстановления также существенно ускоряются при интенсивном перемешивании слоя [1–4].

В процессе работы исследовали влияние на процесс восстановления окалины различных восстановителей (кокс, антрацит, графит), температур в течение различных временных отрезков.

В качестве железосодержащего отхода использовали окалину, в качестве восстановителя – кокс, антрацит, графит.

Химический состав исследуемой окалины: $Fe_{мет.}$ – 0,5%, $Fe_{общ.}$ – 73, Fe_2O_3 – 44, FeO – 53%.

Исследование химического состава исходной окалины проводили методом инфракрасной спектроскопии с помощью газоанализатора и спектральным методом с индуктивно-связанной плазмой с использованием плазменного спектрометра. Массовые доли железа анализировали химическими методами по ГОСТ 23581.18-81, 26482-90, 23581.3-79.

Фракционный состав и влажность окалины анализировали по разработанным методикам. Фракционный состав калины: > 1,6 мм – 33,8%, 1,6–0,8 мм – 35,7%, 0,8–0,1 мм – 29,3%, < 0,1 мм 1,2%. Влажность окалины – 3%. Фракционный состав кокса – менее 0,8 мм – 54,5%, 0,8–1,6 – 23,7%, более 1,6 – 22,68%.



Рис. 1. Общий вид лабораторной ротационной установки для исследования процесса твердофазного восстановления окалины в динамическом подвижном слое

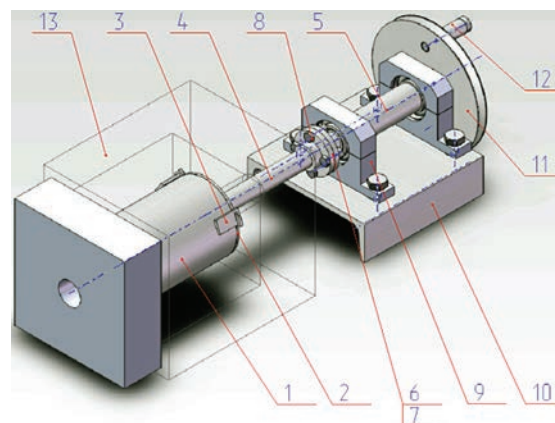


Рис. 2. Схема ротационной лабораторной установки: 1 – металлический стакан; 2 – крышка стакана; 3 – ушко стакана; 4 – трубка; 5 – вращательный вал; 6, 7 – фланцы; 8 – фиксирующий винт; 9 – узел подшипниковый; 10 – станина; 11 – шкив; 12 – ручка; 13 – корпус электрической муфельной печи

Содержание углерода – не менее 80%. Фракционный состав кокса определяли ситовым анализом согласно ГОСТ 5954.2-91, содержание золы – согласно ГОСТ 11022-95.

Внешний вид разработанной лабораторной ротационной установки представлен на рис. 1, схема установки показана на рис. 2.

Учитывая, что при вращении печи может происходить разрушение и измельчение частиц окалины, проведен анализ на определение степени такого измельчения. Анализ проводили с использованием сухой и влажной окалины. Эксперименты подтвердили, что при перемешивании слоя окалина измельчается: размер наибольшей фракции снижался и увеличивалось количество мелкой составляющей. Причем высушенная окалина измельчалась при вращении более интенсивно, чем влажная: убыль фракции с размером более 1,6 мм в сухом состоянии составила около 20%, а во влажном – менее 10%. Измерение фракционного состава окалины проводили ситовым методом.

На рис. 3, 4 приведены результаты анализа и изменение фракционного состава окалины до и после вращения в лабораторной установке.

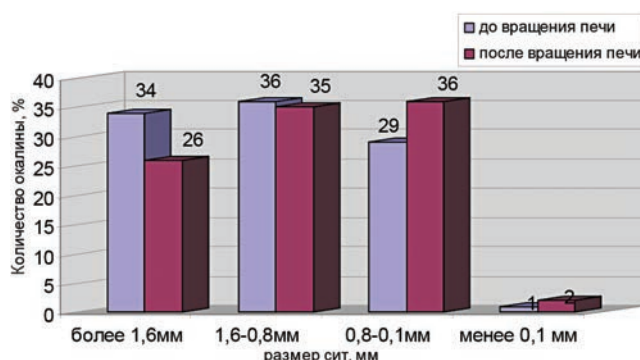


Рис. 3. Изменение фракционного состава сухой окалины

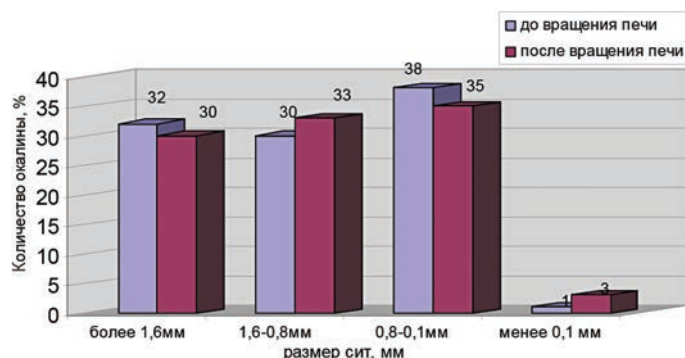


Рис. 4. Изменение фракционного состава влажной окалины

Также отдельно для расчетов определяли процент потери массы восстановителя за счет угара. Взвешенную навеску восстановителя засыпали в металлический стакан, производили вращение печи в течение 1 ч при температуре 900 °С со скоростью 5 об/мин. После отключения печи взвешивали навеску. Потеря массы (угар) составила 8%.

Порядок проведение эксперимента

Подготовленная, предварительно высушенная и взвешенная проба окалины и восстановитель засыпались в металлический стакан ротационной лабораторной установки. Металлический стакан помещали в нагревательную печь. Температура нагрева проб в печи варьировалась в пределах 600–1100 °С, время нагрева составляло 30–90 мин, время выдержки – 30–60 мин, скорость вращения – 3–5 об/мин. После отключения печи металлический стакан охлаждали и извлекали из печи.

При вращении ротационной установки происходило интенсивное перемешивание материалов и восстановление окалины твердым восстановителем.

Текущий контроль процесса восстановления производили по убыли массы пробы. Следовательно, показателем степени восстановления окалины служит потеря массы пробы:

$$\Delta m = m_{\text{исх}} - m_{\text{кон}} / m_{\text{кон}} \cdot 100\%,$$

где $m_{\text{исх}}$, $m_{\text{кон}}$ – соответственно масса исходной и конечной пробы, г.

Для подтверждения результатов взвешивания полученные образцы анализировали химическими и оптическими методами.

Исходная проба представляет собой смесь окалины и восстановителя.

В табл. 1 приведены результаты проведения экспериментов по твердофазному восстановлению окалины твердым восстановителем.

Т а б л и ц а 1. Результаты экспериментов по твердофазному восстановлению окалины

Исходная проба	Режим испытаний	Степень металлизации, %, $\eta = F_{\text{мет}} / F_{\text{общ}} \cdot 100\%$
100 г окалины 70 г антрацита	Нагрев до 600 °С – 25 мин, выдержка – 30 мин	0,68*
	Нагрев до 900 °С – 40 мин, выдержка – 30 мин	0,80*
100 г окалины 60 г графита	Нагрев до 600 °С – 25 мин, выдержка – 30 мин	0,73
	Нагрев до 900 °С – 40 мин, выдержка – 30 мин	0,80
	Нагрев до 1000 °С – 45 мин, выдержка – 30 мин	24,1
100 г окалины 60 г кокса	Нагрев до 600 °С – 25 мин, выдержка – 0 мин	0,70
	Нагрев до 900 °С – 40 мин, выдержка – 30 мин	0,79
	Нагрев до 1000 °С – 45 мин, выдержка – 30 мин	26,6*
	Нагрев до 1100 °С – 45 мин, выдержка – 60 мин	91,3
100 г окалины 60 г кокса	Нагрев до 600 °С – 25 мин, выдержка – 0 мин	0,61
	Нагрев до 900 °С – 40 мин, выдержка – 0 мин	0,80
	Нагрев до 1000 °С – 40 мин, выдержка – 0 мин	21,0
	Нагрев до 1100 °С – 45 мин, выдержка – 60 мин	96,2*

* Образцы дополнительно анализировали химическими методами.

В результате проведения опытов по восстановлению окалины твердым восстановителем в лабораторной ротационной установке получен металлизированный продукт, содержащий железа металлического 84%, железа общего – 87,3, степень металлизации составила 96,2% (табл. 2).

Т а б л и ц а 2. Результаты химического состава исходной и восстановленной окалины

Наименование материала	Fe _{мет.} , %	Fe _{общ.} , %	Fe ₂ O ₃ , %	FeO, %	C, %
Исходный материал окалина	0,50	73,0	44,5	53,3	0,08
Восстановленная окалина	84,0	87,3	–	5,2	1,2

В проведенной работе определен оптимальный режим восстановления окалины в ротационной лабораторной установке: температура – 1100 °С, время выдержки при данной температуре – 60 мин, восстановитель – кокс, отсеб кокса.

В результате эксперимента по восстановлению железосодержащего отхода – окалины в ротационной лабораторной установке получен металлизированный продукт в твердом виде. Опытным путем доказана

возможность получения из железосодержащего отхода металлизированного продукта. Содержание металлического железа возросло от 0,5% в исходной окалине до 84% в металлизированном продукте.

Полученный металлизированный материал может быть использован в шихте металлургических агрегатов, в том числе и дуговой сталеплавильной печи, или возможна дальнейшая плавка металлизированного продукта в ротационной печи с получением чугуна или стали.

Литература

1. Ровин С. Л., Ровин Л. Е., Заяц Т. М. Восстановление оксидов железа в ротационных печах // Литье и металлургия. 2011. № 1(59). С. 38–45.
2. Лисиенко В. Г., Щелоков Я. М., Ладыгичев М. Г. Вращающиеся печи: Справ. изд.: В 2-х кн. Кн. 1. М.: Теплотехник, 2004. 688 с.
3. Юсфин Ю. С., Гиммельфарб А. А., Пашков Н. Ф. Новые процессы получения металла. М.: Металлургия, 1994. 319 с.
4. Крутилин А. Н., Кухарчук М. Н., Сычева О. А. Твердофазное восстановление оксидов железа углеродом // Литье и металлургия. 2012. № 2 (65). С. 11–16.

References

1. Rovin S. L., Rovin L. E., Zayats T. M. Vosstanovlenie oksidov zheleza v rotacionnyh pechah [Reduction of iron oxide in rotary kilns]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2011, no. 1(59), pp.38–45.
2. Lisienco V. G., Shhelokov Ja. M., Ladygichev M. G. *Vrashhajushhiesja pechi* [Rotary kilns]. Moscow, Teplotehnik Publ., 2004, 6 p.
3. Jusfin Ju. S., Gimmel'farb A. A., Pashkov N. F. *Novye processy poluchenija metalla* [New processes for the production of metal]. Moscow, Metallurgija Publ., 1994, 319 p.
4. Krutilin A. N., Kuharchuk M. N., Sycheva O. A. Tverdogaznoe vosstanovlenie oksidov zheleza uglerodom [Solid reduction of iron oxide with carbon]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2012, no. 2 (65), pp. 11–16.



УДК 339.924

Поступила 13.01.2016

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В СТРАНАХ ЕАЭС

CURRENT STATE AND TENDENCIES OF DEVELOPMENT OF FERROUS METALLURGY IN THE EAEU COUNTRIES

Н. П. ДРАГУН, Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, г. Гомель, Беларусь, пр. Октября, 48. E-mail: dragunnp@gmail.com,

И. Ю. КУРБИЕВА, ОАО «Белорусский металлургический завод – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: kurbievai@mail.ru.

N. P. DRAGUN, Gomel State Technical University named after P. O. Sukhoj, Gomel, Belarus, 48, Oktyabrya ave. E-mail: dragunnp@gmail.com,

I. Y. KURBIYEVA, JSC «BSW – Management Company of Holding «BMC», Zhlobin city, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: kurbievai@mail.ru.

В статье проведен анализ современного состояния и тенденций развития черной металлургии в странах ЕАЭС. На основании проведенного анализа выявлены системные проблемы металлургии и сделаны выводы о возможных путях их решения с использованием потенциала интеграции.

The analysis of modern status and tendencies of development of ferrous metallurgy in the countries of the EAEU is described in the article. On the basis of the conducted analysis are revealed the identified systemic problems of metallurgy and the conclusions on possible ways of their solution using the potential of integration are given.

Ключевые слова. Металлургическое производство, интеграция, конкурентоспособность.

Keywords. Metallurgical industry, integration, competitive capacity.

Государственной программой развития промышленного комплекса Республики Беларусь на период до 2020 г. отечественной металлургии поставлены следующие задачи: развитие новых форм кооперационных связей, в том числе с организациями России и Казахстана; диверсификация и реструктуризация отрасли, формирование рациональной отраслевой структуры; широкомасштабное создание промышленных кластеров на основе сформированных «точек роста» и перспективных рыночных «ниш» [1]. От успешного решения этих задач зависит устойчивое развитие отрасли, конкурентоспособность металлургических предприятий и их продукции на отечественном и зарубежных рынках. В связи с этим, на наш взгляд, важным представляется исследование современного состояния и перспектив развития отечественной металлургии, выявление имеющихся проблем и определение путей их решения с учетом тенденций развития национальной и мировой экономики.

Значимость металлургического производства и производства готовых металлических изделий в развитии обрабатывающей промышленности Беларуси обусловлена тем, что, во-первых, оно обладает существенным потенциалом устойчивого конкурентного функционирования в системе связанных отраслей, что создает предпосылки для развития международной интеграции, во-вторых, технология производства металлопродукции белорусских производителей относится к высшему технологическому уровню и соответствует последним мировым достижениям, что создает возможности для наращивания экспортного потенциала страны, в-третьих, черная металлургия является главным поставщиком конструкционных материалов; в-четвертых, отрасль сохраняет сравнительно более высокую инвестиционную привлекательность и инновационную активность среди других видов промышленной деятельности (так, ее доля в общем объеме инвестиций в основной капитал экономики Беларуси в 2014 г. составила 3,42%). В-пятых, отечественное металлургическое производство сравнительно успешнее других про-

мышленных производств и в плане оплаты труда занятых (в 2010–2014 гг. средняя зарплата в отрасли была на 18–25% выше средней по промышленности) [2].

Динамику условий конкуренции (и, как следствие, уровень конкурентоспособности), в которых функционируют отечественные металлургические предприятия, в большой степени определяют следующие мировые тенденции и проблемы развития черной металлургии [3–6]:

1. Высокая значимость металлургического производства в мировой экономике в настоящее время обусловлена тем, что оно оказывает влияние на ведущие отрасли промышленности, такие, как оборонная, транспортное и тяжелое машиностроение, энергетика, строительство; черные металлы и изделия из них занимают одно из важнейших мест в структуре мирового экспорта; отрасль играет роль активного агента интеграции экономик развитых и развивающихся стран в мировые хозяйственные процессы и структуры. Сегодня ведущую роль в мировом производстве металлопродукции играют Китай (60% от мирового объема производства стали), Япония (8,6%), США (5,4%), Индия (5,1%), Южная Корея (4,3%), государства-члены ЕАЭС (4,3%) и Германия (3,2%) [8]. По итогам 2014 г. мировое производство стали возросло на 1,2% по отношению к уровню 2013 г., до 1662 млн. т. Этот рост обусловлен увеличением производства стали в Китае на 0,9%, до 829 млн. т, тогда как ее производство в остальных странах мира возросло только на 0,4% за рассматриваемый период. Мировое потребление продукции металлургии также характеризуется растущей динамикой – темп роста потребления стали в 2014 г. составил 3%. При этом для развивающихся стран характерен более высокий темп роста потребления металлопродукции, чем для развитых стран (3,8% против 1,6% соответственно). Ведущими потребителями стали в расчете на душу населения являются страны Азиатского региона, а также страны Европы и Северной Америки [5].

2. В числе ключевых проблем развития мировой металлургии следует выделить: во-первых, падение в 2015 г. мирового производства стали. На начало 2015 г. по сравнению с первым кварталом 2014 г. снижение производства стали составило 1,8% или 811 млн. т, в том числе в странах ЕС – 0,3% (до 58,1 млн. т.), США – 8,5% (до 26,3 млн. т.), Китае – 1,3% (до 270 млн. т.), странах Африки – 8,5% (до 4,8 млн. т.), Украине – 29,8% (до 7,1 млн. т.), что обусловлено, прежде всего, мировым финансово-экономическим кризисом, основными факторами которого стали снижение спроса в Китае и падение цен на сталь; во-вторых, наличие в отрасли избыточных производственных мощностей, уровень использования которых по итогам 2013 г. составил 78%, в 2014 г. снизился до 76%, а в декабре 2014 г. – январе 2015 г. – до рекордно низкого уровня 72,5% [5]. При этом основные мощности расположены в Китае, что, с одной стороны, определяет поведение стального сектора Китая как драйвера мировой черной металлургии, а с другой – обуславливает агрессивную конкурентную и торговую политику Китая на мировых рынках стали, в том числе приводящую к недобросовестной торговой практике с использованием демпинговых механизмов.

3. Основными тенденциями развития мировой черной металлургии являются:

- усиление масштабного «сворачивания» производства в целом ряде стран с одновременным повышением цен на сталь и сырье. На этом фоне особенно выразительно снижение удельного веса стран ЕС, Японии, стран НАФТА в мировом производстве и потреблении металлопродукции, что свидетельствует о постепенном перераспределении сфер влияния на рынках металлопродукции и в среднесрочной перспективе приведет к усилению экспортной экспансии Китая;

- переход к неполному циклу изготовления продукции. К 2020 г. заводы с полным циклом будут выплавлять не более 30% стали [4], что, в свою очередь, изменит конкурентную ситуацию на рынке металлолома;

- изменение направления потоков сырья и готовой продукции – центры роста производства черных металлов размещаются в регионах, обладающих необходимыми ресурсами или расположенных сравнительно недалеко от них, а также увеличивающих потребление черных металлов;

- изменение структуры мировой металлургии под воздействием процессов интеграции и консолидации вследствие обострения внутриотраслевой конкуренции из-за появления новых компаний; высокой рыночной концентрации в сфере производства железной руды по сравнению со стальной индустрией, что приводит к дисбалансу отношений между покупателями и поставщиками рудного сырья, усилению рыночной власти последних; слабого влияния производителей стали на рыночные цены своей продукции, что не позволяет им уверенно прогнозировать будущие денежные потоки; вызванного увеличением цен на сырье и энергоносители роста издержек, которые при консолидации фирм можно снизить за счет синергетических эффектов;

- усиление экологизации производства, что проявляется в использовании непрерывных процессов производства металлопродукции, например, доменных печей большого объема, коксовых батарей и др.;

снижении уровня потребления материальных и энергетических ресурсов за счет использования передовых технологий, систем улавливания и очистки пыли, повышения технического уровня производства.

Описанные выше мировые тенденции и проблемы развития металлургической отрасли в мире находят свое отражение и в процессах развития металлургии в государствах-членах ЕАЭС [3–7]:

1. Высокая значимость черной металлургии в странах ЕАЭС обусловила принятие на государственном уровне целого ряда программных документов, в соответствии с которыми основными задачами развития отрасли признаны, во-первых, создание конкурентоспособных производств, увеличение доли продукции глубокой переработки с высокой добавленной стоимостью; во-вторых, модернизация действующих предприятий в целях снижения ресурсо- и энергоемкости, внедрение современных управленческих технологий с целью повышения производительности труда; в-третьих, развитие инноваций по технологиям извлечения и комплексной переработки сырья, разработка новых видов продукции [1, 8–14]. Евразийской экономической комиссией принят ряд важнейших решений, затрагивающих внешнюю торговлю товарами и разработанных исходя из национальных интересов государств-членов ЕАЭС в металлургической отрасли. Вместе с тем, имеют место различия в определении приоритетов развития черной металлургии. Так, в Беларуси оно предусматривает прежде всего рост внутреннего потребления на основе увеличения выплавки стали до уровня 3 млн. т в год, в то время как Казахстан и Россия ориентированы на рост внутреннего потребления с сохранением своих позиций на мировом рынке: в России – путем удовлетворения спроса внутреннего и мирового рынков на металлопродукцию при условии стабильного сырьевого обеспечения; в Казахстане – путем создания металлургических производств последующих переделов, обеспечивающих развитие отраслей-потребителей металлопродукции и экспорта.

2. Системными проблемами черной металлургии государств-членов ЕАЭС являются высокая доля импорта металлопродукции на территории ЕАЭС (в 2014 г. доля импорта из третьих стран составила 40% от общей торговли с третьими странами); неравномерность распределения по территории ЕАЭС высокотехнологичных производств (в основном они находятся на территории России) и сырьевой базы; высокая ресурсо- и энергоемкость производства, в том числе из-за высоких тарифов естественных монополий; высокая доля полуфабрикатов, низкая доля высокотехнологичных и наукоемких видов продукции в валовом производстве отрасли.

3. Анализ эффективности деятельности металлургических предприятий стран ЕАЭС и Украины за 2010–2014 гг. позволяет констатировать:

- положительная динамика объемов производства черной металлургии характерна для России и Казахстана, отрицательная – для Беларуси и Украины. Так, например, в анализируемом периоде производство стали в России и Казахстане выросло на 4,5 и 1,4%, в Беларуси и Украине – снизилось на 10,4 и 18,8% соответственно; готового проката в России увеличилось на 5,2%, в Казахстане – на 11,4%, в то время как в Беларуси снизилось на 1,3%, в Украине – на 20,4%; металлокорда в России, Казахстане и Беларуси увеличилось на 6,3, 3,2 и 4,2% соответственно, в Украине снизилось на 9,7%. Индекс металлургического производства в 2014 г. в Беларуси составил 94,2% против 105,0% в 2013 г., в России – 95,7% в 2014 г. против 106,2% в 2013 г. [2, 3];

- в анализируемом периоде показатель рентабельности продаж в металлургии каждой из стран демонстрировал долгосрочную тенденцию к снижению, причем его снижение отмечается синхронно с сокращением объемов производства. Так, рентабельность продаж продукции черной металлургии Беларуси колебалась в пределах 3–10%. По итогам 2014 г. по сравнению с 2013 г. чистая прибыль предприятий металлургии уменьшилась на 43,2%, а по сравнению с 2012 г. – в 3 раза. Рентабельность продаж продукции черной металлургии России в 2014 г. составила 16% против 21% в 2010 г. [5]. Существенное влияние на ухудшение финансового состояния металлургических предприятий Беларуси и России оказали кризисные явления в российской экономике, обусловленные обвалом мировых цен на нефть, введением санкций, ослаблением национальной валюты, ограничением доступа к кредитным ресурсам за рубежом;

- производительность труда на металлургических предприятиях стран ЕАЭС за период 2010–2014 гг. имеет тенденцию к снижению, что обусловлено падением объема производства металлопродукции, увеличением численности работников на металлургических предприятиях, ухудшением финансового состояния предприятий. Исключение составляет производительность труда в Казахстане, которая в 2014 г. по сравнению с 2010 г. увеличилась более чем в 1,5 раза [2–4].

Проблемы и конкурентная ситуация в черной металлургии оказывают влияние на процессы интеграции и взаимную торговлю в рамках Евразийского экономического пространства. Анализ состояния и тенденций развития торговых отношений государств-членов ЕАЭС позволил установить, что:

1. В товарной структуре взаимной торговли государств-членов ЕАЭС в 2014 г. доля продукции металлургического производства составила 11,3% от общего объема взаимной торговли (в 2013 г. – 13,0%). При этом доля черных металлов и изделий из них в Беларуси составила 7,1% от общего объема экспорта, в Казахстане – 23,4, в России – 11,4% [15, 16]. Таким образом, металлургическая отрасль в Беларуси является наименее включенной в интеграционные процессы в рамках ЕАЭС по сравнению с другими его членами. По нашему мнению, ухудшению ситуации во внешней торговле Беларуси в рамках ЕАЭС способствовали низкая загрузка производственных мощностей действующих предприятий; слабо развитый внутренний рынок; узкий ассортимент выпускаемой продукции; высокие тарифы на железнодорожные перевозки и энергоемкость производств; отсутствие испытательных баз и лабораторий для сертификации продукции; высокая энерго- и трудоемкость продукции; недостаточный уровень транспортно-логистической инфраструктуры.

2. Наиболее широкую экспортную нишу среди всех видов металлопродукции в странах ЕАЭС занимают сталь и чугун. Так, доля экспорта стали и чугуна в 2014 г. в Беларуси составила 3,3% от общего объема экспорта металлопродукции, в России – 10,3, в Казахстане – 7,8%. При этом только в Республике Беларусь сложилась тенденция к снижению данного показателя – в 2011 г. доля экспорта стали и чугуна составила 4,6% от общего объема экспорта белорусской металлопродукции. Следует отметить, что в страны СНГ в 2014 г. Беларусь экспортировала 2,3% металлопродукции от общего объема экспорта против 2,7% в 2011 г., в страны вне СНГ – 4,8% в 2014 г. против 6,4% в 2011 г. Наиболее крупными третьими странами-потребителями белорусской металлопродукции являются Австрия (доля экспорта проволоки из нелегированной стали в общем объеме ее экспорта – 33,5%), Турция (доля экспорта полуфабрикатов из нелегированной стали – 35,8%), США (доля экспорта стальных труб, профилей бесшовных из черных металлов – 53,2%), Испания (доля экспорта стальных труб, профилей бесшовных из черных металлов – 6,6%), Швеция (доля экспорта прутков из нелегированной стали – 6,5%), Литва (доля экспорта прутков из нелегированной стали – 4,5%), Италия (доля экспорта полуфабрикатов из нелегированной стали – 3,5%), Польша (доля экспорта проволоки из нелегированной стали – 3,3%), Германия (доля экспорта скрученной проволоки из черных металлов в общем объеме экспорта в страну – 1,8%) [16–18]. Отрицательным моментом является снижение темпов роста объема экспорта металлопродукции за период 2011–2014 гг. практически во все третьи страны (за исключением Польши, Литвы и Латвии).

3. Во взаимной торговле стран ЕАЭС за период 2011–2014 гг. сформировалась негативная тенденция снижения экспортной составляющей. Так, поставки продукции черной металлургии Беларуси в Казахстан в 2014 г. по сравнению с 2013 г. снизились на 8,5%, в Россию – на 12,2%. Экспорт металлов и изделий из них Казахстана в Беларусь также сократился в 2,5 раза (37,2% общего объема экспорта Казахстана в Беларусь). Объем экспортных поставок металлопродукции России в Беларусь снизился на 18,3%, в Казахстан – на 34,8%. Вместе с тем, имеет место увеличение импортной составляющей в торговле Беларуси с другими странами ЕАЭС, прежде всего, с Россией. Так, импорт черных металлов и изделий из них Беларуси из России в 2014 г. составил 9,4% против 6,9% в 2011 г. [17, 18]. В связи с этим, можно говорить о том, что отсутствие собственной сырьевой базы в Беларуси обуславливает высокую импортозависимость металлургии и, как следствие, низкую рентабельность поставок металлопродукции белорусских предприятий. В силу жесткой односторонней привязки белорусских металлургических предприятий к материально-сырьевой базе России конкурентные угрозы со стороны российских поставщиков очень существенны и продолжают возрастать. Таким образом, объем торговли металлургической продукцией как в рамках ЕАЭС, так и со странами вне ЕАЭС в 2013 г. уменьшился в сравнении с предыдущими годами. Эта негативная тенденция продолжилась и в 2014 г. В торговых отношениях внутри ЕАЭС существует заметный перекос в сторону российско-белорусской торговли, которая по объему превышает товарооборот между Россией и Казахстаном, хотя экономика Казахстана заметно больше экономики Беларуси. Объясняется это тесными кооперационными связями между российскими и белорусскими предприятиями. Выровнять этот перекос можно либо с помощью диверсификации рынков сырья и сбыта для Беларуси, либо за счет увеличения российско-казахстанского и казахстанско-белорусского товарооборотов.

Выводы

1. В настоящее время тенденции развития черной металлургии государств-членов ЕАЭС в целом соответствуют сложившимся тенденциям в мировой металлургии – масштабное «сворачивание» объемов производства, падение цен на сталь и сырье, снижение спроса на металл, усиление влияния стран азиат-

ского региона на мировых рынках металлопродукции. Конкурентные позиции металлургии стран-членов ЕАЭС в рамках общемировой металлургии в динамике ухудшаются: доля металлопродукции стран ЕАЭС на общемировом рынке за период 2010–2013 гг. снизилась на 2,3 п. п. Эта тенденция связана с тем, что спрос со стороны основных потребителей строительного и автомобильного секторов корректируется в сторону снижения. При этом на мировом рынке сохраняется заметный переизбыток производственных мощностей в размере 500 млн. т. Такая ситуация негативно сказывается на ценах, которые продолжают держаться на низком уровне. Мировой экономический кризис также отразился и на объемах взаимного товарооборота внутри ЕАЭС. Вместе с тем, продукция, поставляемая в рамках взаимной торговли, имеет более высокий конкурентный потенциал, обеспечивающий опережающие темпы роста по сравнению с продукцией, поставляемой в третьи страны. Соответственно наращивание взаимной торговли может стать одной из антикризисных мер для перелома негативной тенденции сокращения доли стран ЕАЭС на мировом рынке металлопродукции.

2. Для стран ЕАЭС торговля с остальным миром (прежде всего с европейскими странами) является приоритетным направлением. В то же время в России торговля продукцией металлургического производства со странами СНГ (более 90% которой составляют страны ЕАЭС) в последнее время растет более быстрыми темпами. При этом во всех странах региона удельный вес стран ЕАЭС в период 2010–2014 гг. в импорте был больше, чем в экспорте. Это объясняется тем, что сотрудничество государств-членов ЕАЭС в отрасли черной металлургии осуществляется в основном на двухсторонней основе: между Казахстаном и Россией, Беларусью и Россией. Такого рода взаимосвязь с российским рынком делает страны данного региона, с одной стороны, зависимыми не только от экономической ситуации, складывающейся в России, но и в мире, а с другой – демонстрирует выгоду развития дальнейшего сотрудничества и создания зоны свободной торговли в пределах рассматриваемых трех государств. Таким образом, существенных противоречий между созданием Евразийского экономического союза и углублением сотрудничества с мировым сообществом для членов ЕАЭС в области торговли продукцией металлургического производства, по нашему мнению, нет.

Литература

1. Программа развития промышленного комплекса Республики Беларусь на период до 2020 года // Совет Министров Республики Беларусь [Электронный ресурс]. 2012. Режим доступа: economy.gov.by/nfiles/001146_12850_Programma.pdf. Дата доступа: 19.10.2015.
2. Промышленность Республики Беларусь (статистический сборник) // Министерство статистики и анализа Республики Беларусь [Электронный ресурс]. 2014. Режим доступа: http://belstat.gov.by/bgd/public_compilation?id=447. Дата доступа: 20.10.2015.
3. Аналитическая записка о состоянии металлургической отрасли Комитета ТПП РФ по металлургии // Торгово-промышленная палата Российской Федерации [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: tpprf.ru/download.pdf. Дата доступа: 27.10.2015.
4. Обзор рынка черной металлургии // Аналитическое агентство «Делойт» [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: www2.deloitte.com/content/dam/Deloitte/pdf. Дата доступа: 27.10.2015.
5. Состояние и развитие отрасли черной металлургии государств-членов Евразийского экономического союза // Евразийская экономическая Комиссия [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: http://www.eurasiancommission.org/ru/act/prom_agroprom.pdf. Дата доступа: 21.10.2015.
6. Тенденции и перспективы развития промышленного комплекса Республики Беларусь // Институт экономики Национальной академии наук Беларуси [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: economics.basnet.by/files/Tendencii.pdf. Дата доступа: 19.10.2015.
7. Украинская металлургия: современные вызовы и перспективы развития // Институт экономики промышленности академии наук Украины [Электронный ресурс]. 2014. Режим доступа: iep.donetsk.ua/akadem_sluhannya_po_met/akadem.pdf. Дата доступа: 27.10.2015.
8. Государственная программа индустриально-инновационного развития Республики Казахстан на 2015–2019 годы // Горно-металлургическая промышленность Казахстана [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: gmpprom.kz/site/gmpprom/repository/42019/4Program/4pdf. Дата доступа: 25.10.2015.
9. Государственная программа Российской Федерации «Развитие промышленности и повышения ее конкурентоспособности» // Правительство России [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: <http://government.ru/docs/11912/>. Дата доступа: 25.10.2015.
10. Национальная стратегия устойчивого социально-экономического развития Республики Беларусь на период до 2020 года // Национальная комиссия по устойчивому развитию Республики Беларусь [Электронный ресурс]. 2014. Режим доступа: un.by/pdf/OON_sMall_Rus.pdf. Дата доступа: 19.10.2015.
11. Программа по развитию горно-металлургической отрасли в Республике Казахстан на 2010–2014 годы // Министерство по инвестициям и развитию Республики Казахстан [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: mid.gov.kz/ru/pages/programma-po-razvitiyu-gorno-metallurgicheskoy-otrasli-respubliki-kazahstan-na-2010-2014-gody. Дата доступа: 25.10.2015.
12. Стратегический план развития Республики Казахстан до 2020 года // Министерство национальной экономики Республики Казахстан [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: <http://economy.gov.kz/2020/>. Дата доступа: 25.10.2015.

13. Стратегия развития металлургической промышленности России на период до 2020 года и в перспективе до 2030 года // Консультант Плюс [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: http://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_165502/. Дата доступа: 25.10.2015.
14. Стратегия «Казахстан – 2050»: новый политический курс состоявшегося государства // Информационно-правовая система нормативных правовых актов Республики Казахстан [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: <http://adilet.zan.kz/rus/docs/K1200002050>. Дата доступа: 25.10.2015.
15. Взаимная торговля товарами государств-членов Таможенного союза и Единого экономического пространства за 2014 год // Евразийская экономическая комиссия [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: http://www.eurasiancommission.org/ru/act/integr_i_makroec/default.aspx. Дата доступа: 28.10.2015.
16. Внешняя торговля Республики Беларусь (статистический сборник) // Министерство статистики и анализа Республики Беларусь [Электронный ресурс]. 2014. Режим доступа: http://belstat.gov.by/bgd/public_compilation?id=447. Дата доступа: 20.10.2015.
17. Об итогах взаимной торговли товарами Таможенного союза и Единого экономического пространства за январь-декабрь 2014 года // Евразийская экономическая комиссия [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: http://www.eurasiancommission.org/ru/act/integr_i_makroec/default.aspx. Дата доступа: 28.10.2015.
18. Товарная структура экспорта и импорта Российской Федерации в торговле со всеми странами // Федеральная таможенная служба Российской Федерации [Электронный ресурс]. 2015. Режим доступа: <http://stat.customs.ru/apex/f?p=201:7:3166781637024866::NO>. Дата доступа: 28.10.2015.

References

1. Programma razvitiya promyshlennogo kompleksa Respubliki Belarus' na period do 2020 goda // Sovet Ministrov Respubliki Belarus' [Elektronnyj resurs]. 2012. Rezhim dostupa: economy.gov.by/nfiles/001146_12850_Programma.pdf. Data dostupa: 19.10.2015.
2. Promyshlennost' Respubliki Belarus' (statisticheskij sbornik) // Ministerstvo statistiki i analiza Respubliki Belarus' [Elektronnyj resurs]. 2014. Rezhim dostupa: http://belstat.gov.by/bgd/public_compilation?id=447. Data dostupa: 20.10.2015.
3. Analiticheskaja zapiska o sostojanii metallurgicheskoy otrasli Komiteta TPP RF po metallurgii // Torgovo-promyshlennaja palata Rossijskoj Federacii [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: tpprf.ru/download.pdf. Data dostupa: 27.10.2015.
4. Obzor rynka chernoj metallurgii // Analiticheskoe agentstvo «Deloit» [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: [www2.deloitte.com/content/dam/Deloitte/pdf](http://www2.deloitte.com/content/dam/Deloitte/pdf/Data%20dostupa:27.10.2015). Data dostupa: 27.10.2015.
5. Sostojanie i razvitie otrasli chernoj metallurgii gosudarstv-chlenov Evrazijskogo jekonomicheskogo sojuza // Evrazijskaja jekonomicheskaja Komissija [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: http://www.eurasiancommission.org/ru/act/prom_i_agroprom.pdf. Data dostupa: 21.10.2015.
6. Tendencii i perspektivy razvitiya promyshlennogo kompleksa Respubliki Belarus' // Institut jekonomiki Nacional'noj akademii nauk Belarusi [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: economics.basnet.by/files/Tendencii.pdf. Data dostupa: 19.10.2015.
7. Ukrainskaja metallurgija: sovremennye vyzovy i perspektivy razvitiya // Institut jekonomiki promyshlennosti akademii nauk Ukrainy [Elektronnyj resurs]. 2014. Rezhim dostupa: iep.donetsk.ua/akadem_sluhannya_po_met/akadem.pdf. Data dostupa: 27.10.2015.
8. Gosudarstvennaja programma industrial'no-innovacionnogo razvitiya Respubliki Kazahstan na 2015–2019 gody // Gorno-metallurgicheskaja promyshlennost' Kazahstana [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: gmprom.kz/site/gmprom.pdf. Data dostupa: 25.10.2015.
9. Gosudarstvennaja programma Rossijskoj Federacii «Razvitie promyshlennosti i povyshenija ee konkurentosposobnosti» // Pravitel'stvo Rossii [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: <http://government.ru/docs/11912/>. Data dostupa: 25.10.2015.
10. Nacional'naja strategija ustojchivogo social'no-jekonomicheskogo razvitiya Respubliki Belarus' na period do 2020 goda // Nacional'naja komissija po ustojchivomu razvitiyu Respubliki Belarus' [Elektronnyj resurs]. 2014. Rezhim dostupa: un.by/pdf/OON_sMall_Rus.pdf. Data dostupa: 19.10.2015.
11. Programma po razvitiyu gorno-metallurgicheskoy otrasli v Respublike Kazahstan na 2010–2014 gody // Ministerstvo po investicijam i razvitiyu Respubliki Kazahstan [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: mid.gov.kz/ru/pages/programma-po-razvitiyu-gorno-metallurgicheskoy-otrasli-respubliki-kazahstan-na-2010-2014-gody. Data dostupa: 25.10.2015.
12. Strategicheskij plan razvitiya Respubliki Kazahstan do 2020 goda // Ministerstvo nacional'noj jekonomiki Respubliki Kazahstan [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: <http://economy.gov.kz/2020/>. Data dostupa: 25.10.2015.
13. Strategija razvitiya metallurgicheskoy promyshlennosti Rossii na period do 2020 goda i v perspektive do 2030 goda // Konsul'tant Pljus [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: http://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_165502/. Data dostupa: 25.10.2015.
14. Strategija «Kazahstan – 2050»: novyj politicheskij kurs sostojavshegosja gosudarstva // Informacionno-pravovaja sistema normativnyh pravovyh aktov Respubliki Kazahstan [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: <http://adilet.zan.kz/rus/docs/K1200002050>. Data dostupa: 25.10.2015.
15. Vzaemnaja trgovlja tovarami gosudarstv-chlenov Tamozhennogo sojuza i Edinogo jekonomicheskogo prostranstva za 2014 god // Evrazijskaja jekonomicheskaja komissija [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: http://www.eurasiancommission.org/ru/act/integr_i_makroec/default.aspx. Data dostupa: 28.10.2015.
16. Vneshnjaja trgovlja Respubliki Belarus' (statisticheskij sbornik) // Ministerstvo statistiki i analiza Respubliki Belarus' [Elektronnyj resurs]. 2014. Rezhim dostupa: http://belstat.gov.by/bgd/public_compilation?id=447. Data dostupa: 20.10.2015.
17. Ob itogah vzaimnoj trgovli tovarami Tamozhennogo sojuza i Edinogo jekonomicheskogo prostranstva za janvar'-dekabr' 2014 goda // Evrazijskaja jekonomicheskaja komissija [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: http://www.eurasiancommission.org/ru/act/integr_i_makroec/dep_stat.aspx. Data dostupa: 28.10.2015.
18. Tovarnaja struktura jeksporta i importa Rossijskoj Federacii v trgovle so vseimi stranami // Federal'naja tamozhennaja sluzhba Rossijskoj Federacii [Elektronnyj resurs]. 2015. Rezhim dostupa: <http://stat.customs.ru/apex/f?p=201:7:3166781637024866::NO>. Data dostupa: 28.10.2015.



УДК 669.

Поступила 13.01.2016

**ТЕНДЕНЦИИ ПО УВЕЛИЧЕНИЮ СТОЙКОСТИ
ПЕРИКЛАЗОУГЛЕРОДИСТЫХ ИЗДЕЛИЙ В РАБОЧЕЙ ФУТЕРОВКЕ
СТАЛРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ В УСЛОВИЯХ
ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»**

**MEASURES TO INCREASE LIFETIME OF PERICLASE-CARBONACEOUS
PRODUCTS IN WORKING LINING OF STEEL-POURING LADLES
AT JSC «BSW – MANAGEMENT COMPANY OF HOLDING «BMC»**

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

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

Проведен ряд мероприятий по эксплуатации сталеразливочных ковшей с рабочей футеровкой из периклазоуглеродистых изделий, направленных как на увеличение стойкости промышленно используемых изделий, так и на подбор альтернативных поставщиков данных огнеупорных материалов.

A number of actions were carried out during the operation the steel-pouring ladles with working lining of periclase-carbonaceous products, directed on increase of lifetime of industrially used products and on selection of alternative suppliers of these refractory materials.

Ключевые слова. Рабочая футеровка сталеразливочных ковшей, стойкость, периклазоуглеродистые изделия, магниевый флюс, удельный расход.

Keywords. Working lining of steel-pouring ladles, lifetime, periclase-carbonaceous products, magnesian flux, specific rate.

Значительные проблемы на металлургических заводах связаны прежде всего с использованием и обслуживанием сталеразливочных ковшей, так как интенсивное развитие внепечной обработки стали превратило ковш в основной технологический агрегат. В нем производится большое количество металлургических операций на протяжении длительного времени и при интенсивном перемешивании стали. В связи с этим предъявляются очень высокие требования к качеству и надежности футеровки, обеспечивающей высокую стойкость и минимальный износ. На ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» уже более 30 лет ведется работа по увеличению стойкости рабочей футеровки сталеразливочных ковшей.

К рабочей футеровке сталеразливочных ковшей предъявляются следующие требования: устойчивость против коррозионного и эрозионного разрушения расплавленным металлом и шлаком, достаточная термостойкость, отсутствие химического взаимодействия с реагентами, вводимыми в металл при внепечной обработке, отсутствие значительной усадки при службе в условиях высоких температур.

До 2000 г. в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» применялись периклазохромитовые изделия, а также футеровка из тиксотропной алюмошпинельной наливной бетонной массы. Данные виды футеровки не отвечали современным требованиям: периклазохромитовые изделия имели сравнительно низкую стойкость – 17 плавок (стены, днище) и 12,7 плавок (шлаковый пояс); бетонная масса имела достаточно высокую стойкость по стенам и днищу – в среднем 71 плавку, но химический состав данной футеровки являлся дополнительным источником загрязнения кордовой стали оксидами алюминия. На основании этого было принято решение о применении в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей периклазоуглеродистых изделий.

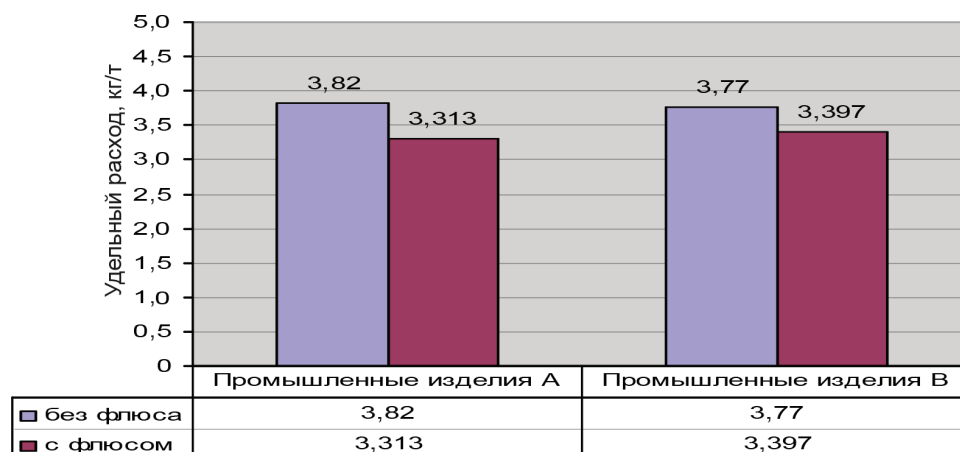


Рис. 1. Результаты, полученные при проведении испытаний магнезиального флюса в сталеразливочных ковшах ЭСПЦ

В настоящее время на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» футеровка 75% сталеразливочных ковшей (от общего парка ковшей) выполняется периклазоуглеродистыми изделиями, данная позиция занимает наибольшую долю в общем удельном расходе огнеупорных материалов при выплавке и разливке стали в ЭСПЦ.

С 2011 г. специалистами исследовательского центра проведен ряд мероприятий по эксплуатации сталеразливочных ковшей с рабочей футеровкой из периклазоуглеродистых изделий, направленных как на подбор альтернативных поставщиков данных огнеупорных материалов, так и на увеличение стойкости промышленно используемых изделий (на тот момент промышленно использовались периклазоуглеродистые изделия от двух поставщиков «А» и «В»).

Основным направлением по увеличению стойкости промышленно используемых периклазоуглеродистых изделий явилось испытание и внедрение в технологию присадки магнезиального флюса в стальковши с целью насыщения шлака оксидом магния (MgO) и снижения его негативного воздействия в большей степени на изделия рабочей футеровки шлакового пояса. Таким образом, при проведении испытаний удалось увеличить стойкость изделий шлакового пояса от поставщика «А» в среднем на 48% (с 31 плавки до 46 плавков), от поставщика «В» – в среднем на 82% (с 29 плавков до 53), тем самым, снизив общие удельные затраты на выполнение рабочей футеровки изделий поставщика «А» на 0,507 кг/т и поставщика «В» на 0,373 кг/т. Внедрение магнезиального флюса позволило эксплуатировать порядка 30% сталеразливочных ковшей от всего парка без проведения промежуточного ремонта шлакового пояса (рис. 1).

Целью подбора альтернативных поставщиков периклазоуглеродистых изделий для рабочей футеровки сталеразливочных ковшей являлось не только расширение конкурентной среды, но также и снижение удельного расхода за счет увеличения стойкости рабочей футеровки путем подбора периклазоуглеродистых изделий оптимальных для эксплуатации в условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК».

За период с 2011 г. в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей на ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» были испытаны периклазоуглеродистые изделия от трех поставщиков, два из которых были одобрены к промышленному использованию, от третьего поставщика запланированы испытания опытно-промышленной партии. На сегодняшний день увеличение стойкости рабочей футеровки сталеразливочных ковшей с 2011г. составляет до 18% (стойкость футеровки при проведении испытаний увеличилась от 56 до 66 плавков).

Согласно утвержденному графику испытаний периклазоуглеродистых изделий для сталеразливочных ковшей, еще запланирована закупка опытных партий от трех поставщиков.

На рис. 2 приведены эксплуатационные характеристики периклазоуглеродистых изделий от различных поставщиков.

По данным гистограмм, отмечается тенденция к снижению удельных затрат периклазоуглеродистых изделий за счет увеличения стойкости футеровки. Следует отметить, что стойкость сталеразливочных ковшей с рабочей футеровкой от промышленно поставляемых поставщиков 2011 г. и в настоящее время находится на том же уровне, однако длительность нахождения металла в сталеразливочных ковшах увеличилась в связи с увеличением длительности обработки качественного сортамента стали и доли произ-

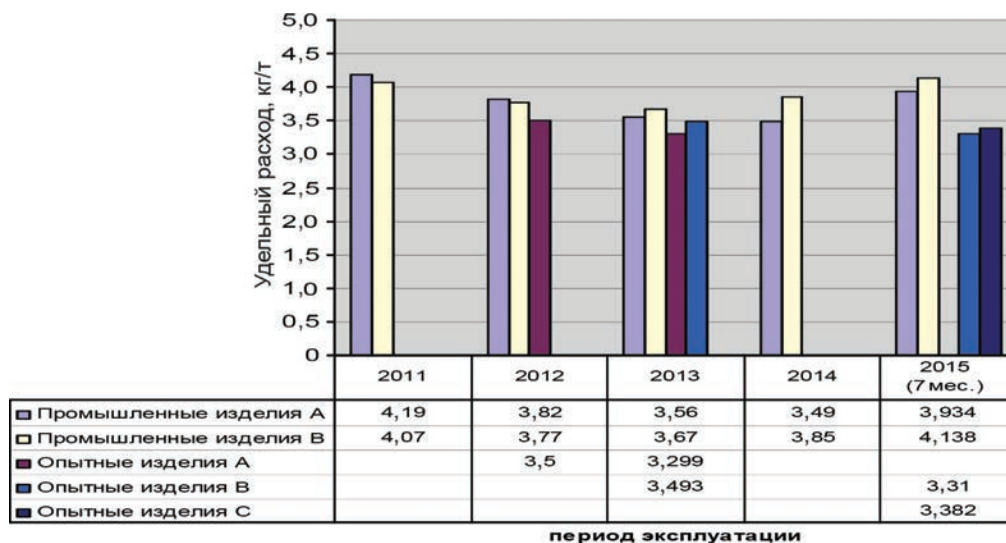


Рис. 2. Удельные расходы периклазоуглеродистых изделий в рабочей футеровке сталеразливочных ковшей от различных поставщиков

водства данных марок сталей. У поставщика «В» снижение стойкости также обусловлено периодической поставкой огнеупоров со снижением качества.

Проведенные мероприятия дают возможность прогнозировать дальнейшее увеличение стойкости рабочей футеровки сталеразливочных ковшей и снижение удельных расходов огнеупорных материалов. Так, при ломке рабочей футеровки ковшей отмечается запас ресурса огнеупоров для продолжения эксплуатации. Поэтому дальнейшую работу планируется направить на усиления отдельных зон футеровки.

Выводы

В условиях ЭСПЦ ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» был проведен ряд мероприятий, направленных на увеличение стойкости рабочей футеровки сталеразливочных ковшей из периклазоуглеродистых изделий за счет внедрения магнезиального флюса и проведения испытаний изделий от альтернативных поставщиков. Полученные результаты показывают, что дальнейшее увеличение стойкости рабочей футеровки возможно за счет усиления отдельных зон футеровки.



УДК 669.71

Поступила 12.12.2015

КАК УЛУЧШИТЬ КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СТРОИТЕЛЬНОЙ АРМАТУРЫ

HOW TO IMPROVE THE CORROSION RESISTANCE OF BUILDING BARS

А. Б. СТЕБЛОВ, ООО «Инновационные металлургические технологии», Технопарк Сколково, г. Москва, Россия. E-mail: anver_Steblov@mail.ru

Л. И. ЕЛШИНА, ОАО «НИЦ «Строительство» НИИЖБ им. А. А. Гвоздева, г. Москва, Россия. E-mail: l.elchina@mail.ru

A. B. STEBLOV, LLC «Innovative Metallurgical Technology», Technopark Skolkovo, Moscow, Russia. E-mail: Anver_Steblov@mail.ru

L. I. ELSHINA, SIC «Construction» NIIZhB them. A. A. Gvozdev, Moscow, Russia. E-mail: l.elchina@mail.ru

Установлено влияние технологии прокатки непрерывнолитой заготовки слиттингом на поверхностные дефекты и коррозионную стойкость строительной арматуры класса А500С.

It was found the influence of rolling technology of the continuous cast steel billet by slitting on surface defects and corrosion resistance of a bulding bars grade A500S.

Ключевые слова. Непрерывнолитая заготовка, слиттинг, строительная арматура, коррозионная стойкость.

Keywords. Continuous cast steel billet, slitting, construction armature, corrosion resistance.

Современные металлургические мини-заводы имеют существенные экономические преимущества перед крупными интегрированными металлургическими комбинатами полного цикла [1, 2]. Однако есть особенности, которые наряду с преимуществами приводят к ухудшению показателей качества строительной арматуры.

Все мини-заводы используют в основном непрерывнолитую заготовку, которая изначально проигрывает в качестве макроструктуры катаной заготовке того же сечения, полученной из слитка. При прокатке слитка удаляется его головная часть, где сосредоточены основные металлургические дефекты. Кроме того, большое количество термовоздействий в виде нагрева слитка, затем заготовки с высокой деформационной проработкой литой структуры в основном ликвидируют дендритную микронеоднородность и обеспечивают гомогенизацию структуры по сечению проката. При разливке рядовой низкоуглеродистой стали на МНЛЗ защита металла от вторичного окисления и магнитное перемешивание жидкой стали в кристаллизаторе обычно не используются, поэтому высока вероятность возникновения дефектов поверхности. Есть и исключения, например, непрерывнолитая заготовка завода BSW (Германия), где при серийной разливке 30–40 плавов за счет технологии разливки достигнуты очень хорошие показатели по однородности распределения химических элементов по сечению и длине заготовки, а также по неметаллическим включениям.

Прокатка заготовок с использованием слиттинга с одновременным получением 2–4 прутков арматуры осуществляется практически на всех заводах. Установлено, что суммарный коэффициент вытяжки соответственно и проработка внутренней структуры металла при прокатке арматуры слиттингом в два прутка из заготовки сечением 125×125 мм в сравнении с арматурой, прокатанной из 8-тонного слитка в один прут, снижаются в среднем в 50 раз. Исследованиями НИИЖБ им. А. А. Гвоздева, проводимыми в 1990 г. на металле производства различных металлургических заводов, установлено, что арматура, полученная прокаткой в один прут, имеет показатель «коррозионная стойкость» существенно выше, чем при слиттинге с разделением на два прутка. Выявлено, что по этому показателю арматура производства ЗСМК (прокатка из слитка в один прут) была лучше в 20–50 раз, чем арматура Белорусского ме-

таллургического завода, полученная двойным слиттингом из непрерывнолитой заготовки сечением 125×125 мм. В таблице приведены результаты испытаний коррозионной стойкости образцов арматурной стали, выпускаемой по различным технологиям на разных заводах.

Результаты испытаний коррозионной стойкости некоторых арматурных сталей диаметром 12 мм

Марка стали	Завод–изготовитель	Способ производства	Коррозионная стойкость, ч	Способ прокатки
Ат-У	Молдавский металлургический завод, 1990 г.	Непрерывнолитая заготовка 125×125 мм	Менее 7	Двойной слиттинг
Ат-У	Белорусский металлургический завод, 1990 г.	Непрерывнолитая заготовка 125×125 мм	Менее 6	То же
20ГС, А-У	Криворожский металлургический завод, 1990 г.	Слиток массой 8,5 т, 820×720–715×620 мм	Более 100	То же
500СП	Сибирский металлургический комбинат, 2005 г.	Слиток массой 11,6 т, 975×855–827×725 мм	Более 200	Один прут
500С	Белорусский металлургический завод, 2012 г.	Непрерывнолитая заготовка 125×125 мм	46	Двойной слиттинг
500С	Нижне-Сергинский метизно-металлургический завод, 2007 г.	Непрерывнолитая заготовка 125×125 мм	34	То же
500С	Челябинский металлургический комбинат, 2000 г.	Непрерывнолитая заготовка 125×125 мм	Более 78	Один прут

Из таблицы видно, что коррозионная стойкость на арматуре из непрерывнолитой заготовки, полученной слиттингом, существенно хуже в сравнении с арматурой, прокатанной в один прут из слитка. Прокатка непрерывнолитой заготовки в один прут повышает этот показатель почти в 2 раза в сравнении с двойным слиттингом.

На рис. 1–4 показано, как внутренние дефекты металла при продольном разделении заготовки на два прутка, выходят на поверхность¹.

Используя структурно-матричный подход [3] к анализу поведения дефектов в виде трещин и ликваций в сечении заготовки и деформируемой полосы, была получена математическая модель, позволяющая анализировать и количественно оценивать вероятность выхода дефекта в виде трещины на поверхность готовой арматуры в зависимости от процесса формоизменения при продольной прокатке.

В качестве базовых данных для расчета в модели была взята суммарная площадь ликвационных дефектов в исходной заготовке (рис. 1):

$$S_{\text{л}} = \sum_{i=2}^n \left(\frac{b_{i-1} + b_i}{2} l_i \right), \quad (1)$$

где n – число узлов ликвации; S_i – площадь элемента ликвации; b_{i-1} – ширина ликвации в узле $i-1$; b_i – ширина в i -м узле; l_i – длина i -го вектора. Общая площадь ликвационных дефектов определена по результатам сканирования фотографии темплета.

Вводится коэффициент ликвации

$$K_{\text{л}} = \frac{S_{\text{л}}}{S_{\text{р}}},$$

где $S_{\text{л}}$ – площадь сечения ликвации; $S_{\text{р}}$ – площадь сечения раската.

Очевидно, что чем меньше $K_{\text{л}}$, тем меньше ликвация, и ее влияние на технологические свойства раската. Для использования этого показателя в матричной модели запишем данную формулу через компоненты матрицы раската. Сама матрица раската состоит из нескольких матриц $[\Phi]$, $[L]$, ..., $[ПИ]$, которые, в свою очередь, также могут состоять из матриц низшего порядка ($a_1, a_2, \dots, a_n$).

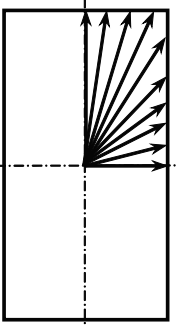
Например,

$$[A] = \begin{bmatrix} [\Phi] \\ [L] \\ [CP] \\ [ПО] \\ [ПИ] \end{bmatrix}, \quad (2)$$

¹ Материалы исследований А. В. Ивченко.

где $[\Phi]$ – матрица формы сечения; $[L]$ – матрица ликвации; $[CP]$ – матрица свойств раската (температура, пластические свойства); $[ПО]$ – матрица параметров оборудования; $[III]$ – матрица износа калибров.

В качестве примера приведена матрица изменения формы сечения заготовки (раската) $[\Phi]$, в которой каждый из компонентов матрицы задается в векторной форме, а площади сечения раската находятся как площади треугольников, образованных двумя соседними векторами:



$$[\Phi] = \begin{bmatrix} a_1 \\ a_2 \\ \vdots \\ a_n \end{bmatrix}, \quad (3)$$

$$S_i = \frac{1}{2} a_i a_{i+1} \sin \alpha, \quad (4)$$

где a_i, a_{i+1} – компоненты матрицы формы; α – угол между векторами, в матричном подходе угол константа для всего сечения. Просуммировав все площади треугольников, получим площадь сечения:

$$S_p = \frac{360}{\alpha n} \frac{1}{2} \sin \alpha \sum_{i=1}^{n-1} (a_i a_{i+1}), \quad (5)$$

где n – число векторов в матрице формы (от min 8 до max 360).

Аналогично формируются матрица формы ликвации $[L]$ и ее изменения в процессе деформации по проходам. Ликвация в сечении заготовки, слитка может быть задана в виде точечной, шнуровой, в виде окружности, овала или прямоугольника. Форма ликвации в сечении определяет ее поведение при пластической деформации раската и степень опасности выхода ликвации на поверхность раската (вероятность появления дефекта).

Для определения формы ликвации предлагается коэффициент формы ликвации:

$$K_{\text{фл}} = \frac{\sum_{i=2}^n L_i}{\max_{i=1} b_i}, \quad (6)$$

где L_i – длина элементов ликвации; b_i – ширина ликвации в узле.

Из анализа поведения ликвации на основе проведенных экспериментов и данных литературного обзора $K_{\text{фл}}$ может принимать значения от 0,9 до 10. Осевая ликвация в виде круга имеет коэффициент от 0,9 до 2. При значениях от 2 до 5 ликвацию оцениваем как осевую вытянутой, эллипсоидной формы по сечению раската. При значениях свыше 5 – сечение ликвации принимает вид осевой размытой ликвации, включая близкую по форме к прямоугольнику.

Коэффициенты формы, ликвации и другие на первом этапе рассчитываются по сканированному изображению, затем корректируются с учетом сопоставления расчетных и фактических экспериментальных значений. После настройки модели ее используют для аналогичных расчетов при деформации заготовки слитка на заданные сечения по различным калибровкам, в том числе калибры при прокатке слитингом в 2–4 прутка. При настройке модели за базовую точку отсчета взяты и условно приняты за 1 данные по сканированию темплетов по рис. 1–4.

Программа RollingMill разработана и используется на кафедре «ОМД» МГТУ [4].

Расчетные значения вероятности возникновения дефектов по модели подтверждают данные НИИЖБ. Так, при разделении раската на четыре продольные полосы качество поверхности может ухудшиться в среднем на 30% по сравнению с прокаткой заготовки в одну «нитку», при разделении раската на три полосы – до 75%, а при делении раската с помощью делительной кассеты или валками на две полосы расчетный показатель «коррозионная стойкость» может ухудшиться в 8–15 раз в зависимости от начального распределения дефектов по сечению заготовки.



Рис. 1. Поперечное сечение заготовки клетей 125×125 мм

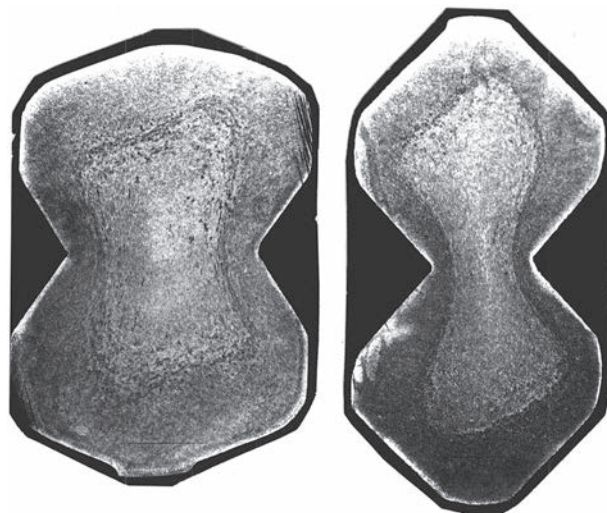


Рис. 2. Формирование сечения перед разделением в промежуточной группе

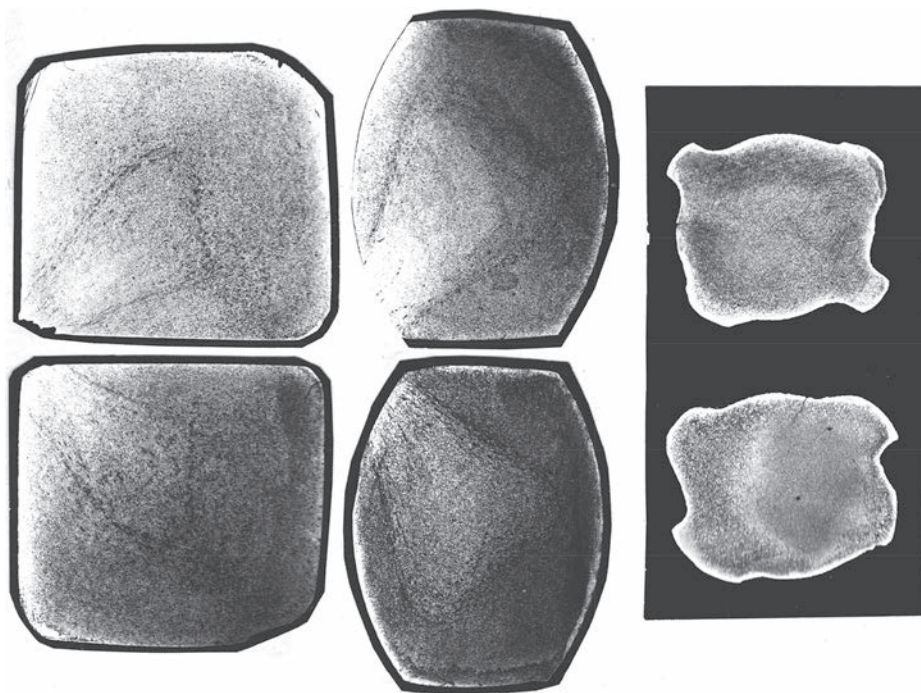


Рис. 3. Поперечное сечение раската после слиттинг-разделения на два прутка



Рис. 4. Поперечное сечение готовой арматуры класса А500С после прокатки непрерывнолитой заготовки слиттинг-процессом с разделением на два прутка диаметром 12 мм

Результаты исследований и выводы по влиянию прокатки разделением на дефекты поверхности арматуры не ставят цель запретить технологию слиттинга. Нормативная документация по использованию арматуры в строительстве МГС ГОСТ 31384-2008 «Защита бетонных и железобетонных конструкций от коррозии. Общие технические условия» регламентирует показатель, условно называемый «коррозионная стойкость» стальной арматуры. Вводятся понятия «коррозионное повреждение» и «коррозионное растрескивание». Причем если раньше «коррозионная стойкость» регламентировалась для различных видов арматуры в зависимости от ответственности железобетонных конструкций и условий их эксплуатации в слабо, средне- и сильноагрессивных средах, то сейчас установлен единый показатель – стойкость стали против коррозионного растрескивания в кипящих солях не менее 40 ч. Любая арматура должна обладать свойством: выстоять в принятой к испытаниям агрессивной среде под нагрузкой не менее 40 ч. Этот показатель войдет и в новый межгосударственный стандарт по арматурной стали, который в настоящее время находится в стадии согласования, терминология уточняется. Металлурги же должны обратить внимание на совершенствование технологии получения термически упрочненной арматуры.

Во-первых, на качестве арматуры положительно скажется увеличение поперечного сечения непрерывнолитой заготовки, защита металла от окисления при разливке, совершенствование скоростного режима охлаждения заготовки при разливке, включая электромагнитное перемешивание в кристаллизаторе. Во-вторых, в прокатном производстве по возможности нужно заменять двойное разделение на тройное или катать в одну нитку. В-третьих, схема прокатки и калибровка при двойном слиттинге должна иметь максимальное количество проходов (не менее 4) от момента разделения раската до выхода арматуры из чистового калибра. Существенного улучшения качества поверхности можно также достичь за счет изменения режима охлаждения арматуры после прокатки – технология термоциклирования [5]. Кроме того, известен опыт введения ингибиторов коррозии в систему агрегата водяного охлаждения и термического упрочнения арматуры перед холодильником. В некоторых случаях вводится дополнительная операция по алюминированию, оцинкованию готовой арматуры, известна технология нанесения эпоксидного покрытия на поверхность арматуры. Для наиболее ответственных конструкций строители заказывают производство партии арматуры из нержавеющей стали. Это, конечно, сопряжено с дополнительными затратами, но они многократно окупаются из-за увеличения сроков межремонтной эксплуатации, что позволяет полагать увеличение спроса у строителей на эту арматуру в будущем.

Необходимо также иметь в виду, что сортировка арматурных стержней по наличию дефектов перед пакетированием производителями арматуры не производится и процент содержания некачественной стали в пачке остается неопределенным. В результате дефектная арматура может оказаться в ответственных конструкциях, работающих в агрессивных средах и особо опасных условиях. Примером таких сооружений являются мостовые конструкции, тоннели, подземные гаражи и паркинги, бассейны и другие спортивные сооружения. Подземные паркинги, располагаемые под высотными жилыми зданиями, торговыми центрами, многоэтажными офисами, могут стать причиной серьезных разрушений с многочисленными жертвами. Обязательные к исполнению (в части безопасности) строительные правила СП 28.13330.2012 «Защита строительных конструкций от коррозии» четко регламентируют применение в конструкциях без предварительного напряжения, эксплуатируемых в агрессивных средах, арматуры со стойкостью против коррозионного растрескивания не менее 40 ч, а в конструкциях с предварительным напряжением – не менее 100 ч.

НИИЖБ им. А. А. Гвоздева выступает с предложением разработать рекомендации по приемке арматуры на строительной площадке и с целью исключения нештатных ситуаций в течение всего жизненного цикла строительного объекта активно работает со всеми заинтересованными сторонами, включая Министерство регионального развития, Минстрой России, Государственную экспертизу, Правительство Москвы. Это обстоятельство необходимо учитывать производителям арматуры, чтобы обеспечить своевременные меры по гарантии высокого качества арматурной стали, поступающей на строительную площадку и оставаться на рынке строительных профилей ответственными поставщиками материалов для современного строительства.

Из таблицы можно сделать вывод, что работа по улучшению качества арматуры на заводах проводится, о чем свидетельствует улучшение показателя по коррозионной стойкости на некоторых заводах в сравнении с данными 1990 г. Сегодня лучший показатель по коррозионной стойкости при производстве строительной арматуры методом непрерывного литья и двойного слиттинга у Белорусского металлургического завода, но резерв для дальнейшего улучшения этого показателя, несомненно, есть

и НИИЖБ им. А. А. Гвоздева готов сотрудничать в этом направлении со всеми заинтересованными организациями.

Литература

1. Смирнов А. Н., Сафонов В. М., Дорохова Л. В., Цупрун А. Ю. *Металлургические мини-заводы*. Донецк: Норд – Пресс, 2005. 469 с.
2. Стеблов А. Б., Матейко А. В. Эффективность и риски мини-заводов // *Электрометаллургия*. 2008. № 7. С. 2–8.
3. Тулупов О. Н. Структурно-матричные модели для повышения эффективности процессов сортовой прокатки. Магнитогорск, МГТУ, 2002. 224 с.
4. Завьялов А. А. Совершенствование технологии сортовой прокатки на основе исследований поведения осевой ликвации непрерывнолитой заготовки для улучшения качества проката: Дис. ... канд. техн. наук. М., 2001. 138 с.
5. Кугушин А. А., Узлов И. Г., Калмыков В. В., Мадатян С. А., А. В. Ивченко А. В. *Высокопрочная арматурная сталь*. М.: Металлургия, 1986. 272 с.

References

1. Smirnov A., Safonov V., Dorohova L., Tsuprun A. *Metallurgicheskie mini-zavody* [Mini steel plants]. Donetsk, Nord-Press Publ., 2005. 469 p.
2. Steblov A., Matejko A. Effektivnost i riski mini-zavodov [Effectiveness and risks of mini-mills]. *Electrometallurgiya = Electrometallurgy*, 2008, no. 7, pp. 2–8.
3. Tulupov O. *Strukturno-matrichnye modeli dlya povysheniya effektivnosti prozessa sortovoy prokatki* [Structural-matrix models to improve efficiency bar rolling processes]. Moscow State Technical University, Magnitogorsk, 2002, 224 p.
4. Zavyalov A. *Sovershenstvovanie tehnologii sortovoy prokatki na osnove issledovaniya povedeniya osevoy likvazii nepreryvno litoy zagotovki dlya ulucheniya kachestva prokata* [Improving bar rolling technology-based research center segregation behavior of continuous casting to improve the quality of hire]. Thesis for the degree of PhD, Bauman im. N. G. Nosova, 2001. 138 p.
5. Kugushin A., Uzlov I., Kalmykov V. et al. *Vysokoprochnaya armaturnaya stal'* [High-strength reinforcing steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 272 p.



УДК 621.771.014.2

Поступила 09.02.2016

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕЖИМОВ ОБЖАТИЯ ПОЛОС ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ ДЛЯ ДОСТИЖЕНИЯ ТРЕБУЕМОЙ РАЗМЕРНОЙ ТОЧНОСТИ ФОРМООБРАЗУЕМОГО ПРОФИЛЯ

DETERMINATION MODES OF ROLLING BANDS OF VARIABLE THICKNESS FOR ACHIEVEMENT REQUIRED DIMENSIONAL ACCURACY OF FORMING PROFILE

Л. А. ИСАЕВИЧ, Д. М. ИВАНИЦКИЙ, М. И. СИДОРЕНКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: denisrodman@tut.by.

L. A. ISAEVICH, D. M. IVANICKIJ, M. I. SIDORENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: denisrodman@tut.by.

Рассмотрены особенности процесса продольной прокатки полос переменной толщины с возрастающим обжатием. Приведены графики изменения мгновенного опережения при прокатке с нарастающим обжатием. Определены режимы обжатия полос переменной толщины, обеспечивающие достижение требуемой размерной точности. Представлены схемы опытных устройств для прокатки полос переменной по длине толщины.

The features of the process of longitudinal rolling bands of variable thickness with increasing compression are considered. The graphs of changes of instant advance when rolling with increasing compression are given. Compression modes bands of variable thickness that achieve the desired dimensional accuracy are defined. Schemes of experimental device for rolling bands of variable thickness along the length are presents.

Ключевые слова. Малолистовые рессоры, продольная прокатка, валок, опережение, размерная точность.

Keywords. Little-leaf springs, longitudinal rolling, roll, advance, dimensional accuracy.

В последнее время в практике конструирования транспортных средств, в частности для автомобилей средней грузоподъемности, все большее внимание привлекают конструкции с использованием поддрессорника, по сути дела являющегося одной из разновидностей малолистовых рессор. Заготовка поддрессорника представляет собой полосу переменного сечения (рис. 1) и отличается от заготовки малолистовых рессор значительным перепадом толщины.

Центральная часть поддрессорника как и у большинства малолистовых рессор выполнена плоской постоянного размера по толщине. Это подтверждается опытом эксплуатации малолистовых рессор.

Для поддрессорника в качестве материала используется рессорная сталь 50ХГФА. Хромованадиевая сталь 50ХГФА является наилучшей рессорной сталью. Она хорошо прокаливается, имеет высокую усталостную прочность, большой предел упругости и устойчива против перегрева.

Основные требования к прокатанным листам поддрессорника:

- поверхность листов, в том числе и их ребровые стороны, должны быть без расслоений, трещин, раковин, забоин и других дефектов, снижающих долговечность листов;
- допуск на толщину прокатанных листов в любом сечении $\pm 0,2$ мм;

Из всего многообразия способов получения полос с переменным по длине профилем, применяемых для изготовления малолистовых рессор, самыми рациональными являются те, которые связаны с продольной прокаткой.

Из всех способов получения полос с переменным по длине профилем можно выделить прокатку полосы в приводных валках постоянного радиуса с изменяющимся межвалковым зазором в процессе деформирования металла [1, 2] (рис. 2).

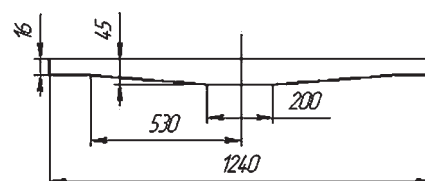


Рис. 1. Заготовка поддрессорника

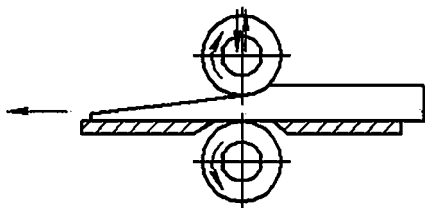


Рис. 2. Схема прокатки в цилиндрических валках с изменением межвалкового зазора

Одним из основных способов получения полос с переменной по длине толщиной, нашедших промышленное применение, является прокатка полосы в приводных валках постоянного радиуса с изменяющимся межвалковым зазором в процессе деформирования.

Условия эксплуатации деформирующих валков чрезвычайно тяжелые. Наряду с действием высоких контактных нагрузок, возникающих при обжатии, значительное влияние на стойкость оказывает температура заготовки, которую перед прокаткой нагревают до 950 °С. Наличие коррозии, окалины и абразивных загрязнений на заготовках способствуют процессу утраты работоспособности вала. Основными причинами выхода из строя инструмента является неравномерный размерный износ, возникновение пригара материала заготовки к поверхности, а также повреждения в виде сколов, раковин, трещин отслоений и др.

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.

Для расчетов обычно используют довольно сложные методики, например, методику расчета переменных скоростей [4]. Был предложен другой подход [5]. 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 (рис. 3).

Уравнение для определения мгновенного опережения металла в сечении выхода из очага деформации при прокатке профилей переменного сечения с нарастанием обжатия [5] имеет вид

$$S = \frac{\left\{ 1 + \frac{R}{h} \beta^2 + 2 \frac{R}{h} \left[\gamma \beta + \frac{(\gamma - \beta)^2}{2} - \frac{\beta^2}{2} \right] \right\} \left[1 - \frac{(\gamma - \beta)^2}{2} \right]}{\left(1 + \frac{R}{h} \beta^2 \right) \left(1 - \frac{\beta^2}{2} \right)} - 1. \quad (1)$$

Входящий в выражение (1) 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 [5]

$$\gamma = \sqrt{\frac{h}{R}} \operatorname{tg} \left\{ 0,5 \left[\operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{h}{R}} \alpha \right) - \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{h}{R}} \beta \right) \right] - \left(\frac{0,25}{f} \right) \sqrt{\frac{h}{R}} \ln \left[\frac{\left(\frac{h}{R} + \alpha^2 \right)}{\left(\frac{h}{R} + \beta^2 \right)} \right] \right\} + \beta, \quad (2)$$

где f – средний коэффициент трения; β – угол сечения выхода металла из валков.

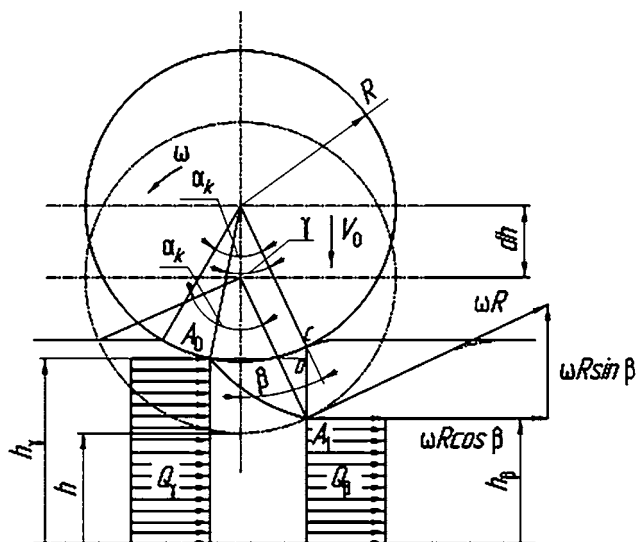


Рис. 3. Схема потоков скорости относительно критического сечения в нестационарном очаге деформации

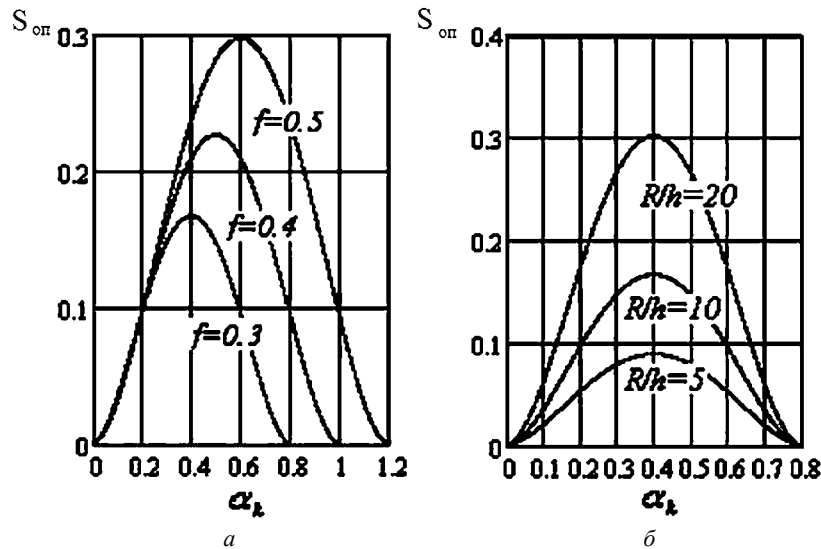


Рис. 4. Изменение мгновенного опережения при прокатке с нарастающим обжатием в зависимости от угла касания α_k и коэффициента трения f при $\beta = 0,1$ рад и $R/h = 10$ (а); от угла касания α_k и отношения R/h при $\beta = 0,1$ рад и $f = 0,3$ по формуле (1) (б)

В свою очередь

$$\alpha = \alpha_k - \beta,$$

где α_k – угол касания валков с металлом.

После упрощения уравнение (2) примет вид

$$\gamma = \frac{\alpha_k}{2} \left(1 - \frac{\alpha_k}{2f} + \frac{\beta}{f} \right). \quad (3)$$

Графики по формуле (1) и данным [6] приведены на рис. 4, а результаты расчетов по формуле (1) и данным [6] показаны в таблице. Как видно из таблицы, результаты хорошо согласуются между собой, что указывает на корректность предлагаемого решения.

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 [6] и формуле (1)

α_k	S [6]	S формула (1)
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	0,096391	0,096391
1,2	0	0

Теоретические исследования доказывают, 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.

На рис. 5 показана схема устройства для реализации предложенного способа. Устройство содержит неприводной опорный валок (профилированной копир) 1, приводные валки 2, боковые ролики 3, механизм 4 регулировки зазора в валках, захват 5, трос 6, груз 7, упор 8, блок 9. Нижний валок имеет возможность перемещаться в вертикальном направлении за счет клинового механизма 4. Этот механизм включает нижний и верхний клинья. Горизонтальное движение нижнего клина вызывает вертикальное движение верхнего клина и, следовательно, нижнего валка. Груз 7 используется для перемещения заго-

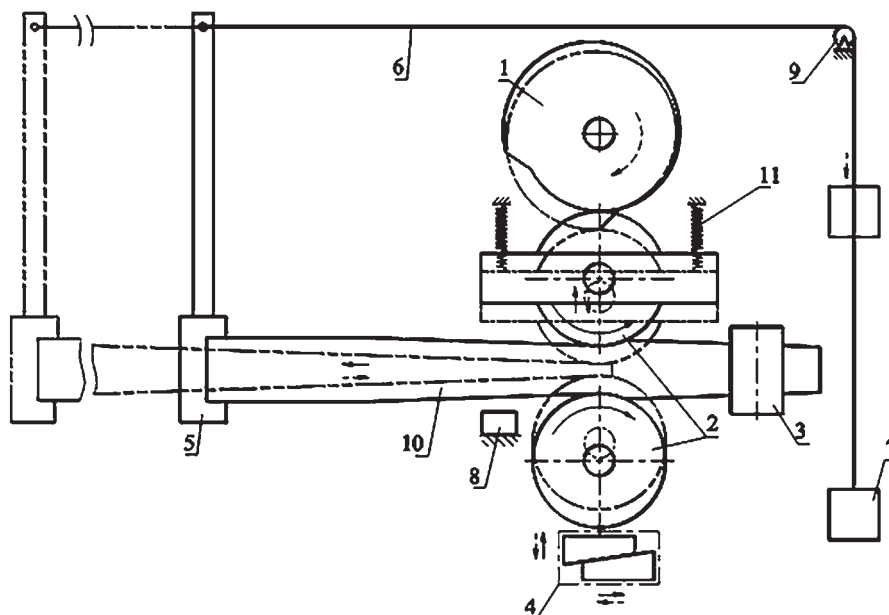


Рис. 5. Схема устройства для прокатки полосы переменной по длине толщины с использованием профилированного копира и боковых роликов

товки 10, а упор 8 – для ограничения ее перемещения. Верхний валок 2 с помощью пружин 11 постоянно контактирует с копиром 1.

Устройство работает следующим образом. Клиновым механизмом 4 устанавливают первоначальный зазор между валками. После этого заготовка 10 вместе с захватом 5 посредством груза 7 через трос 6 перемещается до соприкосновения с валками 2. При сообщении вращения валкам 2 за счет сил контактного трения происходит вращение профилированного копира 1 и зазор между валками начинает изменяться. При максимальном зазоре между ними заготовка 10 вместе с захватом 5 с помощью груза 7 через трос 6 смещается в крайнее правое положение до упора 8. Во время вращения валков 2 зазор между ними уменьшается благодаря профилированному копиру 1 и происходит постепенное обжатие заготовки 10 по длине, которая при этом смещается влево и выходит из валков. В это время зазор между последними с помощью клинового механизма 4 уменьшают на заданную величину. При дальнейшем вращении валков зазор между ними резко увеличивается благодаря конструкции копира и посредством груза 7 заготовка 10 вместе с захватом 5 перемещается в крайнее правое положение до упора 8, раздвигая при этом боковые ролики 3. После этого за счет вращения профилированного копира 1 зазор между валками 2 постепенно уменьшается и происходит повторное обжатие заготовки 10, которая, перемещаясь влево, обжимается по кромкам боковыми роликами 3, а по толщине – валками 2.

Опытный стан для прокатки полос малолистовых рессор показан на рис. 6.

Рассматривая условия прокатки полос переменной толщины с рассогласованием окружных скоростей валков [7], можно заметить, что реализация такого способа требует обязательного независимого привода натяжения прокатываемой заготовки и индивидуальных приводов каждого прокатного валка с плавным регулированием их скоростей вращения.

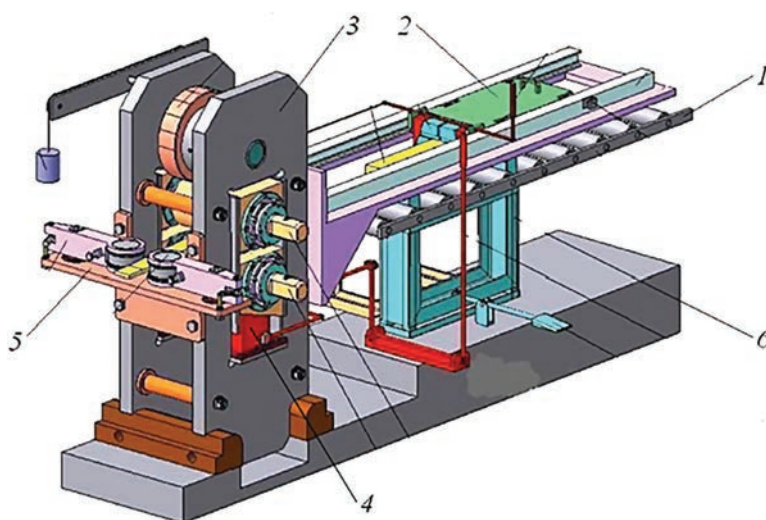


Рис. 6. Схема опытного стана для прокатки малолистовых рессор: 1 – приводной рольганг для перемещения заготовки от нагревательной печи к стану; 2 – подвижная каретка для подачи заготовки в валки; 3 – прокатная клетка; 4 – устройство для регулировки зазора между валками; 5 – устройство для обжатия полосы по ширине; 6 – устройство для подъема заготовки с уровня рольганга до уровня подвижной каретки

Это приводит к существенному усложнению конструкции самого прокатного стана и естественно к повышению его стоимости. Кроме того, при наличии рассогласования окружных скоростей валков зона опережения на валке, вращающемся с большей скоростью, становится равной нулю, а на валке, имеющей меньшую скорость, она достигает удвоенного значения зоны опережения, характерной для симметричной прокатки [8]. Следовательно, зона скольжения на этом валке существенно возрастает, что приводит к интенсивному износу его рабочей поверхности, особенно при горячей прокатке.

Выводы

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.

Разработаны схемы опытного оборудования для реализации процесса прокатки полос с переменным обжатием с одновременным устранением уширения после каждого прохода.

Литература

1. А. с. 469510 СССР: МКИ В2113/10. Клеть для продольной прокатки профилей переменного сечения / В. Т. Ждан, Н. Ф. Левченко.
2. А. с. 590022 СССР: МКИ В21Н8/00. Клеть для продольной прокатки профилей переменного сечения / В. Ф. Карпенко, Н. Ф. Левченко.
3. Аникеенко И. Н. Параметры калибровки валков и прокатки заготовок турбинных лопаток / И. Н. Аникеенко, А. Г. Сочам // Теоретические проблемы прокатного производства: Тез. докл. 3-й Всесоюз. конф. Днепропетровск: ДМетИ, 1980. С. 300–301.
4. Чекмарев А. П. Некоторые вопросы продольной периодической прокатки / А. П. Чекмарев, А. Ф. Смольянинов // Тр. Днепропетр. металлург. ин-та. Днепропетровск: ДМетИ, 1958. Вып. 37. С. 185–203.
5. Исаевич Л. А. Расчет опережения при прокатке с нарастающим обжатием / Л. А. Исаевич, М. И. Сидоренко, М. М. Малекиан // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: материалы II Междунар. науч.-техн. конф. В 2-х т. Минск, 2007. Т. 2. С. 42–45.
6. Данилов В. Д. Опережение при прокатке профилей переменного сечения // Изв. вузов. Черная металлургия. 1974. № 1. С. 82–86.
7. Способ прокатки труднодеформируемых полос переменного продольного профиля: пат. 2243832 Россия, МКИ В21В1/100 / С. М. Андреев, С. А. Анохин и др. № 2003132042/02; заявл. 03.11.03; опубл. 10.01.05. С. 6.
8. Целиков А. И. Теория продольной прокатки / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. М.: Металлургия, 1980. 319 с.

References

1. Zhdan V. T., Levchenko N. F. e. a. *Klet' dlja prodol'noj prokatki profilej peremennogo sechenija* [Crate for longitudinal rolling profiles of variable section]. Patent USSR, no. 469510.
2. Karpenko V. F., Levchenko N. F. e. a. *Klet' dlja prodol'noj prokatki profilej peremennogo sechenija* [Crate for longitudinal rolling profiles of variable section]. Patent USSR, no. 590022.
3. Anikeenko I. N., Socham A. G. Parametry kalibrovki valkov i prokatki zagotovok turbinnyh lopatok [Parameters of calibration rolls and rolling pieces of turbine blades]. *Teoreticheskie problemy prokatnogo proizvodstva: Tezisy dokladov 3 Vsesojuznoj konferencii* [Theoretical problems of rolling mills: Abstracts 3-th Union Conference]. Dnepropetrovsk, 1980, pp. 300–301.
4. Chekmarev A. P., Smol'janinov A. F. Nekotorye voprosy prodol'noj periodicheskoj prokatki [Some issues of periodic longitudinal rolling]. *Trudy Dnepropetrovskogo metallurgicheskogo instituta* [Proceedings of the Dnepropetrovsk Metallurgical Institute]. Dnepropetrovsk, 1958, no. 37, pp. 185–203.
5. Isaevich L. A., Sidorenko M. I., Malekian M. M. Raschet operezhenija pri prokatke s narastajushhim obzhatiem [Calculation of the lead in rolling with increasing compression]. *Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov. Materialy II Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii* [Modern methods and technologies of creation and processing of materials. Materials of the II International Scientific and Technical Conference]. Minsk, 2007, no. 2, pp. 42–45.
6. Danilov V. D. Operezhenie pri prokatke profilej peremennogo sechenija [Advance in rolling profiles of variable section]. *Izvestija vuza. Chernaja metallurgija = Proceedings of the institution. Ferrous metallurgy*, 1974, no. 1, pp. 82–86.
7. Andreev S. M., Anohin S. A., e. a. *Sposob prokatki trudno deformiruemym polost peremennogo prodol'nogo profilja* [Method of rolling strips of alternating hard-longitudinal profile]. Patent RF 2003132042/02, 2003.
8. Celikov A. I. *Teorija prodol'noj prokatki* [The theory of longitudinal rolling]. Moscow, Metallurgija Publ., 1980, 319 p.



УДК 621.77.01:004.942

Поступила 20.11.2015

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ ВТУЛОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА С ГРАДИЕНТОМ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ГРАФИТНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПО СЕЧЕНИЮ

FINITE-ELEMENT MODELING OF HOT FORMING OF BUSHES MADE FROM HIGH-STRENGTH CAST IRON WITH A GRADIENT DISTRIBUTION OF GRAPHITE INCLUSIONS OVER CROSS-SECTION

*А. И. ПОКРОВСКИЙ, Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: arturu@tut.by,*

*П. Е. ЛУЩИК, Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический
парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: pavel86lu@gmail.com*

*A. I. POKROVSKY, Physical and Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk,
Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: arturu@tut.by,*

*P. E. LUSHCHIK, Scientific and technological park «Polytechnic» at the Belarusian National Technical
University, Minsk, Belarus, 24, Kolasa str. E-mail: pavel86lu@gmail.com*

Выполнено имитационное моделирование процесса прямого горячего выдавливания втулок из высокопрочного чугуна, в частности, оценка вероятности образования трещин, величин напряжений, деформаций, их изменения в процессе штамповки. Отличительной особенностью объектов моделирования являлось использование при деформировании приемов, обеспечивающих градиент распределения графитных включений в структуре по сечению втулок. Полученные значения использованы в конкретных технологических процессах, используемых на практике.

Imitation modeling of direct hot extrusion of bushes made from high-strength cast iron is performed using finite-element method. The evolution of stress and strain fields during processing and the probability of crack formation are evaluated. The specific feature of the work is that during hot forming a special technique was used which permitted obtaining a gradient distribution of graphite inclusions over the cross-section of bushes. The results of modeling are used in certain technologies which are implemented in industrial practice.

Ключевые слова. Горячее выдавливание, высокопрочный чугун, втулки, металлическая матрица, включения графита, метод конечных элементов.

Keywords. Hot extrusion, high-strength cast iron, bushes, metal matrix, graphite inclusions, finite-element method.

Введение

Удельный вес машиностроительных изделий, получаемых с использованием технологий пластического формообразования, возрастает. Это обусловлено рядом преимуществ обработки металлов давлением: устранением литейных дефектов, возможностью значительного формоизменения заготовки при кратковременном приложении нагрузки, обеспечением малых припусков на механическую обработку по сравнению с литьем, значительным уменьшением отходов металла по сравнению с обработкой резанием, высокой производительностью труда, измельчением структуры и улучшением механических свойств металла заготовки. Многие базовые положения в области обработки давлением были сформулированы в 40-х годах XX века научной школой Физико-технического института НАН Беларуси под руководством академиков С. И. Губкина, В. П. Северденко [1, 2].

Для труднодеформируемых материалов в ФТИ НАН Беларуси разработаны технологические процессы горячего гидродинамического выдавливания [3], которые в дальнейшем применены и для получения изделий из чугуна [4]. Исследования технологической пластичности различных классов чугунов, выполненные под руководством акад. А. П. Ласковнева, канд. техн. наук Л. Р. Дудецкой [5, 6], открыли



Рис. 1. Заготовка детали «цилиндр нагнетательного плунжера домкрата грузового автомобиля» в виде шестигранного прутка, полученная из цилиндрической заготовки высокопрочного чугуна горячим выдавливанием: *а* – с нарушением параметров технологии (дефект, так называемый «ерш» – множество надрывов на поверхности); *б* – при оптимальных параметрах деформации

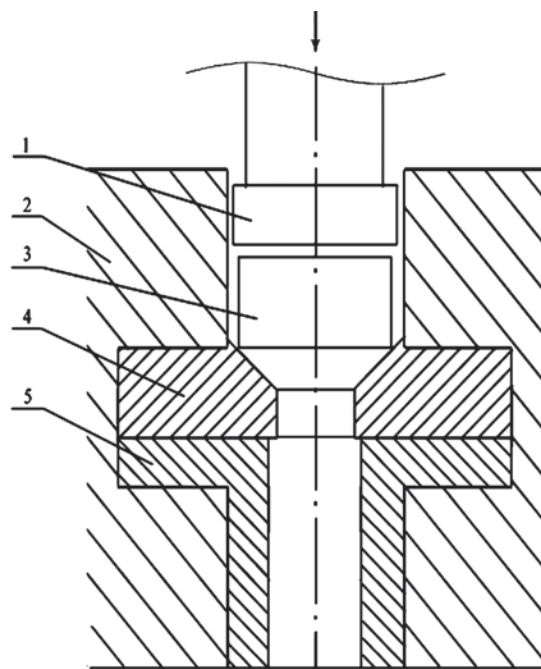


Рис. 2. Схема прямого выдавливания чугунного прутка: 1 – пуансон; 2 – контейнер; 3 – чугунная заготовка; 4 – матрица; 5 – направляющая втулка. Стрелкой указано направление приложения нагрузки

новый взгляд на процесс формообразования этих материалов, считавшихся ранее хрупкими. Они показали, что из всех методов обработки давлением для чугунов предпочтительнее штамповка выдавливанием, при которой наиболее полно реализуется схема неравномерного всестороннего сжатия, в наибольшей мере способствующая повышению пластичности. Установлено, что класс высокопрочных чугунов, содержащих в структуре включения графита шаровидной формы, является наиболее технологичным для процесса выдавливания [7]. Показано, что для уменьшения вероятности появления трещин и повышения равномерности деформации целесообразен подогрев штамповой оснастки до температуры 200–400 °С, а также использование противодавления. Изучены особенности структурообразования деформированного чугуна и показано, что с помощью обработки давлением можно не только придать изделию из чугуна точную форму и устранить ряд литейных дефектов, но и получать широкий спектр структур, ранее не присущих чугунам. Такие структуры обеспечивают существенное улучшение механических, триботехнических и эксплуатационных характеристик, не только по сравнению с показателями литого чугуна, но и с уровнем легированных сталей. В работах [8, 9] теоретически обосновано и экспериментально доказано, что включения графита и цементита в структуре чугуна при его выдавливании не разрушаются, а претерпевают пластическую деформацию.

Следует признать сложность использования технологий штамповки чугунных изделий, одной из причин которой является многофакторность температурно-силовых параметров процесса (температура нагрева заготовки, усилие прессования, величина противодавления и др.). Следствием неправильного эмпирического выбора этих данных зачастую является брак в виде трещин на поверхности (рис. 1).

Технологи прекрасно представляют, что отработка параметров изготовления конкретных изделий из труднодеформируемых материалов в промышленных условиях – достаточно долгий и затратный процесс. Наиболее эффективным путем решения проблемы выбора оптимальных параметров на сегодняшний день является проведение предварительных экспериментов с использованием имитационного моделирования технологических процессов. Авторы имеют определенный опыт моделирования процессов напряженно-деформированного состояния при горячем выдавливании чугуна и его структурообразования [9], однако он получен на простых изделиях типа прутков, схема получения которых приведена на рис. 2.

Известно, что при горячем выдавливании чугуна шаровидные включения графита в структуре вытягиваются в подобия веретен [7], при этом по сравнению с литым состоянием изменяется и площадь их сечений, выходящих на поверхность трения (рис. 3).

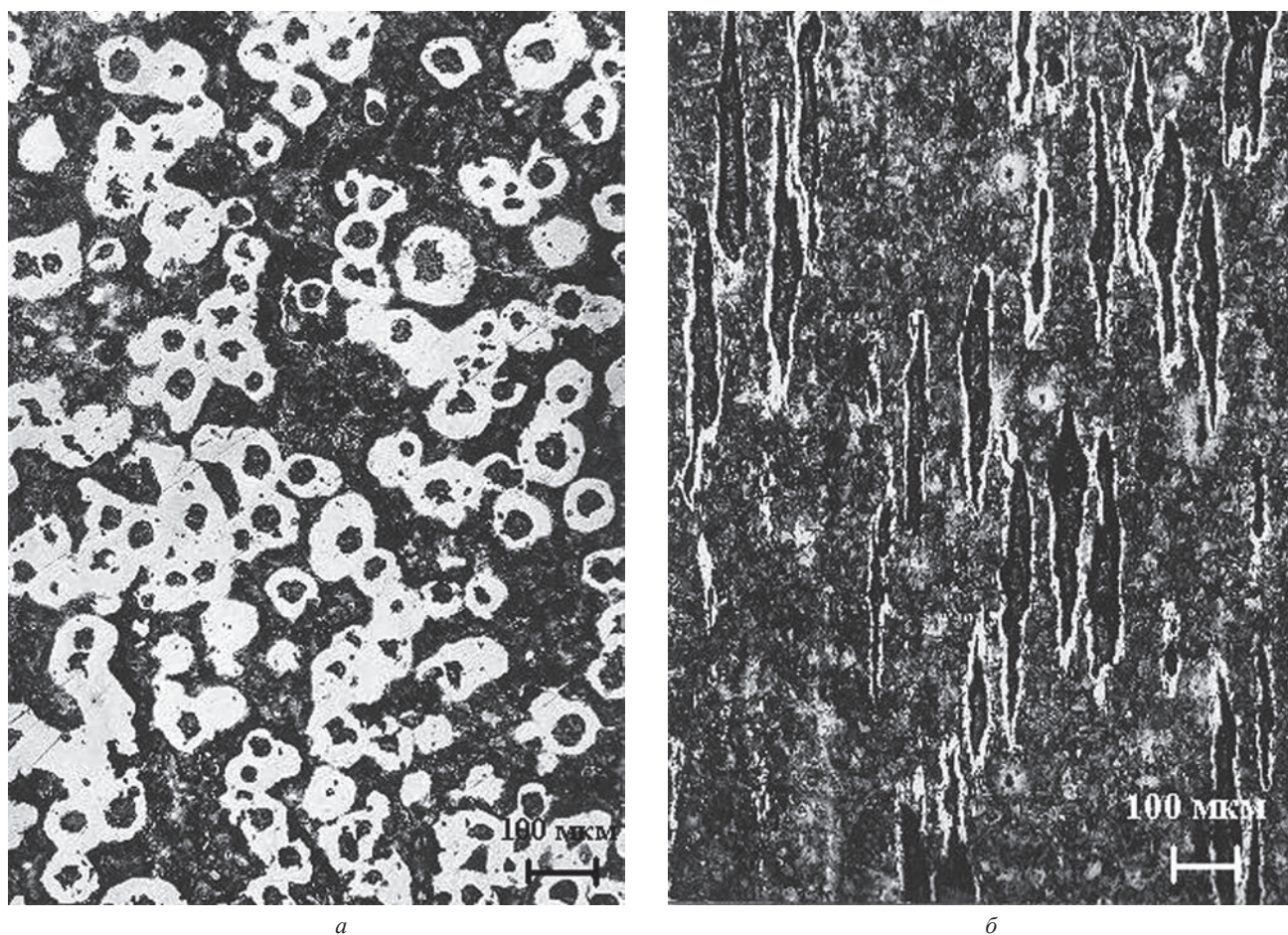


Рис. 3. Микроструктура высокопрочного чугуна в литом (а) и деформированном (б) состоянии (продольное сечение). $\times 100$. Травлено ниталем

Для практики гораздо больший интерес представляет получение из чугуна с использованием деформирования не прутков, а высококачественных втулок, которые во многих случаях эксплуатации выполняют функции подшипника скольжения. Требуемый сортамент таких втулок очень широк, а триботехнические условия работы весьма разнообразны. Причем «рабочей» (трущейся) поверхностью втулки может быть как наружная, так и внутренняя цилиндрическая поверхность, а в ряде случаев (например, уплотнительные элементы) – торцовая.

Следует отметить, что при обычном варианте прямого выдавливания отсутствует градиент распределения включений по сечению, т. е. вытянутые включения распределены по сечению равномерно. Однако одинаковая степень деформации по всему объему втулки, а также равномерное распределение графитных включений по сечению не всегда эффективны. Как известно, графит в структуре многих машиностроительных изделий выполняет функции твердой смазки, причем условия работы зачастую требуют наличия именно повышенного количества включений графита на рабочей поверхности (определенной доли от площади всего контакта). В остальном объеме изделия количество графита может быть минимальным.

Специальными технологическими приемами можно добиться градиента в распределении степени деформации по сечению втулки и, тем самым, регулировать долю площади, занимаемой графитом на поверхности трения, приближая ее к оптимальной для условий работы данной детали. С точки зрения методов обработки давлением материалов с однородной структурой (например, углеродистых сталей) эти методы известны. Они заключаются в получении втулки путем выдавливания трубчатой заготовки через отверстие матрицы. При этом в отверстие заготовки дополнительно вводится штамповый инструмент в виде центрирующей иглы. Градиент степени деформации достигается уменьшением диаметров матрицы или иглы по сравнению с наружным или внутренним диаметром заготовки. В результате получается поковка либо с меньшим отверстием, чем у заготовки, либо с меньшим наружным диаметром.

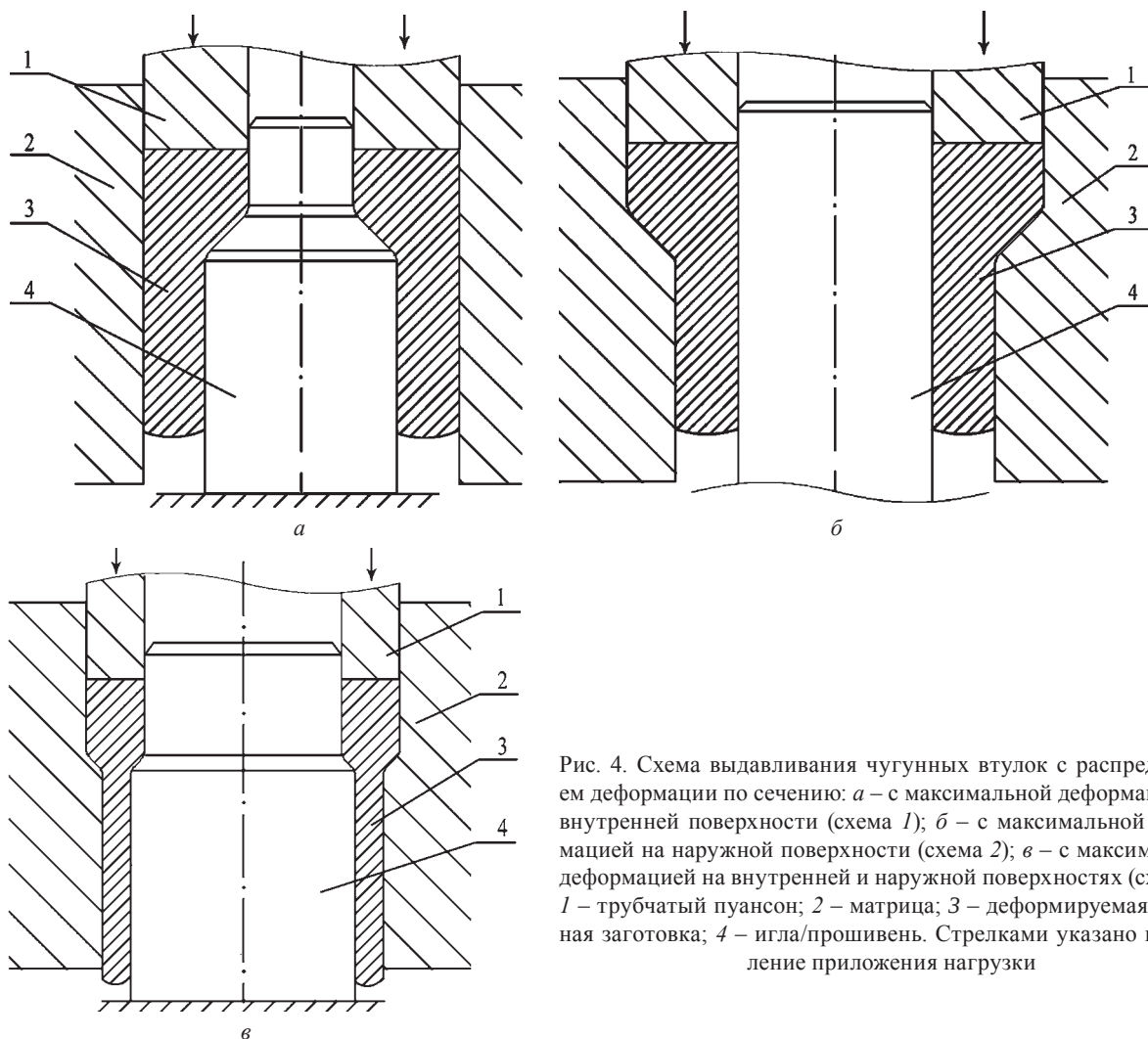


Рис. 4. Схема выдавливания чугуновых втулок с распределением деформации по сечению: *а* – с максимальной деформацией на внутренней поверхности (схема 1); *б* – с максимальной деформацией на наружной поверхности (схема 2); *в* – с максимальной деформацией на внутренней и наружной поверхностях (схема 3): 1 – трубчатый пуансон; 2 – матрица; 3 – деформируемая чугуновая заготовка; 4 – игла/прошивень. Стрелками указано направление приложения нагрузки

В случае обработки давлением материалов с гетерогенной структурой, например чугунов, такие способы приводят к кардинальным изменениям не только металлической матрицы, но и формы, а главное распределения включений графита в структуре чугуна. Они обеспечивают существенное изменение триботехнических характеристик материала, обладают определенной новизной и запатентованы [10, 11]. Примеры таких схем выдавливания втулок с градиентом деформации по сечению приведены на рис. 4 [10]. В первом примере (рис. 4, *а*) максимальная деформация приходится на наружную поверхность, во втором (рис. 4, *б*) – на внутреннюю поверхность. Для сравнения на рис. 4, *в* представлена схема выдавливания, при которой градиент деформации присутствует по обоим краям втулки: наружному и внутреннему [11].

Цель работы – имитационное моделирование процесса горячего выдавливания втулок из высокопрочного чугуна, в частности, оценка вероятности образования трещин, напряжений, деформаций, их изменения в процессе штамповки, а также построение так называемых диаграмм оптимальной деформируемости. Отличительной особенностью объектов моделирования являлось использование при деформировании приемов, обеспечивающих градиент распределения графитных включений в структуре по сечению втулок.

Объекты, материалы и методики исследования

Объекты моделирования были максимально приближены по геометрическим размерам к реальным изделиям типа втулок различного машиностроительного назначения (детали трансмиссии пассажирских автобусов, колесных тягачей, посевных агрегатов сельхозтехники).

Материалом для изготовления втулок являлся высокопрочный чугун марки ВЧ 50 (ГОСТ 7293-85) следующего химического состава: 3,2-3,6% С; 1,7-2,1% Si; 0,5-0,7% Mn; 0,4-0,6% Ni; 0,04-0,06% Mg, до 0,08% Р, до 0,01% S. Плавку чугуна проводили в индукционной высокочастотной печи марки ИСТ-016

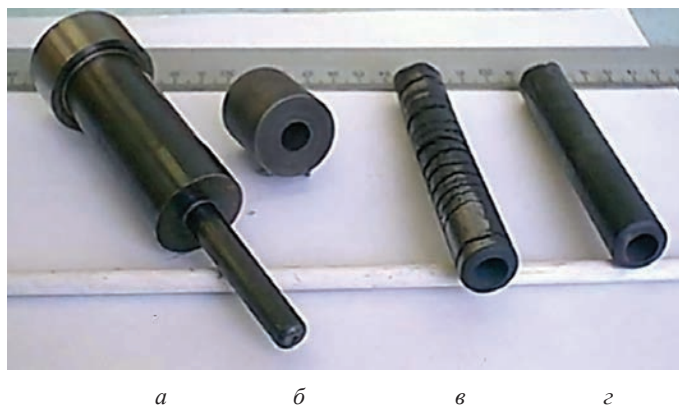


Рис. 5. Инструмент для получения и полуфабрикаты детали «направляющая втулка клапана» двигателя Д-240 Минского моторного завода: *а* – пуансон с иглой; *б* – исходная заготовка; *в* – втулка, полученная без использования противодействия (с трещинами); *г* – качественная втулка, полученная с использованием противодействия

емкостью 150 кг по известной технологии, разливку осуществляли в вертикальные песчано-глинистые формы.

Обработку чугуна давлением выполняли методом прямого выдавливания на серийном кривошипно-шатунном прессе марки К2130 усилием 100 т в специальной подогреваемой до 400 °С штамповой оснастке. Скорость движения пуансона составляла около 1 м/с. Заготовками служили механически обработанные отливки в виде втулок. Их выдавливали через круглое отверстие конической матрицы с использованием иглы, центрирующей внутреннее отверстие заготовки, получая на выходе деформированные поковки в виде втулок различной длины. Предварительно эмпирически и теоретически определили оптимальную относительную степень деформации для высокопрочного чугуна, которая составила 60–80%. Практика показала, что при этих значениях минимальна вероятность образования дефектов структуры и достигаются высокие показатели механических свойств.

Рассматривали три схемы выдавливания, изображенные на рис. 4, *а–в*. Условия всестороннего неравномерного сжатия обеспечивали с использованием противодействия. Для этого на выходе деформированного изделия из штамповой оснастки устанавливали пневмоцилиндр, давление в котором подбирали экспериментально так, чтобы получать качественное изделие без трещин. Применяли индукционный нагрев заготовок под деформацию, общее время которого не превышало 50–90 с. Температура деформации составляла 900–1000 °С, контролировали ее оптическим пирометром, охлаждение полученных втулок проводили на спокойном воздухе.

На рис. 5 показаны примеры деформирующего инструмента (пуансон с иглой), а также заготовки из чугуна и получаемые втулки. Эти фотографии иллюстрируют, как реализуется на практике одна из схем градиентной деформации, в частности, вариант «максимальное обжатие снаружи втулки» (см. рис 4, *б*). В этом случае диаметр иглы соответствовал внутреннему отверстию в заготовке.

При оценке полей деформаций и напряжений основывались на подходе, изложенном в известном справочнике [12]. Разработку электронных моделей системы «матрица-пуансон-заготовка» проводили с использованием системы автоматизированного проектирования NX 8.5 и набора средств моделирования технологических процессов «Visual-Environment 9.6». Теплофизические и механические свойства материалов при высоких температурах задавали на основании анализа литературных данных [13, 14].

При анализе результатов компьютерного моделирования проводили оценку вероятности возникновения трещин (D_f) в исследуемых образцах на основании модели Кокрофта–Латама [15], в основе которой лежит уравнение:

$$D_f = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}, \quad (1)$$

где σ^* – максимальное главное напряжение; $\bar{\sigma}$ – эффективное напряжение; $\bar{\varepsilon}$ – эффективная деформация.

Так как предельное значение D_f значительно отличается для различных материалов и наиболее точно устанавливается только из экспериментальных показателей, в данной работе определялась область минимальных значений D_f для разных температурно-силовых параметров процесса.

Моделирование напряжений и деформаций

На рис. 6 разными цветами показаны распределения эффективных деформаций по объему чугунных заготовок при выдавливании по различным вариантам. Общим для всех трех рассматриваемых случаев является существование двух зон с повышенными напряжениями. Первая зона расположена в месте контакта заготовки с пуансоном (верхняя часть рисунка). Вторая зона находится в области активной фазы деформирования на участке прохождения металла через штамповую матрицу. За этой зоной на участке устойчивого течения во всех трех случаях (нижняя часть рисунка) происходит уменьшение величины напряжений и их релаксация. По окончании процесса выдавливания значения остаточных напряжений составляют во всех трех случаях около 15–25 МПа.

Интересными с точки зрения изучения изменения свойств по сечению втулок являются распределения интенсивных деформаций (так называемых деформаций по Мизесу). Эти деформации рассчитывали для каждой из трех рассматриваемых схем деформирования с учетом конкретных значений геометрических размеров будущих деталей (втулок машиностроительного назначения с различной толщиной

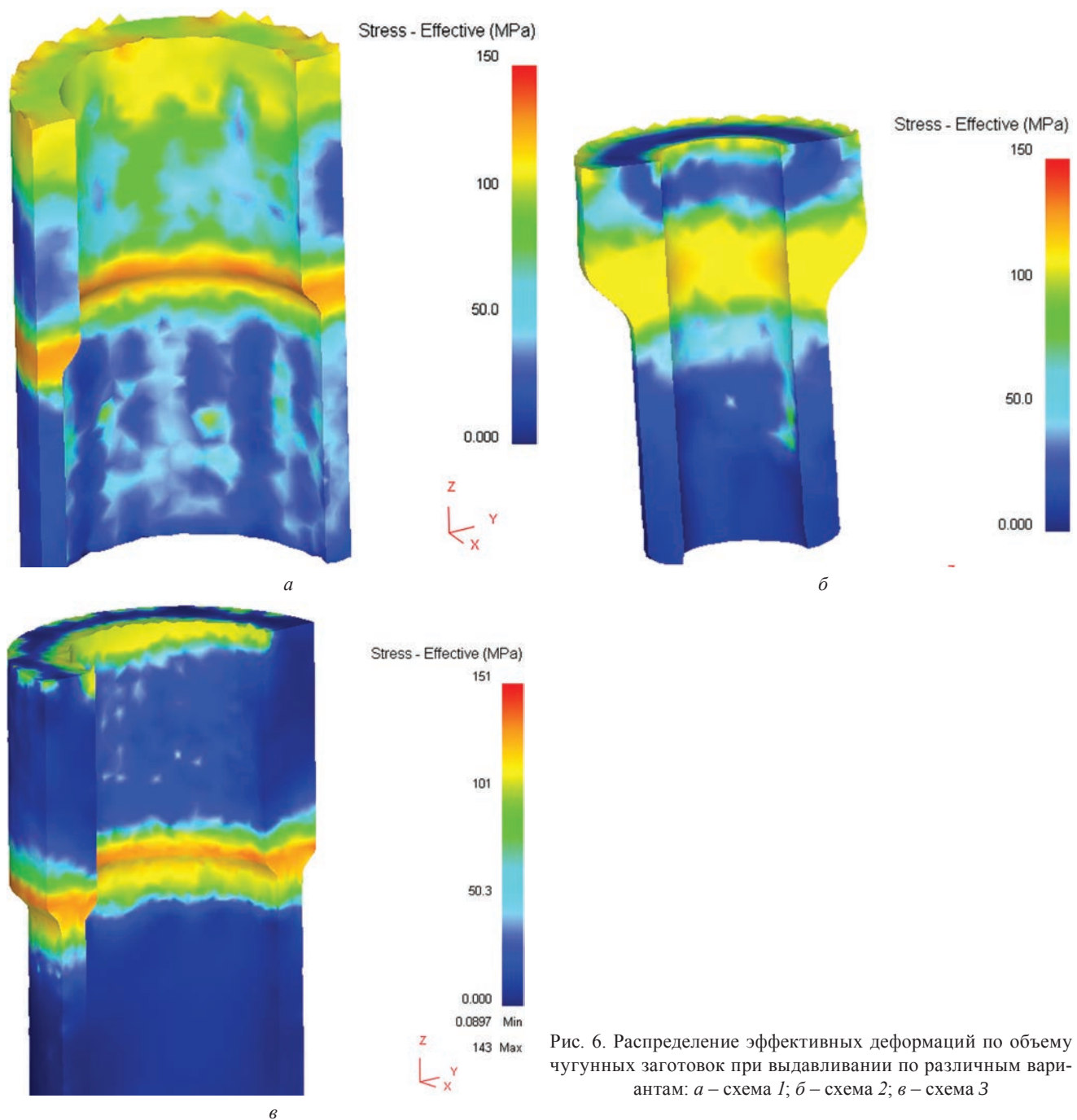


Рис. 6. Распределение эффективных деформаций по объему чугунных заготовок при выдавливании по различным вариантам: а – схема 1; б – схема 2; в – схема 3

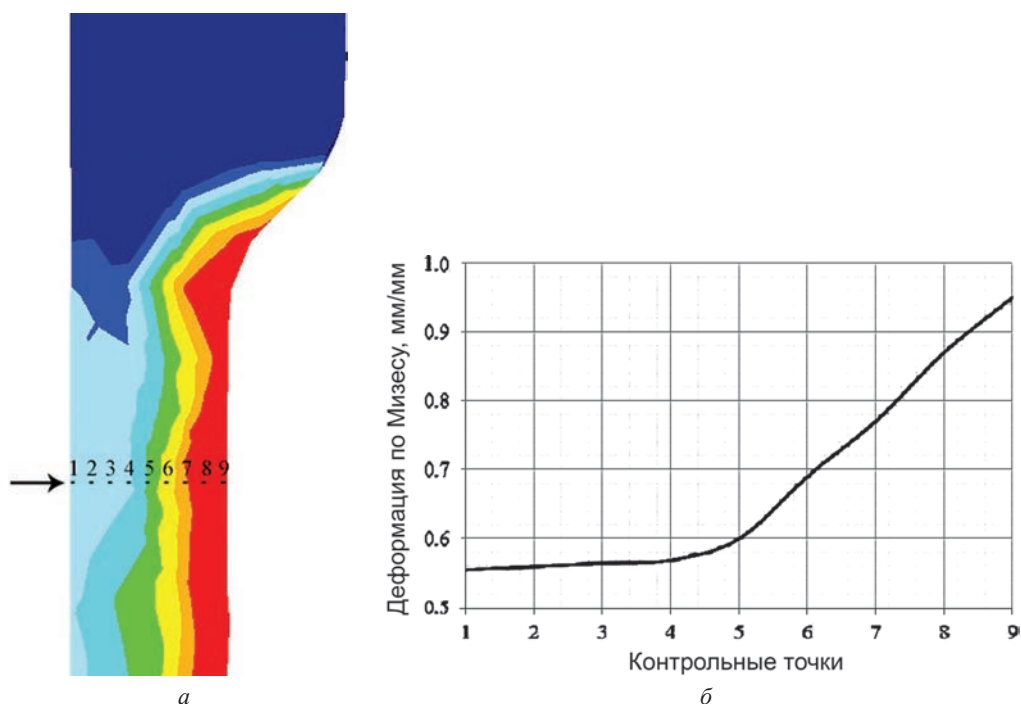


Рис. 7. Изменение деформаций (по Мизесу) по сечению втулки после прессования по схеме 1 (максимальная деформация на внутренней поверхности): *а* – положение контрольных точек; *б* – изменение значений деформаций по Мизесу по мере увеличения расстояния от наружной образующей поверхности втулки (указана стрелкой) к ее центру. Показана только одна (левая) стенка втулки

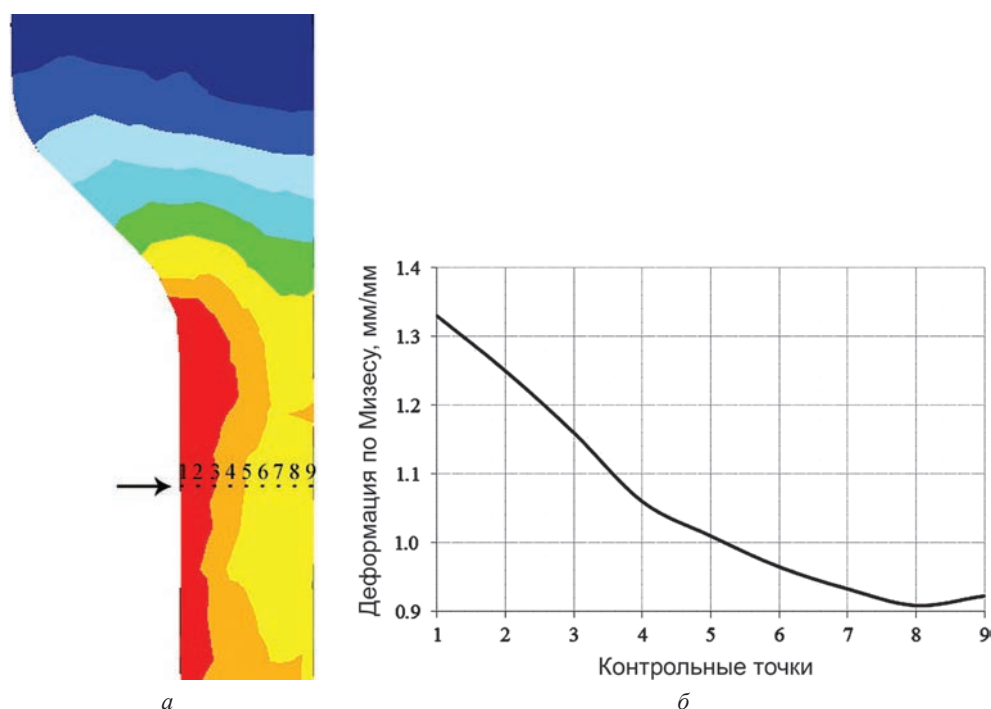


Рис. 8. Изменение деформаций (по Мизесу) по сечению втулки после прессования по схеме 2 (максимальная деформация на внутренней поверхности): *а* – положение контрольных точек; *б* – изменение значений деформаций по Мизесу по мере увеличения расстояния от наружной образующей поверхности втулки (указана стрелкой) к ее центру. Показана только одна (левая) стенка втулки

стенки). На рис. 7–9, *б* представлено изменение деформаций по мере увеличения расстояния от наружной поверхности втулки по направлению внутрь, к ее оси. Для расчетов использовали значения из десяти контрольных точек, равномерно располагающихся по сечению втулки от ее наружного диаметра к внутреннему (рис. 7–9, *а*).

Анализируя рисунки, можно отметить следующую общую закономерность: значения напряжений по Мизесу максимальны в области, прилегающей к деформирующему инструменту (в одних случаях им

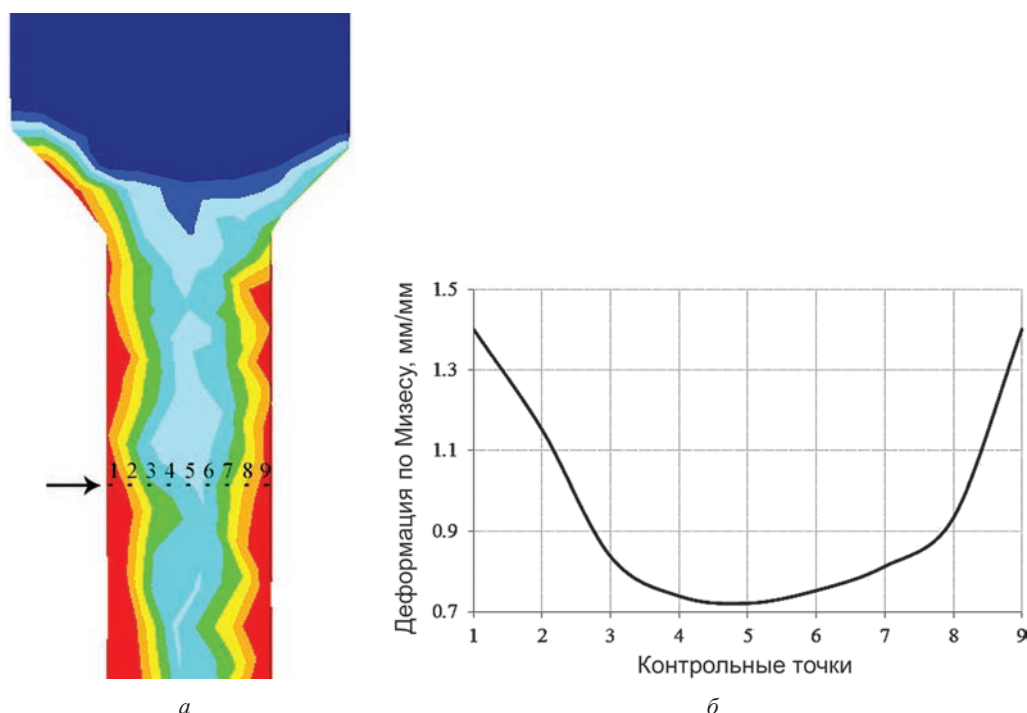


Рис. 9. Изменение деформаций (по Мизесу) по сечению втулки после прессования по схеме 3 (одинаковое обжатие снаружи и внутри): *а* – положение контрольных точек; *б* – изменение значений деформаций по Мизесу по мере увеличения расстояния от наружной образующей поверхности втулки (указана стрелкой) к ее центру. Показана только одна (левая) стенка втулки

является матрица, в других – игла). Однако характер распределения этих напряжений по сечению заготовки в каждой из схем отличается, причем достаточно сильно.

В частности, из рис. 7, *б* видно, что значения деформаций при выдавливании по схеме 1 (см. рис. 4, *а*) практически неизменны на участке от наружной поверхности до сердцевины заготовки, далее они линейно возрастают вплоть до внутренней поверхности заготовки, контактирующей с иглой.

Для случая выдавливания по схеме 2 (рис. 8, *б*) показан характер изменения деформаций. Он такой же, как для схемы 1, но только расположен зеркально; в данном случае максимальные значения напряжений находятся в зоне контакта с матрицей. Следует отметить характерный для схемы 2 более поздний выход показателей напряжения на стабильный уровень значений. Это объясняется, вероятно, изменением геометрических размеров заготовки и не связано со сменой схемы деформации.

При использовании схемы 3 на рис. 9, *б* видно, что самые высокие значения напряжений в деформируемой заготовке находятся на границах с матрицей и иглой. По мере отдаления от этой границы по направлению к центру заготовки даже на 0,5 мм показатели напряжения резко (почти вдвое) снижаются, далее (в середине заготовки) снижаются более плавно. Очевидно, что использование данной схемы позволит получать детали с повышенными механическими характеристиками в поверхностных слоях (в зоне наружного и внутреннего диаметра) и при этом относительно мягкую сердцевину, что будет способствовать повышению усталостной прочности изделия.

Исследование вероятности появления дефектов при выдавливании втулок из чугуна

Предварительно можно отметить, что на возникновение трещин влияет множество различных факторов (температура, скорость деформации, температура подогрева штамповой оснастки, использование противодавления, скорость охлаждения и др.). Наиболее значимым фактором до сих пор считалась температура деформации. Однако первые эксперименты по выдавливанию втулок показали, что для такого рода трубчатых тонкостенных изделий немаловажный фактор – использование противодавления.

В результате численного анализа на основании модели Кокрофта–Латама были получены данные о вероятности возникновения дефектов (под ними понимается появление трещин или полное разрушение) при штамповке втулок. Для того чтобы оценить роль противодавления при одинаковой температуре деформации (950 °С) был выполнен соответствующий расчет. На рис. 10 представлены сравнительные результаты расчета эффективных напряжений при выдавливании втулки по схеме прессования № 1 как без использования противодавления (*а*), так и с противодавлением до 50 МПа (*б*).

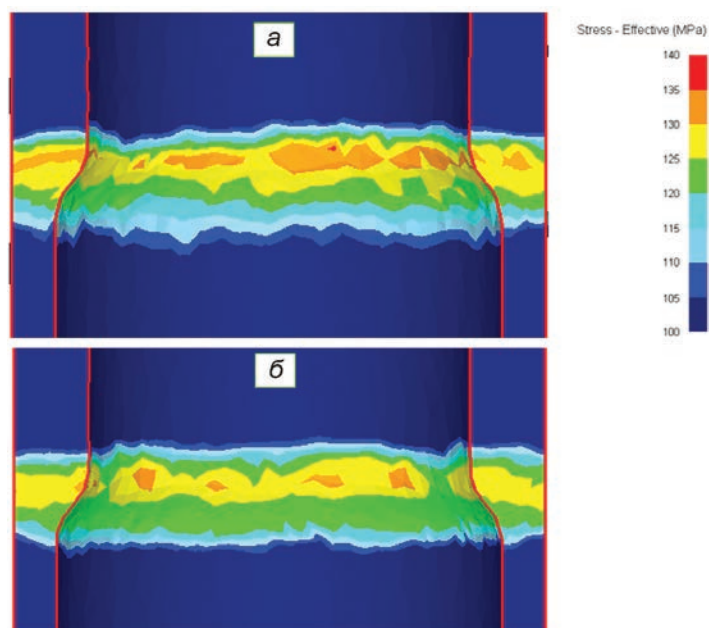


Рис. 10. Распределение эффективных напряжений в чугунных заготовках (температура деформации 950 °С в обоих случаях): *а* – без использования противодавления; *б* – с противодавлением до 50 МПа

Как видно из рисунка, значения эффективных напряжений в активной зоне обжатия заготовки при варианте без использования противодавления составляют 105–140 МПа, а в случае использования противодавления они меньше и находятся в интервале значений 115–130 МПа. Такая разница обусловлена перераспределением напряженно-деформированного состояния при изменении температурно-силовых параметров. Важно также и то, что область повышенных (более 105 МПа) напряжений при выдавливании значительно (примерно в 1,5 раза) меньше при варианте использования противодавления, что сужает проблемную зону вероятного трещинообразования.

Таким образом, использование противодавления позволяет снизить уровень эффективных напряжений на 10–15 МПа, что для такого труднодеформируемого материала, как чугун, является весьма значимым показателем.

Построение диаграмм оптимальной деформируемости

Установив наличие еще одного сильно действующего фактора – противодавления, нам представлялось целесообразным, объединив его с таким же сильным фактором – температурой деформации, построить поля напряжений, по которым можно определить оптимальные параметры деформации. По двум осям абсцисс показаны значения противодавления и температуры, а по вертикали – вероятность образования трещин. Для этого была проведена еще одна серия вычислительных экспериментов процесса выдавливания втулок с наиболее низкой вероятностью трещинообразования.

На рис. 11 представлены поверхностные диаграммы зависимостей вероятности образования трещин на втулках от температуры и значений противодавления в исследуемых интервалах. Следует отметить, что для повышения достоверности анализа нами использовались для построения диаграммы наибольшие значения вероятности трещинообразования, полученные по сечению образцов, т. е. на рисунке приведен, если так можно выразиться, «наиболее худший сценарий» развития трещинообразования; на практике ситуация может оказаться более благоприятной.

Как видно из рис. 11, *а, б*, при использовании схем прессования 1 и 2 наблюдается схожий характер изменения вероятности возникновения трещин при изменении температурно-силовых параметров. На основании этих диаграмм можно рекомендовать конкретные оптимальные параметры штамповки данных деталей: температура – 940–1000 °С и обязательное использование противодавления величиной от 20 до 60 МПа.

При использовании прессования по схеме 3 (см. рис. 4, *в*) оптимальный интервал параметров процесса значительно уже по причине больших значений относительной степени деформации получаемых втулок и составляет: температура – 960–980 °С и обязательное использование противодавления 15–40 МПа.

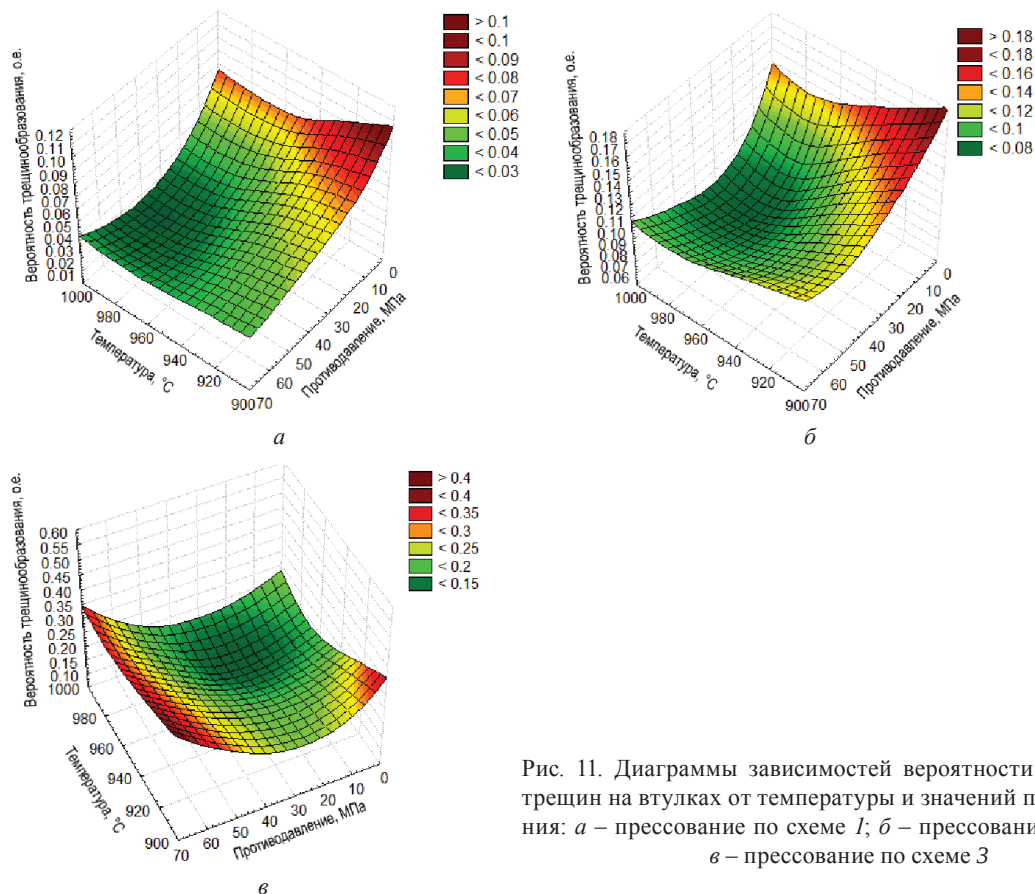


Рис. 11. Диаграммы зависимостей вероятности образования трещин на втулках от температуры и значений противодавления: *a* – прессование по схеме 1; *б* – прессование по схеме 2; *в* – прессование по схеме 3

Практическое использование результатов моделирования

Полученные результаты использованы при изготовлении реальных изделий из чугуна типа втулок различного машиностроительного назначения (детали трансмиссии пассажирских автобусов, посевных агрегатов сельхозтехники): втулки ступицы педали сцепления и тормоза (детали № 6956–1602012, 52565–1602072) пассажирского автобуса «Неман» производства УП «Опытный завод «Неман» (г. Лида), втулки оси сочленения посевного агрегата сеялок марок СПУ-6, СПР-10 производства ОАО «Лидагропромаш» (деталь № D16,05/20x10), заготовки для изготовления поршневых колец двигателя Минского моторного завода (деталь № 47911131715).

Результаты компьютерного моделирования использованы при разработке в ФТИ НАН Беларуси конструкторской документации на штамп для горячего выдавливания заготовок ступицы педали сцепления из высокопрочного чугуна.

На основании полученных результатов в ФТИ НАН Беларуси разработаны, согласованы с ОАО «Минский завод колесных тягачей» и зарегистрированы Государственным комитетом по стандартизации Республики Беларусь технические условия ВУ 100185302.214 «Заготовки для уплотнительных колец из деформированного высокопрочного чугуна».

Выполнен хозяйственный договор с УП «Опытный завод «Неман»: «Определить оптимальную структуру деформированного высокопрочного чугуна и изготовить из него опытную партию деталей». Проведена поставка штампованных втулок из высокопрочного чугуна на пассажирские автобусы марки «Неман». Согласно актам испытаний, автобусы с втулками из деформированного чугуна на сегодняшний день имеют пробег более 300 тыс. км и продолжают эксплуатироваться без рекламаций.

Выводы

1. При получении штамповкой втулок машиностроительного назначения из высокопрочного чугуна рассмотрены три различные схемы их горячей деформации. Все они основаны на выдавливании из толстостенной заготовки типа втулки более тонкостенной втулки (трубы). Особенности штампового инструмента при этих схемах является использование трубчатого пуансона и центрирующей иглы. В зависимости от применяемой схемы в процессе выдавливания происходит либо обжатие заготовки по на-

ружному диаметру, либо увеличение (раздача) отверстия, либо равномерное утонение стенок как снаружи, так и внутри.

2. Показано, что в случае использования в качестве материала чугуна, содержащего в структуре графитные включения, они вытягиваются и (в зависимости от схемы деформации) распределяются по сечению особым образом: либо равномерно, либо неравномерно (с градиентом деформации).

3. Рассматриваемые схемы обжата целенаправленно использовались для получения градиента распределения графитных включений по сечению. В одном случае схема обеспечивала наличия максимума графитных включений на наружной образующей поверхности втулки, в другом – на внутренней.

4. С использованием имитационного моделирования процесса горячего выдавливания втулок из высокопрочного чугуна выполнена количественная оценка важнейших факторов, определяющих успешное получение качественных деталей. В частности, проведена оценка вероятности образования трещин (модель Кокрофта–Латама), напряжений, деформаций, их изменения в процессе штамповки, а также построены диаграммы оптимальной деформируемости.

5. Установлено, что значения напряжений по Мизесу максимальны в области, прилегающей к деформирующему инструменту (в одних случаях им является матрица, в других – игла). По мере отдаления от этой зоны напряжения снижаются, однако характер распределения этих напряжений по сечению заготовки в каждой из схем достаточно сильно отличается.

6. Каждая из схем деформации является оптимальной только для конкретных условий эксплуатации. Однако наиболее универсальной является схема 3, использование которой позволит получать детали с повышенными механическими характеристиками в поверхностных слоях (вблизи наружной и внутренней поверхности) и при этом относительно мягкой сердцевиной, что будет способствовать повышению усталостной прочности изделия.

7. Показана необходимость использования противодавления при выдавливании изделий типа втулок из чугуна. Это позволяет снизить уровень эффективных напряжений, что весьма важно для такого труднодеформируемого материала, как чугун.

8. Полученные результаты использованы при изготовлении реальных изделий из чугуна типа втулок различного машиностроительного назначения (детали трансмиссии пассажирских автобусов, посевных агрегатов сельхозтехники): втулки ступицы педали сцепления и тормоза (детали № 6956–1602012, 52565–1602072) пассажирского автобуса «Неман» производства УП «Опытный завод «Неман»» (г. Лида), втулки оси сочленения посевного агрегата сеялок марок СПУ-6, СПР-10 производства ОАО «Лидагропромаш» (деталь № D16,05/20x10), заготовки для изготовления поршневых колец двигателя Минского моторного завода (деталь № 47911131715).

9. Результаты компьютерного моделирования использованы при разработке конструкторской документации на штамп для выдавливания заготовок ступицы педали сцепления. На основании полученных результатов разработаны, согласованы с ОАО «Минский завод колесных тягачей» и зарегистрированы Государственным комитетом по стандартизации Республики Беларусь технические условия ВУ 100185302.214 «Заготовки для уплотнительных колец из деформированного высокопрочного чугуна». Разработчики ТУ: Л. Р. Дудецкая, А. И. Покровский, И. Н. Хроль (ФТИ НАН Беларуси). Выполнен хозяйственный договор с УП «Опытный завод «Неман». Проведена поставка штампованных втулок из высокопрочного чугуна на пассажирские автобусы марки «Неман». Согласно актам испытаний, автобусы с втулками из деформированного чугуна на сегодняшний день имеют пробег более 300 тыс. км и продолжают эксплуатироваться без рекламаций.

10. Полученные результаты численного моделирования процесса выдавливания чугунных втулок подтверждают высокую эффективность предварительного компьютерного анализа перед разработкой технологии изготовления нового типа изделия. Сходимость полученных результатов моделирования с фактическими данными хорошая.

Литература

1. Г у б к и н С. И. Теория течения металлического вещества. М.; Л.: ОНТИ, 1935. 91 с.
2. С е в е р д е н к о В. П. Теория обработки металлов давлением. Мн.: Выш. шк., 1966. 224 с.
3. С е в е р д е н к о В. П., М у р а с В. С., С у х о д р е в Э. Ш. Горячее гидродинамическое выдавливание режущего инструмента. Мн.: Наука и техника, 1974. 256 с.
4. А н т о н и ш и н Ю. Т. Пластическая деформация чугуна. Мн.: Наука и техника, 1991. 119 с.
5. Д у д е ц к а я Л. Р., П о к р о в с к и й А. И. Исследование прочности и пластичности чугунов в горячем состоянии // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2000. № 4. С. 51–55.

6. Покровский А. И., Ласковнев А. П. Исследование пластичности и технологической деформируемости чугуна // Перспективные материалы и технологии / Под ред. В. В. Клубовича. Витебск: ВГТУ, 2013. С. 566–586.
7. Покровский А. И. Горячая пластическая деформация чугуна: структура, свойства, технологические основы. Мн.: Беларуская навука, 2010. 256 с.
8. Покровский А. И. Пластическое течение включений цементита и графита при обработке давлением чугуна // Литье и металлургия. 2013. № 1 (69). С. 88–95.
9. Покровский А. И., Лушчик П. Е. Численное моделирование напряженно-деформированного состояния и особенности структурообразования чугуна при горячем выдавливании // Литье и металлургия. 2014. № 4 (77). С. 33–43.
10. Способ изготовления поршневых колец: пат. 4741 Респ. Беларусь от 18.06.2002 по заявке 970621 от 18.11.1997 / Л. Р. Дудецкая, И. К. Данильчик, А. И. Покровский.
11. Способ изготовления подшипника скольжения: пат. 16220 Респ. Беларусь от 11.05.2012 по заявке a20100846 от 31.05.2012 / А. И. Покровский, И. Н. Хроль.
12. Пригоровский Н. И. Методы и средства определения полей деформаций и напряжений: Справ. М.: Машиностроение, 1983. 248 с.
13. Abdellah, Mohammed Y., Mohamed K. Hassan and HM Abu El-Ainin. Plasticity and formability controlling of cast iron using thermo-mechanical treatment // American Journal of Materials Engineering and Technology. 2014. Vol. 2. No. 3. P. 38–42.
14. Qi, Kai et al. Research on the hot deformation behavior and graphite morphology of spheroidal graphite cast iron at high strain rate // Materials & Design. 2009. Vol. 30. No. 10. P. 4511–4515.
15. Yong, Xue et al. Study on critical damage factor and phenomenological constitutive model including dynamic recrystallization softening of AZ80 magnesium alloy // Rare Metal Materials and Engineering. 2012. Vol. 41. P. 250–253.

References

1. Gubkin S. I. *Teoriya techeniya metallicheskoego veschestva* [The theory of flow of metals]. Moskow–Leningrad, ONTI Publ., 1935, 91 p.
2. Severdenko V. P. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of Metal Forming]. Minsk, Vysheyschaya shkola Publ., 1966. 224 p.
3. Severdenko V. P., Muras V. S., Suhodrev E. Sh. *Goryachee gidrodinamicheskoye vydavlivanie rezhushchego instrumenta* [Hot hydrodynamic extrusion of cutting tools]. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1974. 256 p.
4. Antonishin Yu. T. *Plasticheskaya deformatsiya chuguna* [Plastic deformation of cast iron]. Minsk, Navuka i tehnika Publ., 1991. 119 p.
5. Dudetskaya L. R., Pokrovskiy A. I. Issledovanie prochnosti i plastichnosti chugunov v goryachem sostoyanii [Investigation of strength and ductility of cast iron in the hot condition]. *Vesti NAN Belarus. Seriya fiz.-tehn. nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus, ser. Physical and Technical Sciences*, 2000, no. 4, pp. 51–55.
6. Pokrovskiy A. I., Laskovnev A. P. *Issledovanie plastichnosti i tehnologicheskoy deformiruemosti chuguna* / Razdel v kollekt. monografii «Perspektivnyye materialy i tehnologii» (glava 27). Pod red. V. V. Klubovicha [Study of plasticity and technological deformability of cast iron. Collective monograph «Advanced Materials and Technologies» (chapter 27). Ed. By V. V. Klubovich]. Vitebsk, VGTU Publ., 2013. 655 p.
7. Pokrovskiy A. I. *Goryachaya plasticheskaya deformatsiya chuguna: struktura, svoystva, tehnologicheskie osnovy* [Hot plastic deformation of iron: structure, properties, technological foundations]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2010. 256 p.
8. Pokrovskiy A. I. *Plasticheskoe techenie vkluchenyi tsementita i grafita pri obrabotke davleniem chuguna* [Plastic flow of cementite and graphite inclusions in pressure forming of cast iron]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 1 (69), pp. 88–95.
9. Pokrovskiy A. I., Lushchik P. E. *Chislennoe modelirovanie naprjazhenno-deformirovannogo sostoyaniya i osobennosti strukturoobrazovaniya chuguna pri goryachem vydavlivanii* [Numerical simulation of stress-strain state and peculiarities of structure of iron during hot extrusion]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4 (77), pp. 33–43.
10. *Patent Respubliki Belarus' 4741* ot 18.06.2002 po zayavke 970621 ot 18.11.1997. Dudetskaya L. R., Danil'chik I. K., Pokrovskiy A. I. *Sposob izgotovleniya porshnevnykh kolets* [A method of manufacturing piston rings]. The patent of Republic of Belarus, no. 4741 of 18.06.2002 on the application of the 970 621 18.11.1997.
11. *Patent Respubliki Belarus' 16220* ot 11.05.2012 po zayavke a20100846 ot 31.05.2012. Pokrovskiy A. I., Hrol' I. N. *Sposob izgotovleniya podshipnika skol'zheniya* [A method for producing sliding bearings]. The patent of Republic of Belarus, no. 16220 from 11.05.2012 to 31.05.2012 by a20100846 application.
12. Prigorovskiy N. I. *Metody i sredstva opredeleniya poley deformatsiy i naprjazheniy* [Methods and means for determining the strain and stress fields. A handbook]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1983. 248 p.
13. Abdellah, Mohammed Y., Mohamed K. Hassan and HM Abu El-Ainin. Plasticity and formability controlling of cast iron using thermo-mechanical treatment. *American Journal of Materials Engineering and Technology*. 2014, vol. 2, no. 3, pp. 38–42.
14. Qi, Kai et al. Research on the hot deformation behavior and graphite morphology of spheroidal graphite cast iron at high strain rate. *Materials & Design*, 2009, vol. 30, no. 10, pp. 4511–4515.
15. Yong, Xue et al. Study on critical damage factor and phenomenological constitutive model including dynamic recrystallization softening of AZ80 magnesium alloy. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2012, vol. 41, pp. 250–253.



УДК 534.2:536.46 + 666.76

Поступила 20.11.2015

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ АКТИВАЦИИ СВС-ШИХТЫ НА КОНЕЧНЫЙ ПРОДУКТ

EFFECT OF ULTRASOUND ACTIVATION OF SHS-CHARGE ON THE FINAL PRODUCT

^{1,2}В. В. КЛУБОВИЧ, ²М. М. КУЛАК, ¹В. И. МАРУСИЧ, ²В. Г. САМОЛЕТОВ, ¹Е. В. ХРУЩЕВ,¹ Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65,² Государственное научное учреждение «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
г. Витебск, Беларусь, пр. генерала Людникова, 13. E-mail: mmk_vit@mail.ru.^{1,2}V. V. KLUBOVICH, ²M. M. KULAK, ¹V. I. MARUSICH, ²V. G. SAMOLETOV, ¹E. V. KHRUSCHEV,¹ Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave.,² Institute of Technical Acoustics, Vitebsk, Belarus, 13, Prospekt Generala Ljudnikova.

E-mail: mmk_vit@mail.ru.

В статье приведены данные о влиянии ультразвуковой активации доломита, применяемого для получения огнеупорного материала. Проведенные рентгеновские исследования показали, что ультразвуковая активация шихты приводит к изменению фазового состава конечных продуктов синтеза.

The paper describes the effect of ultrasound activation of dolomite, which is used for producing refractory material by the SHS method, on the final product. X-ray investigation has demonstrated that ultrasound activation of the initial charge brings about changes in the phase composition of the synthesized product.

Ключевые слова. Ультразвуковая активация, огнеупорные материалы, доломит, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, рентгеновские исследования, продукт синтеза.

Keywords. Ultrasound activation, refractory materials, dolomite, self-propagating high-temperature synthesis, X-ray investigation, synthesis product.

Материалы на основе минерального сырья, отличающиеся способностью сохранять свои свойства в условиях эксплуатации при высоких температурах, называются огнеупорными.

Эксплуатационные свойства огнеупорных материалов определяются комплексом химических, физико-химических и механических свойств. Основное свойство огнеупорных материалов – огнеупорность, т. е. способность материала противостоять, не расплавляясь, действию высоких температур. Огнеупорность характеризуется температурой, при которой стандартный образец из материала в форме трехгранной усеченной пирамиды высотой 30 мм и сторонами оснований 8 и 2 мм (конус Зейгера) размягчается и деформируется так, что его вершина касается основания. Определенная таким образом температура обычно выше максимально допустимой температуры эксплуатации огнеупорного материала. Различают собственно огнеупорные материалы (огнеупорность 1580–1770 °С), высокоогнеупорные (1770–2000 °С) и материалы высшей огнеупорности (выше 2000 °С).

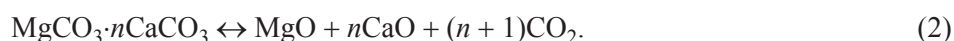
Другие важные свойства огнеупорных материалов – пористость, термическая стойкость, теплопроводность, температура начала деформации под нагрузкой и химическая стойкость в различных средах. По пористости (объемной доле пор, %) различают особо плотные огнеупорные материалы (пористость менее 3%), высокоплотные (3–10%), уплотненные (16–20%), материалы повышенной пористости (20–30%), легковесные (45–75%) и ультралегковесные (75–90%). К последним обычно относят волокнистые огнеупорные материалы. Высокоогнеупорные материалы и материалы высшей огнеупорности обладают, как правило, малой пористостью. Их микроструктура представляет собой контактирующие друг с другом крупные зерна, между которыми располагаются более мелкие зерна и большая часть пор. Ог-

неупорные материалы могут быть формованными – кирпичи, бруски, трубы, фасонные изделия и неформованными – порошки, обмазки, смеси для огнеупорных бетонов и др.

Все огнеупорные материалы в зависимости от используемого сырья разделяются на следующие виды: диносовые, кварцевые, полукислые, шамотные, доломитовые, форстеритовые, магнезитовые (периклазовые), шпинельные и др. [1].

Сырьевых запасов для производства алюмосиликатных (огнеупорных глин, бокситов) и периклазовых огнеупоров Беларусь не имеет, но располагает практически неограниченной сырьевой базой для производства доломитовых огнеупоров.

Доломитовые огнеупоры изготавливают из минерала доломита, представляющего собой в чистом виде двойную углекислую соль магния и кальция ($\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$) и еще с десятков оксидов. Природный доломит содержит еще SiO_2 , Al_2O_3 , Fe_2O_3 и некоторые другие примеси. При нагревании доломит разлагается последовательно по реакциям:

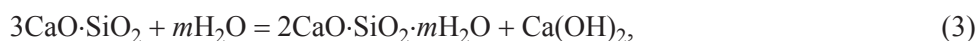


Реакция (1) необратима и происходит при 1023 К, реакция (2) обратима и происходит при 1223 К. Обратимость реакции (2) заключается в том, что оксид кальция интенсивно поглощает воду из воздуха при охлаждении и отдает ее при нагревании, при этом значительно изменяются его плотность (почти в 2 раза) и объем, доломитовый камень рассыпается в порошок. Тем не менее, огнеупоры из доломита производят. Применяют два способа, чтобы избежать гидратации оксида кальция:

- 1) покрытие зерен извести смолой или пеком и таким путем изолируют их от паров воды;
- 2) связывание свободного оксида кальция кремнеземом (стабилизация доломита).

Смолодоломитовые изделия получают, смешивая порошок и зерна доломита с расплавленной смолой или битумом и прессуя смесь в формы. При этом используют как сырой, так и обожженный доломит. При нагревании изделий выше 670 К происходит коксование смолы и изделие затвердевает. Если используется сырой доломит, а коксующий обжиг совмещен с первым нагревом смонтированной футеровки, то технология не требует больших энергозатрат. Однако смолодоломитовые изделия имеют два существенных недостатка: низкую прочность изделия при первом нагреве при температурах 470–570 К и опасность гидратации в процессе эксплуатации из-за выгорания углерода [1].

Исследование возможности производства огнеупорного мертеля и формованных изделий с использованием стабилизированного доломита проводили в НИИ строительных материалов (УП НИИСМ) [2]. Одна из проблем, как отмечено выше, состоит в том, что в доломите при нагревании образуется оксид кальция, который реагирует с водой при производстве огнеупорных изделий, увеличиваясь в объеме, и обезвоживается при нагревании в процессе эксплуатации, уменьшаясь в объеме. По этой причине изделия и покрытия из доломита теряют свою прочность при нагревании выше 1070 К. Стабилизировать доломит можно, добавляя в него перед обжигом кремнезем SiO_2 . Если к доломиту добавить кремнезем до соотношения $M_{\text{CaO}}:M_{\text{SiO}_2} = 2,8$ (где M_{CaO} и M_{SiO_2} – массы оксида кальция и кремнезема), то образуется алит – трехкальциевый силикат $3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, если соотношение $M_{\text{CaO}}:M_{\text{SiO}_2} = 1,87$, то образуется белит – двухкальциевый силикат $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, и наконец, при $M_{\text{CaO}}:M_{\text{SiO}_2} = 0,933$ образуется волластонит – однокальциевый силикат $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$. Волластонит с водой не взаимодействует, алит и белит при соединении с водой образуют кристаллогидраты – этим объясняются вяжущие свойства цемента и доломита:



Но алит при гидратации опять образует гидроксид кальция, который разрушает цементный камень. Поэтому надо дополнительно вводить в смесь кремнезем до соотношения $M_{\text{CaO}}:M_{\text{SiO}_2} \geq 1,87$, чтобы основная масса оксида кальция при обжиге образовала с оксидом кремния соединение белит.

На этом проблема стабилизации доломита не исчерпывается, так как белит имеет три модификации: α , β и γ . Переход $\alpha \rightarrow \beta$ происходит при 1713 К без изменения объема, а переход $\beta \rightarrow \gamma$ при 1113 К сопровождается увеличением объема на 10%, что при большом количестве силиката приводит всю массу к рассыпанию. Для стабилизации белита в смесь добавляют апатит P_2O_5 или соединение ортофосфорной кислоты, которое образует с β -белитом твердый раствор и стабилизирует его [3]. Стабилизированный таким образом доломит можно использовать для производства как штучных изделий, так и мерте-

ля. Недостаток технологии в том, что необходим длительный обжиг смеси при температуре не ниже 1923 К. Для выпуска в Беларуси доломитовых огнеупоров по этой технологии требуется модернизация обжиговых печей.

Современные технологические процессы литейно-металлургического, химического и других производств, осуществляемые с использованием различных печей и реакторов, предъявляют все более высокие требования к футеровке их рабочего пространства. Наряду с высокой температурой футеровка испытывает комбинированное воздействие жидких и газообразных агрессивных сред, истирающее и раскалывающее воздействие, динамические и ударные нагрузки, термоциклические нагрузки, воздействие электрического напряжения. В ряде случаев традиционные огнеупорные материалы и способы футеровки не могут обеспечить необходимый комплекс свойств – сочетание прочности, износостойкости, коррозионной и термической стойкости.

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) – этот физико-химический эффект был открыт А. Г. Мержановым с сотрудниками в 1967 г. [4]. Это открытие легло в основу нового научного направления на стыке материаловедения и химической физики – структурной макрокинетики СВС-процессов, которое активно развивается с начала 70-х годов XX в. Уникальность СВС состоит в том, что полное превращение реагентов в продукты, для которого при традиционном печном синтезе требуется время порядка 1–10 ч, при СВС достигается за считанные секунды. В этом смысле СВС представляет собой «исключение из правил». В конденсированных средах взаимодействие реагентов, т. е. рост сплошного слоя или отдельных частиц новой фазы–продукта, лимитируется, как правило, подводом атомов к межфазной границе, на которой происходит химическая реакция. В твердых веществах подвод атомов осуществляется за счет твердофазной диффузии, т. е. достаточно медленно, этим и обусловлена большая длительность реагирования в традиционных процессах синтеза. В волне СВС достигаются экстремальные условия (высокая температура – до 4000 °С, большая скорость нагрева – до 106 К/с и резкий градиент температуры – до 105 К/см) и скорость горения достаточно велика (для большинства неорганических систем – в пределах 0,1–10 см/с). В силу этого в ней реализуются необычные с точки зрения традиционного физического материаловедения механизмы фазо- и структурообразования, которые и составляют предмет структурной макрокинетики СВС-процессов. Продукты СВС обычно обладают мелкозернистой структурой, которая определяет уникальные свойства получаемого материала. Это связано с необычными с точки зрения классического материаловедения механизмами фазо- и структурообразования, которые работают во время СВС.

При всех достоинствах СВС-процессов им присущ ряд ограничений: СВС протекает в узкой области параметров и плохо поддается контролю после инициирования; управление обычно сводится к изменению состава и начальной температуры шихты. В связи с этим создание новых материалов и СВС-технологий возможно только на основе фундаментальных исследований влияния внешних воздействий на фазо- и структурообразование при СВС. В литературе приводятся многочисленные данные о том, что внешнее физическое воздействие, в частности электромагнитное поле, приложенное во время синтеза, изменяет кинетику горения, структуру и свойства продукта [5–7], причем эти наблюдаемые эффекты невозможно свести только к тепловому влиянию (например, выделение джоулевой теплоты при пропускании электрического тока через образец, анализ которого проведен в работах [8, 9]).

Изучение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза ведется на стыке химической физики, физики твердого тела и материаловедения: исследование теории процессов СВС происходит на базе науки о горении, а изучение продуктов СВС – с помощью методов и представлений, развитых в физике твердого тела и материаловедении тугоплавких соединений.

Макрокинетические характеристики процессов СВС, структура и свойства продуктов синтеза определяются множеством физических, технологических и химических свойств порошков исходных реагентов и их экзотермических смесей, начальной температурой, составом и размером шихтового брикета, давлением газа, наличием внешних физических воздействий, другими параметрами, присущими конкретному технологическому типу СВС-процесса. Поэтому для разработки научных принципов управления процессами и продуктами СВС необходимо установить закономерности влияния перечисленных параметров на структуру и свойства целевого продукта. Однако использование традиционных методик, предусматривающих регулирование процессов СВС путем изменения внешнего давления, начальной температуры, параметров смеси, нередко бывает ограничено, например, в силу слабой зависимости реакции от давления, температуры или определенных требований, предъявляемых к составу смеси. В таких случаях большие возможности для управления СВС может дать применение воздействий физиче-

ских полей, зарекомендовавших себя в практике горения порохов и ракетных топлив, литья сплавов, спекания порошков и других процессах. В связи с этим практический и научный интерес представляет изучение воздействия физических полей на закономерности СВС, направленное на поиск новых путей управления и исследования реакций и являющееся реальной основой для разработки гибких технологических процессов получения СВС-продуктов, обладающих необходимыми свойствами.

Среди систем, способных к СВС, значительный интерес представляют системы с восстановительной стадией. Горение в таких системах имеет две принципиально различные стадии – восстановление элементов из оксидов и вслед за ней взаимодействие элементов между собой и с добавками. Типичными представителями таких систем могут служить тонкодисперсные сухие смеси $\text{SiO}_2 + \text{Al}$, $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{MgO} + \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al}$ и др.

С практической точки зрения с целью получения разнообразных продуктов строительного назначения (футеровочные материалы, огнеупоры, легкие ячеистые бетоны, тепло- и огнезащитные материалы) предпочтение имеют смесевые СВС-системы, содержащие диоксид кремния (SiO_2), поскольку этот материал составляет основу большинства природных материалов и отходов стройиндустрии [3]. Среди множества разработок в этом направлении заслуживают внимания исследования проф. В. М. Мальцева [10]. В работе на примере смесей $\text{SiO}_2 + \text{Al}$ была доказана возможность получения огнеупорных жаростойких материалов муллитовой структуры общего состава $x\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot y\text{SiO}_2$, где $x = 68\text{--}70\%$, $y = 30\text{--}32\%$ по массе.

СВС-процессы обычно протекают в узкой области параметров, например, размер исходных частиц, состав, относительная плотность образца и др. Для изменения температуры горения T_c и условий гетерогенного взаимодействия в волне СВС обычно меняют химический состав исходной шихты или проводят ее дополнительную обработку, например: а) разбавление инертным веществом для снижения T_c ; б) введение реагентов, обеспечивающих дополнительные экзотермические реакции (повышение T_c); в) добавление небольших количеств летучих добавок-активаторов, которые инициируют газотранспортные процессы в волне горения; г) подогрев шихты, т. е. внесение дополнительной энтальпии в зону реакции; д) механоактивация порошковой смеси в высокоэнергонагруженной шаровой мельнице [11], что уменьшает характерный размер реагентов, повышает площадь контакта и создает большое количество дефектов в их кристаллической структуре.

В данной работе описаны способ и устройство для ультразвуковой активации исходной шихты (доломита) и других составов, а также влияние ультразвуковых колебаний на свойства конечного продукта при синтезе методом СВС.

В работе использовали доломит (ГОСТ 14050-93), пудру алюминиевую (ГОСТ 5494-95), жидкое стекло (ГОСТ 13078-81) и песок строительный. После взвешивания компонентов смешивание осуществляли в керамической ступке с последующим перемешиванием в смесителе «Turbula» в течение 4 ч. За-

тем в смесь порошков для увеличения механической прочности вводили связку на основе жидкого стекла. Соотношение компонентов: доломит (25%), пудра алюминиевая (31%), жидкое стекло (17%), песок строительный (остальное). Далее из полученных смесей методом глухого прессования изготавливали образцы диаметром 30 мм и высотой 20–25 мм. Активацию доломита проводили в герметичном стакане, через крышку которого был подведен ультразвуковой концентратор. Частота колебаний составляла 22 кГц. Амплитуду колебаний изменяли в пределах 5–30 мкм, время ультразвуковой обработки составляло 20 мин.

На рис. 1 приведена блок-схема установки для ультразвукового помола исходных порошков (доломита) [12].

Устройство работает следующим образом. Порция механоактивируемого порошка 5 помещается в рабочую зону 3, выполненную в виде камеры с размерами, создающими условия для резонанса. Камера устанавливается на ультразвуковом отражателе 6 полуволновой длины, он позволяет изолировать массу рабочего стола 8 и сконцентрировать всю энергию ультразвука в рабо-

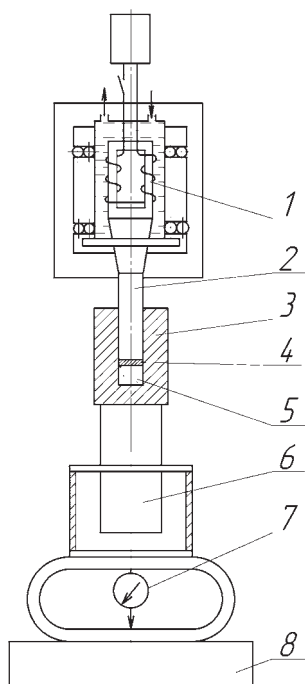


Рис. 1. Блок-схема установки ультразвукового помола и активации порошков: 1 – ультразвуковой преобразователь; 2 – волновод; 3 – стакан; 4 – измельчитель; 5 – механоактивированный порошок; 6 – полуволновой отражатель; 7 – динамометр; 8 – рабочий стол

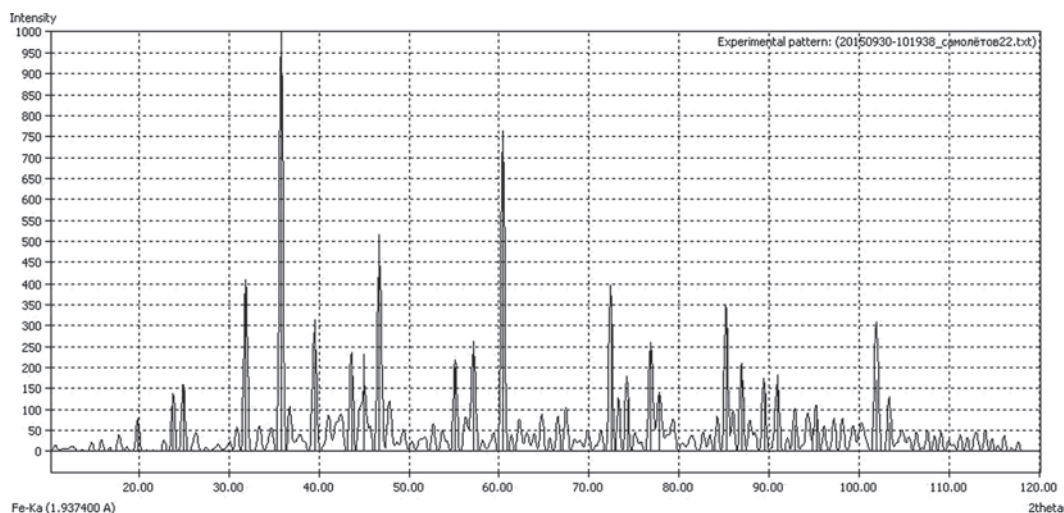


Рис. 2. Рентгенограмма образца без активации шихты. Сжигание в печи на воздухе

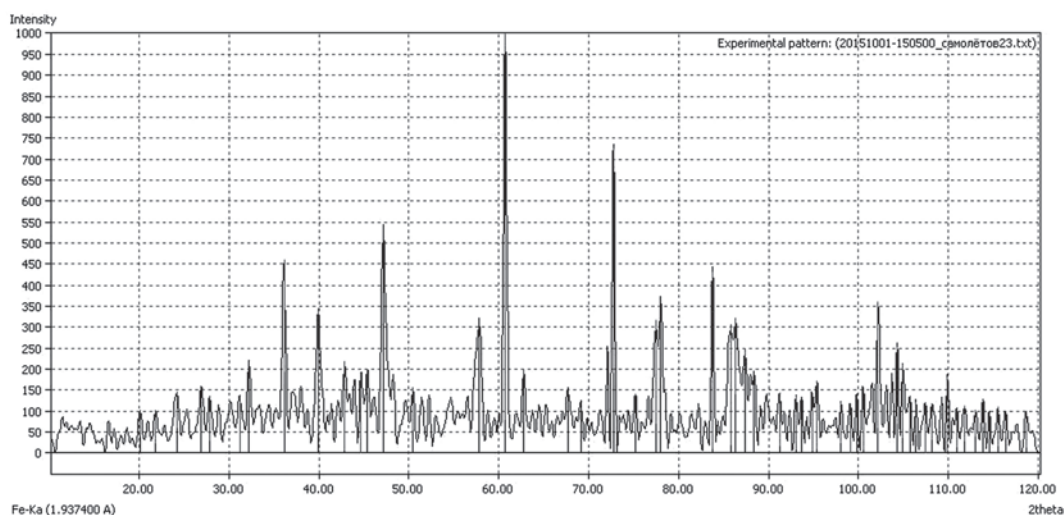


Рис. 3. Рентгенограмма образца после ультразвуковой активации шихты. Сжигание в печи на воздухе

чем объеме активируемого порошка 5. Отражатель 6 полуволновой длины смонтирован на динамометре 7 для обеспечения и контроля постоянной силы поджима механического измельчителя 4. В механическом измельчителе 4, механически связанном через концентратор 2 ультразвуковых колебаний, при помощи источника 1 ультразвуковых колебаний возбуждаются механические колебания ультразвуковой частоты. Механический измельчитель 4 вводится в рабочую зону 3 камеры определенным усилием, и в течение некоторого времени происходит активное измельчение механоактивируемого порошка 5 за счет многократных ударов торца механического измельчителя 4.

Синтез проводили двумя способами: в первом случае спрессованные образцы помещали в печь, разогретую до 1000 °С на воздухе, во втором случае синтез проводили в бомбе постоянного давления в среде аргона при давлении 1 МПа с предварительным подогревом до 500 °С.

Синтезированные образцы имели совершенно разный вид. Образцы, синтезированные при атмосферном давлении, расслоились и их высота увеличилась примерно в 2,0–2,5 раза. Вместе с тем, образцы, синтезированные при давлении 1 МПа, сохранили свою форму и сплошность.

Конечные продукты синтеза исследовали методом рентгенографического анализа на дифрактометре ДРОН-2 при использовании FeK_α -излучения. Так как уже отмечалось выше, в состав доломита входят более десяти оксидов металлов, исследование фазового состава затруднено. Поэтому были проведены панорамные съемки образцов, синтезированных в описанных выше условиях.

На рис. 2, 3 приведены полученные рентгенограммы образцов, синтезированных при атмосферном давлении на воздухе.

Сравнительный анализ рис. 2, 3 показывает, что спектр образцов после активации имеет совершенно другой вид. Дифракционные пики имеют другую интенсивность и местоположение. Все это позволяет

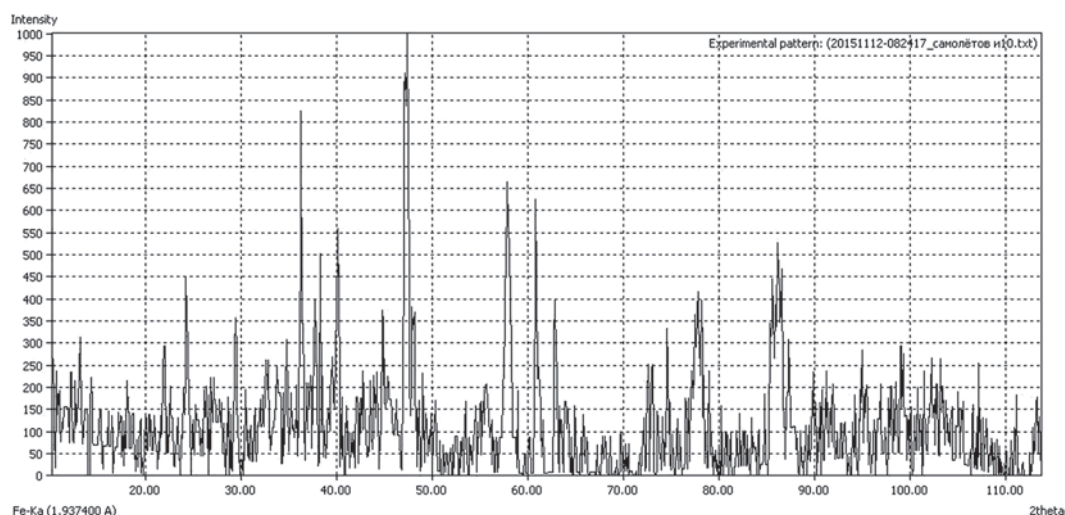


Рис. 4. Рентгенограмма образца без активации шихты. Сжигание в среде аргона при давлении 1 МПа

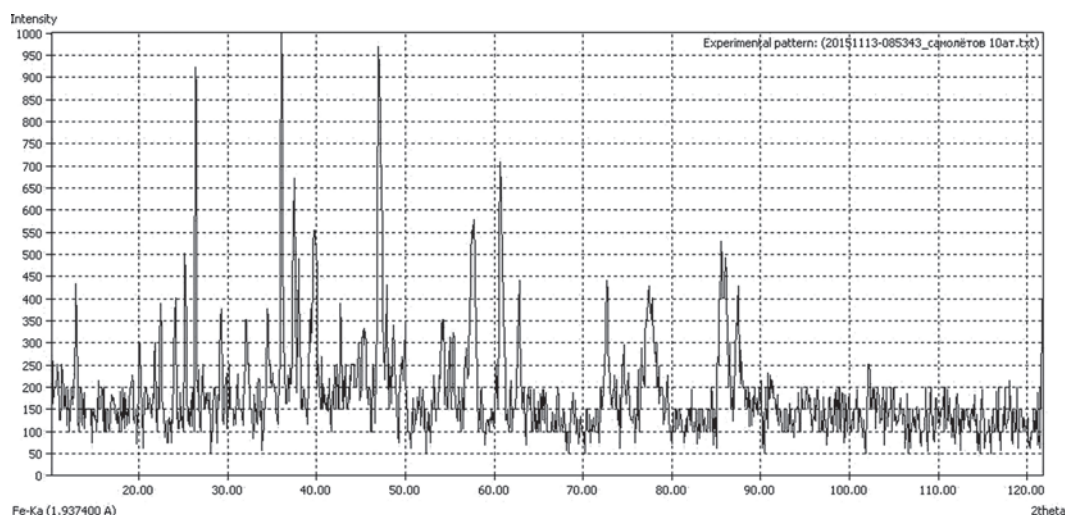


Рис. 5. Рентгенограмма образца после ультразвуковой активации шихты. Сжигание в среде аргона при давлении 1 МПа

сделать вывод, что синтезированные образцы обладают разным фазовым составом. Еще большая разница видна на рентгенограммах образцов, синтезированных в среде аргона при давлении 1 МПа (рис. 4, 5).

Из рисунков видно, что процесс структурообразования в данной системе в зависимости от условий подготовки шихты и синтеза носит различный характер. Дальнейшие исследования по изучению характеристик полученных огнеупоров позволят определить влияние ультразвуковой активации на исходную шихту и выработать требования к обработке шихты с целью получения огнеупорных материалов на основе доломита с более высокими эксплуатационными характеристиками.

Анализ рентгенограмм показывает, что ультразвуковая активация шихты приводит к изменению фазового состава конечных продуктов синтеза. На основании имеющихся данных можно сделать вывод, что ультразвуковая активация исходной шихты является эффективным способом, позволяющим влиять на реакционную способность шихты и изменять процессы структурообразования конечного продукта.

Литература

1. Стрелов К. К. Технология огнеупоров / К. К. Стрелов, П. С. Мамыкин. 3-е изд. М.: Металлургия, 1978. 329 с.
2. Доломитовый огнеупор: пат. РБ 6910 / И. А. Белов, Л. В. Соколовский, Е. Я. Подлuzский, О. Г. Бацевичус; заявитель Научно-исследовательское республиканское унитарное предприятие «НИИСМ». № 20011108; заявл. 2001.12.27.
3. Хина Б. Б. Применение СВС для получения огнеупорных материалов и изделий на основе SiC и Al₂O₃ / Б. Б. Хина, Е. М. Дятлова, В. В. Саранцев, К. Б. Подболотов, А. Ю. Повстаной // Огнеупоры и техническая керамика. 2006. № 10. С. 2–13.
4. Мержанов А. Г., Боровинская И. П., Шкиро В. М. Явление волновой локализации автотормозящихся твердофазных реакций. Диплом СССР на открытие № 287. Опул. в бюл. изобр. 1984. № 32. С. 3.
5. Морозов Ю. Г., Кузнецов М. В., Мержанов А. Г. Нетепловое воздействие электрического поля на процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Доклады Российской Академии наук. 1997. Т. 352, № 6. С. 771–773.

6. Morozov Yu. G., Kuznetsov M. V., Merzhanov A. G. Electric fields in the processes of self-propagating high-temperature synthesis // *International Journal of SHS*. 1997. Vol. 6, № 1. P. 1–13.
7. Microstructural aspects of the self-propagating high temperature synthesis of hexagonal barium ferrites in an external magnetic field / L. Affleck, M. D. Aguas, I. P. Parkin, Q. A. Pankhurst, M. V. Kuznetsov // *Journal of the Materials Chemistry*. 2000. Vol. 10. P. 1925–1932.
8. Feng A., Munir Z. A. Effect of product conductivity on field-activated combustion synthesis // *Journal of the American Ceramic Society*. 1997. Vol. 80, no. 5. P. 1222–1230.
9. Mechanistic investigation of electric field-activated self-propagating reactions: experimental and modeling studies / R. Orru, A. Cincotti, G. Cao, Z. A. Munir // *Chemical Engineering Science*. 2001. Vol. 56, no. 2. P. 683–692.
10. Муллитовый материал для производства огнеупорных изделий: пат. RU 2101263 K1CO4B 35/66, 41/87 / В. М. Мальцев, Г. П. Гафиятуллина, Л. А. Уваров, В. Т. Волков, Н. И. Жуков, Н. К. Егоров. 1998.
11. Корчагин М. А., Ляхов Н. З. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в механически активированных составах // *Химическая физика*. 2008. Т. 27, № 1. С. 73–78.
12. Устройство для ультразвукового помола порошка. Пат. BY 19076 от 30.04.2015. В. В. Клубович, В. А. Томило, Е. В. Хрущев, А. С. Липницкий, В. И. Марусич, А. В. Абрамова.

References

1. Strel'ov K. K., Mamykin P. S. *Tehnologija ogneuporov* [Technology of refractories]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 329 p.
2. Belov I. A., Sokolovskij L. V., Podluzskij E. Ja., Bacevichus O. G. Dolomitovyj ogneupor [Dolomite refractory]. *Patent of Belarus*, no. 6910, 2001.
3. Hina B. B., Djatlova E. M., Sarancev V. V., Podbolotov K. B., Povstjanov A. Ju. Primenenie SVS dlja poluchenija ogneupornyh materialov i izdelij na osnove SiC i Al₂O₃ [Application of SAF for refractory materials and products based on SiC and Al₂O₃]. *Ogneupory i tehnikeskaja keramika = Refractories and Technical Ceramics*, 2006, no. 10, pp. 2–13.
4. Merzhanov A. G., Borovinskaja I. P., Shkiro V. M. Javlenie volnovoj lokalizacii avtotormozjashhihsja tverdo-faznyh reakcij [The phenomenon of wave localization avtotormozyaschihsja solid state reactions]. Diplom SSSR na otkrytie № 287 [Diploma of the USSR in the opening number 287]. *Bjulleten izobretenij = Bulletin of Inventions*, 1984, no. 32, p. 3.
5. Morozov Ju. G., Kuznetsov M. V., Merzhanov A. G. Neteplovoe vozdejstvie jelektricheskogo polja na process samorasprostranjajushhegoja vysokotemperaturnogo sinteza [Non-thermal effects of the electric field in the process of SHS]. *Doklady RAN = Reports of the Russian Academy of Sciences*, 1997, vol. 352, no. 6, pp. 771–773.
6. Morozov Yu. G., Kuznetsov M. V., Merzhanov A. G. Electric fields in the processes of self-propagating high-temperature synthesis. *International Journal of SHS*. 1997, vol. 6, no. 1. pp. 1–13.
7. Microstructural aspects of the self-propagating high temperature synthesis of hexagonal barium ferrites in an external magnetic field. L. Affleck, M. D. Aguas, I. P. Parkin, Q. A. Pankhurst, M. V. Kuznetsov. *Journal of the Materials Chemistry*. 2000, vol. 10. pp. 1925–1932.
8. Feng A., Munir Z. A. Effect of product conductivity on field-activated combustion synthesis. *Journal of the American Ceramic Society*. 1997, vol. 80, no. 5, pp. 1222–1230.
9. Mechanistic investigation of electric field-activated self-propagating reactions: experimental and modeling studies / R. Orru, A. Cincotti, G. Cao, Z. A. Munir. *Chemical Engineering Science*. 2001, vol. 56, no. 2. pp. 683–692.
10. Mal'cev V. M., Gafijatullina G. P., Uvarov L. A., Volkov V. T., Zhukov N. I., Egorov N. K. Mullitovyj material dlja proizvodstva ogneupornyh izdelij [Mullite material for the production of refractory products]. *Patent RU*, no. 2101263, K1SO4V 35/66, 41/87, 1998.
11. Korchagin M. A., Ljahov N. Z. Samorasprostranjajushhihsja vysokotemperaturnyj sintez v mehanicheski aktivirovannyh sostavah [Self-propagating high temperature synthesis in a mechanically activated compositions]. *Himicheskaja fizika = Chemical Physics*, 2008, vol. 27, no. 1, pp. 73–78.
12. Klubovich V. V., Tomilo V. A., Hrushhev E. V., Lipnickij A. S., Marusich V. I., Abramova A. V. Ustrojstvo dlja ul'trazvukovogo pomola poroshka [Device for ultrasonic grinding powder]. *Patent BY*, no. 19076. 30.04.2015.



УДК 620.197.5

Поступила 01.02.2016

РАЗРАБОТКА СОСТАВА ПРОТЕКТОРА НА ОСНОВЕ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ ИЗ ВТОРИЧНОГО СЫРЬЯ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ ОТ КОРРОЗИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

DEVELOPMENT OF TREAD ON THE BASIS OF COLOR ALLOYS RECYCLED IRON-CARBON ALLOYS PROTECTION FROM CORROSION

А. А. ПИВОВАРЧИК, В. Д. ПОВИДАЙКО, Гродненский государственный университет им. Янки Купалы, г. Гродно, Беларусь, ул. Ожешко, 22. E-mail: piwchik21@tut.by,

А. М. МИХАЛЬЦОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: michaltsov@tut.by

A. A. PIVOVARCHYK, V. D. POVIDAJKO, Yanka Kupala State University of Grodno, Belarus, 22, st. Ozheshko. E-mail: piwchik21@tut.by,

A. M. MIKHALTSOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: michaltsov@tut.by

В статье приведены результаты разработки составов протекторов для защиты от коррозии низкоуглеродистых сплавов, используемых в автомобилестроении в качестве шихтовых материалов вторичного алюминиевого сырья. Представлены результаты исследования эффективности протекторной защиты разработанных составов сплавов.

The results of development of the compositions of protectors for the corrosion protection low-carbon alloys used in the automotive industry, using as the raw material of the secondary aluminum raw materials. The results of research on the effectiveness of the tread designed to protect the alloy composition.

Ключевые слова. Коррозия, катодная защита, протектор, расплав, железоуглеродистый сплав, алюминиевый сплав, цинковый сплав.

Keywords. Corrosion, cathodic protection, protector, melt the iron-carbon alloy, aluminum alloy, zinc alloy.

Введение

Коррозия – процесс химического или электрохимического разрушения металлов под действием окружающей среды. Коррозионные процессы классифицируют по механизму взаимодействия металлов с внешней средой; виду коррозионной среды и условиям протекания процесса; характеру коррозионных разрушений; видам дополнительных воздействий, которым подвергается металл одновременно с действием коррозионной среды. По механизму протекания коррозионного процесса принято различать химическую и электрохимическую коррозию металлов. Химическая коррозия представляет собой процесс взаимодействия металла с коррозионной средой, при котором окисление металла и восстановление окислительного компонента среды протекают одновременно в одном акте. Электрохимическая коррозия – это процесс взаимодействия металла с коррозионной средой (раствором электролита), при котором ионизация атомов металла и восстановление окислительного компонента коррозионной среды протекают не в одном акте и их скорости зависят от электродного потенциала. Полностью предотвратить процесс коррозии металлов практически невозможно, поэтому единственным направлением борьбы с ней является поиск эффективных способов ее замедления [1, 2].

Одним из известных способов защиты металлических конструкций от негативного воздействия коррозии является катодная защита, представляющая собой электрохимическую защиту металла, основанная на наложении внутреннего катодного тока. Катодная защита на практике реализуется в двух вариантах: в первом случае, когда необходимый сдвиг потенциала обеспечивается подключением защищаемого

изделия в качестве катода к внешнему источнику тока, во втором случае при организации катодной защиты отрицательный полюс внешнего источника тока присоединяют к защищаемой металлической конструкции, а положительный – к вспомогательному электроду, работающему как анод [1–3].

Разновидностью катодной защиты служит протекторная защита, реализация которой состоит в присоединении к защищаемой металлической конструкции более электроотрицательного металла (протектора), который, растворяясь в окружающей агрессивной среде, защищает от разрушения основную конструкцию [1–3]. Известно, что в качестве материалов, необходимых для изготовления протекторов, целесообразно использовать следующие вещества: магний, алюминий, цинк, марганец, кадмий, свинец. Следует отметить, что использование свинца неэффективно вследствие низкой экологичности материала, а при работе с чистым магнием и его сплавами необходимо учитывать взрыво- и пожароопасную составляющую данного вещества. Согласно ГОСТ 26251-84 «Протекторы для защиты от коррозии» [4], промышленностью централизованно выпускаются протекторы марки АП1-АП4 (протектор алюминиевый), МП1 (магниевый протектор), ЦП1-ЦП3 (цинковый протектор) различной конфигурации и габаритными размерами, массой от 0,8 до 63 кг. При их получении используют следующие исходные шихтовые материалы: магний, не ниже марки Мг95, ГОСТ 804-93 [5], алюминий, не ниже марки А85, А99, ГОСТ 11069-2001 [6], цинк, не ниже марки Ц0, ЦВ00, Ц1, ГОСТ 3640-94 [7], марганец, не ниже марки Мр1, ГОСТ 6008-90 [8].

В настоящее время в Республике Беларусь фирма «КаПроЗа» централизованно изготавливает и реализует протекторы на основе цинка для защиты кузовных элементов автомобилей от коррозионного воздействия агрессивных сред. Протекторы на основе других известных материалов (магния, алюминия) с более высокими защитными свойствами производятся в Российской Федерации, Украине, Германии, США, Франции.

Данная работа направлена на создание импортозамещающих материалов вследствие разработки отечественных составов протекторов с использованием вторичного алюминиевого сырья, применение которых позволит уменьшить интенсивность коррозионного разрушения металлических конструкций транспортных средств (ТС) кузова, рамы в агрессивных средах.

Целью данной работы является исследование эффективности использования в качестве протекторов цветных сплавов на основе вторичного алюминиевого сырья.

Методика проведения экспериментов. В качестве исходных материалов для разработки альтернативных отечественных составов протекторов, предназначенных для защиты кузовных элементов автомобилей, были приняты такие материалы, как цинк гранулированный Ц0, вторичный алюминиевый лом, представленный алюминиевой проволокой и кусковыми отходами алюминиевого сплава марки АМг6. Составы исследуемых протекторов на основе выбранных материалов приведены в табл. 1. В качестве прототипов использовали протекторы марок МП1, АП2, ЦП1. Химический состав протекторов прототипов, согласно ГОСТ 26251-84, представлен в табл. 2.

Таблица 1. Состав сплавов, используемых для получения протекторов

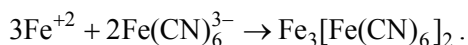
Номер исследуемого состава	Массовая доля основных компонентов в сплаве протектора, %			Прототипы, %		
	кусковые отходы алюминиевого сплава марки АМг6	алюминиевая проволока	цинк гранулированный	МП1	ЦП1	АП2
1	100	–	–	–	–	–
2	–	100	–	–	–	–
3	–	–	100	–	–	–
4	50	50	–	–	–	–
5	45	45	10	–	–	–
6	–	97	3	–	–	–
7	–	94	6	–	–	–
8	–	91	9	–	–	–
9	–	88	12	–	–	–
10	–	85	15	–	–	–
11	97	–	3	–	–	–
12	94	–	6	–	–	–
13	91	–	9	–	–	–
14	88	–	12	–	–	–
15	85	–	15	–	–	–
16				100	–	–
17				–	100	–
18				–	–	100

Таблица 2. Химический состав протекторов прототипов

Марка сплава	Массовая доля основных компонентов, %					Примеси, %, не более				
	магний	алюминий	цинк	марганец	титан	железо	медь	никель	кремний	свинец
МП1	ост.	5,0–7,0	2,0–4,0	0,02–0,5	0,04	0,003	0,004	0,001	0,04	0,001
АП2	–	ост.	0,6–0,1	0,01–0,2	–	0,1	0,01	–	0,1	–
ЦП1	0,1–0,3	0,5–0,7	ост.	0,1–0,3	–	0,004	0,001	–	0,005–0,1	0,0054

Получение протекторов на основе выбранных исходных компонентов в установленном процентном соотношении (см. табл. 1) осуществляли по следующей методике: расплавление исходных шихтовых материалов проводили в графитовых тиглях ТГ-1 с использованием высокотемпературной муфельной электропечи модели ПМ-10. Масса навески шихтовых компонентов для получения протекторов для всех сплавов составляла $30 \pm 0,5$ г и контролировалась при помощи электронных цифровых весов MVP-300. Температура расплавления исходных шихтовых материалов контролировалась цифровым датчиком и варьировалась в диапазоне температур 773–1073 К в зависимости от химического состава выплавляемого сплава. Перед заливкой расплава в специально изготовленный металлический кокиль расплав перегревали и обрабатывали покровно-рафинирующим флюсом в количестве 0,15% от объема расплава с целью удаления вредных газов (кислород, водород, азот) и снижения газовой пористости в расплаве. Время обработки расплава флюсом для всех составов составляло 3 мин. Кокиль перед заливкой расплава прогревали в сушиле до температуры 493–523 К, после чего извлекали его и закрепляли на станине для дальнейшей заливки расплава. Поскольку существенное влияние на свойства протектора оказывает площадь контакта защищаемого материала и протектора, то для обеспечения прочного их сцепления защищаемый железоуглеродистый стальной прутки марки Ст3 диаметром 8 мм после подогрева в печи до температуры 523 К устанавливали в вертикальном положении непосредственно в жидкий расплав, находящийся в кокиле. В результате кристаллизации расплава и его усадки расплав обжимал поверхность металлического прутка, обеспечивая при этом прочное и надежное сопряжение материала протектора с защищаемой поверхностью. Эффективность действия протекторной защиты исследуемых составов в условиях агрессивных сред оценивали по радиусу действия протектора. В качестве агрессивной среды использовали 2%-ный водный раствор хлорида калия. При данной концентрации хлорида калия в воде значение водородного показателя pH 5 (слабокислотная среда), что соответствует значению pH среды на дорожном покрытии после его обработки соответствующими растворами в зимний период. Методика проведения исследований по определению защитного радиуса действия протекторов на основе исследуемых составов приведена на рис. 1.

В изготовленную и установленную на основание 6 пластиковую ванну 1, используя опоры 5, укладывали железоуглеродистый стальной прутки 2 с нанесенным на него протектором 3, которые предварительно тщательно зачищали наждачной бумагой и обезжиривали. Затем в ванну заливали водный раствор хлорида калия 4 так, чтобы стальной прутки были полностью погружены. С целью обнаружения места начала процесса коррозии железоуглеродистого сплава в раствор добавляли индикатор, в качестве которого выступал 10%-ный водный раствор красной кровяной соли ($K_3Fe(CN)_6$) в количестве 45 мл. В результате на поверхности защищаемого образца (через 2–5 мин) наблюдалось появление синих пятен (берлинская лазурь) в тех местах, где уже начался процесс коррозии материала. Данный процесс происходит вследствие протекания химической реакции:



После появления синих пятен на поверхности защищаемого образца проводили измерение расстояния при помощи линейки от края протектора до ближайшего синего пятна. Время выдержки образца в водном растворе перед введением индикаторного раствора для всех исследуемых составов составляло 60 с. Измеренное расстояние было принято в качестве защит-

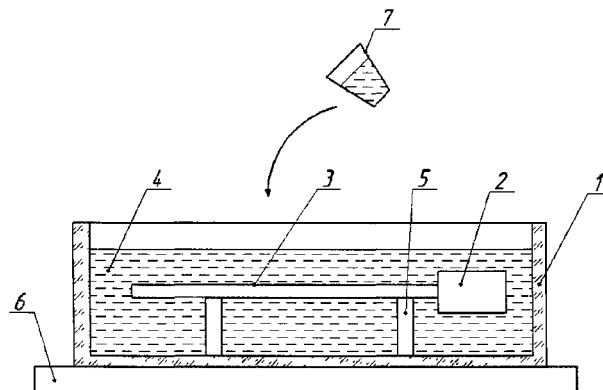


Рис. 1. Схема проведения эксперимента по определению степени протекторной защиты различных материалов: 1 – пластиковая ванна; 2 – протектор; 3 – защищаемый металлический прутки; 4 – раствор калийной соли в воде; 5 – опоры; 6 – основание; 7 – стакан с раствором красной кровяной соли

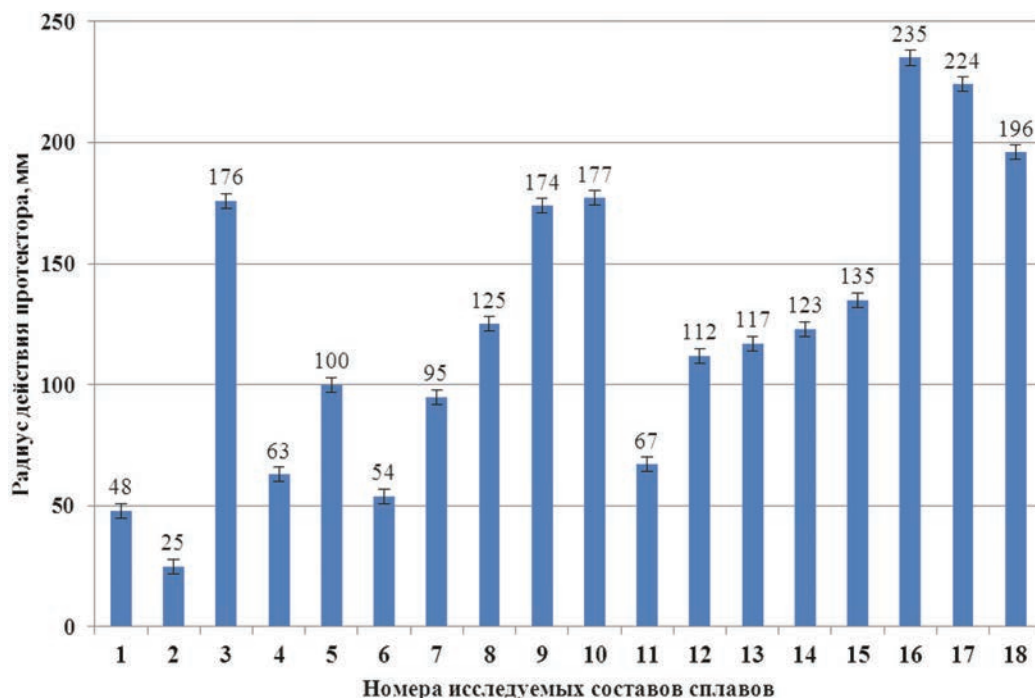


Рис. 2. Результаты исследования радиуса действия протекторов, полученных с использованием вторичного алюминиевого сырья

ного радиуса действия протектора. Результаты исследований эффективности протекторной защиты для различных сплавов приведены на рис. 2.

Результаты исследований и их обсуждение. Из рисунка видно, что наилучшими защитными свойствами по сравнению с протекторами прототипами обладают составы 9 и 10 на основе алюминиевой проволоки с добавкой гранулированного цинка. При этом установлено, что радиус действия протекторов на основе кусковых отходов алюминиевого сплава марки АМг6 при добавлении гранулированного цинка в количестве от 3 до 12% от объема основы увеличивается в 1,4–2,8 раза, а в случае использования алюминиевой проволоки – в среднем в 1,8–3,2 раза. Необходимо отметить, что дальнейшее увеличение количества вводимого гранулированного цинка к данным основам приводило к незначительному увеличению радиуса действия протектора, не более чем на 2–3 мм, что лежит в области погрешности проводимых экспериментов, которая в свою очередь составляет ± 3 мм. Промежуточные результаты получены при использовании составов 4 и 5, худший результат – при использовании составов 1 и 2.

Выводы

В ходе проведенных исследований установлено, что при разработке составов протекторов с высокими антикоррозионными свойствами для защиты кузовных элементов автомобильной техники целесообразно использовать вторичное алюминиевое сырье, а именно, кусковые отходы алюминиевого лома марки АМг6 и алюминиевой проволоки. При этом защитные свойства протекторов, полученных на основе данных шихтовых материалов с добавкой гранулированного цинка, обладают достаточно высокими антикоррозионными свойствами по сравнению с протекторами, выпускаемыми на основе чистых исходных шихтовых материалов.

Литература

1. Б о р о д и н В. В. Защита автомобиля от коррозии электрохимическим способом: Советы бывалого. М.: Транспорт, 1994. 30 с.
2. У л и г Г. Г., Р е в и Р. У. Коррозия и борьба с нею. Введение в коррозионную науку и технику: Пер. с англ. / Под ред. А. М. Сухотина. Л.: Химия, 1989. 456 с.
3. Б э к м а н В., Ш в е н к В. Катодная защита от коррозии: Пер. с нем. М.: Металлургия, 1984. 496 с.
4. ГОСТ 26251-84. Протекторы для защиты от коррозии. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 1984. 29 с.
5. ГОСТ 804-93. Магний первичный в чушках. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 2001. С. 65–71.
6. ГОСТ 11069-2001. Алюминий первичный. Марки. М.: Изд-во стандартов, 2004. С. 75–82.
7. ГОСТ 3640-94. Цинк. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 2001. С. 21–28.
8. ГОСТ 6008-90. Марганец металлический и марганец азотированный. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 1991. 7 с.

References

1. B o r o d i n V. V. *Zashhita avtomobilja ot korrozii jelektrohimicheskim sposobom* [Protection of the car from corrosion electrochemically]. Moscow, Transport Publ., 1994. 30 p.
2. U h l i g H. H., R e v i e R. W. *Corrosion and corrosion control. An Introduction to corrosion science and Engineering*. 3th ed. New York, Wiley, 1985. 456 p. (Russ. ed.: Ulig G. G., Revi R. U. *Korrozija i bor'ba s neju. Vvedenie v korrozionnuju nauku i tehniku*. Leningrad, Himija, 1989. 456 p.).
3. B a c k m a n V., S c h w e n k W. *Cathodic protection* (Russ. ed.: Bjekman V., Shvenk V. *Katodnaja zashhita ot korrozii*. Moscow, Metallurgija Publ., 1984. 496 p).
4. GOST 26251-84. *Protektory dlja zashhity ot korrozii. Tehnicheskie uslovija* [State Standard 26251–84. Protectors for protection against corrosion. Technical conditions]. Moscow, Standartinform Publ., 1984. 29 p.
5. GOST 804-93. *Magnij pervichnyj v chushkah. Tehnicheskie uslovija* [State Standard 804–93. *Magnesium primary ingots. Technical conditions*]. Moscow, 2001, pp. 65–71.
6. GOST 11069–2001. *Aljuminij pervichnyj. Marki* [State Standard 11069–2001. Primary aluminum. Stamps]. Moscow, 2001, pp. 75–82.
7. GOST 3640-94. *Cink. Tehnicheskie uslovija* [State Standard 3640–94. Zinc. Technical conditions]. Moscow, 2001, pp. 21-28.
8. GOST 6008-90. *Marganec metallicheskiy i marganec azotirovannyj. Tehnicheskie uslovija* [State Standard 6008–90. Manganese metal and manganese nitride. Technical conditions]. Moscow, 1991. 7 p.

УДК.621.74

Поступила 14.01.2016

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОНАГРУЖЕННОГО ИНСТРУМЕНТА ГОРЯЧЕЙ ВЫСАДКИ ГОЛОВОК БОЛТОВ

METHODS OF INCREASING THE RESISTANCE OF A HEAVILY HOT TOOL LANDING BOLT HEADS

В. Н. ФЕДУЛОВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. Тел. моб. +375(29)631-09-85.

V. N. FEDOULOV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Tel. +375(29)631-09-85.

Настоящее исследование посвящено повышению стойкости высоконагруженного инструмента для высадки головки болтов диаметром 8 и 10 мм с шестигранной потайной головкой посредством оптимизации режима термического упрочнения при использовании кованокатаной заготовки стали ДИ23 при его производстве.

The present study focuses on increasing resistance of highly-loaded instrument (in particular, punches) for stud driving head diameter of 8 mm and 10 mm countersunk hex through the optimization of heat hardening process using a forged-rolled steel billet DI23 in its production.

Ключевые слова. Горячая штамповка. Стойкость. Инструментальная сталь 5Х3В3МФС. Оптимальная термическая обработка. Твердость.

Keywords. Hot forming. Resistance. Tool steel. The chemical compositions 5H3W3MVS. Thermal treatment. Hardness.

Жесткое температурно-силовое воздействие в процессе эксплуатации, как правило, испытывают рабочие части штампов горячего объемного деформирования [1]. Наиболее экстремальные условия испытывает инструмент горячего формообразования при изготовлении точных штамповок на прессах, например, особенно при высадке шестигранной потайной головки у болтов диаметром 8 и 10 мм из стали 45. Работа в условиях замедленного нагружения приводит к длительному контакту с горячей заготовкой и значительному разогреву рабочей поверхности инструмента, в частности пуансонов (рис. 1) для формирования соответственно головки болтов диаметрами 13 и 16 мм и шестигранного отверстия 6 и 8 мм в них.

Средняя температура поверхностных слоев такого инструмента в рабочей зоне может повышаться при эксплуатации до 680–700 °С, тогда как основная его часть остается прогретой до 20–400 °С. Контактные поверхности пуансонов толщиной до нескольких микронов в этом случае могут разогреваться



Рис. 1. Общий вид пуансона для горячей высадки потайной шестигранной головки для болтов из стали 45 диаметром 10 мм, заготовки для его производства и готового болта

и до 800 °С в зависимости от температуры нагрева заготовки. Одновременное наложение силовых и термических напряжений для получения нужной конфигурации поковки (рис. 2) в условиях получения точной формы от требуемой заготовки способствует возникновению в теле инструмента сложноподвижного состояния. Наличие градиентов температуры по сечению инструмента и циклический характер одновременного теплового и силового воздействия (развитие пластической деформации в малых объемах) вызывают значительный рост скорости диффузионных процессов и ускоряют тепловое разупрочнение материала инструмента.



Рис. 2. Общий вид поковки для изготовления болта с головкой диаметром 16 мм и рабочим телом 10 мм



Рис. 3. Общий вид пуансона при окончании эксплуатации: «поплыл контур рабочей части»

Со временем это приводит к быстрому выходу рабочей зоны пуансона или его отдельной части из строя за счет высоких удельных давлений и температурного воздействия (рис. 3). Сталь ДИ23 для такого инструмента в условиях действующего производства упрочняется проведением рекомендованного в литературе режима термической обработки: закалка с температуры 1140 °С в масле и последующий отпуск при температуре 650 °С. Теплостойкость этой стали указана как 680–690 °С в зависимости от ее химического состава, когда ее твердость составляет примерно 45 HRC [2]. Результаты по стойкости пуансонов при использовании рекомендованного режима их упрочнения приведены в таблице (п. 1 и 7). Они являются неудовлетворительными: стойкость пуансонов для формовки головки диаметром 13 мм с шестигранным отверстием 6 мм болта диаметром 8 мм составляет от 106 до 118 шт. поковок, а для болта диаметром 10 мм с головкой диаметром 16 мм и шестигранным отверстием 8 мм – 150–200 шт. Указанный случай можно отнести с полной уверенностью к тематике исследования высоконагруженного инструмента. К тому же этот процесс является наиболее оперативным способом определения уровня износостойкости сталей: установление стойкости пуансонов как наиболее нагруженной части инструмента для формирования головки с потайным шестигранным отверстием. В данном случае характерно также использование минимального количества по массе заготовок инструментальных сталей, т. е. сокращение расходов на проведение экспериментов, в том числе и на механическую обработку, а также значительное сокращение времени на все исследование.

Целью настоящего исследования является повышение стойкости высоконагруженного инструмента (пуансонов) при формировании головки соответственно диаметром 13 и 16 мм для болтов диаметром 8 и 10 мм с шестигранным потайным отверстием 6 и 8 мм посредством оптимизации режима термического упрочнения при использовании кованокатаной заготовки стали ДИ23 при его производстве.

Методическая часть исследования состояла в изготовлении вышеуказанных пуансонов из проката диаметром 42 мм стали ДИ23 и упрочнения с использованием нагрева при закалке в соляной ванне до температуры 1140–1250 °С, охлаждения в масле и отпуска при температуре 650–690 °С. Предметом исследования также являлось определение структуры стали и твердости. Твердость определяли с использованием стандартной методики: по Роквеллу, ГОСТ 9013, после шлифовки металла на глубину не менее 0,5 мм. При исследовании микроструктуры травление осуществляли реактивом: 4%-ный раствор HNO_3 в спирте. Съемку проводили при увеличениях от 500 до 1500 крат.

Известно [3], что выбор марки стали и оптимизация режимов ее термической обработки для любого инструмента является одним из главных моментов в его успешной эксплуатации. Особенности структуры в состоянии после закалки с температуры 1140 °С и отпуска при температуре 650 °С (рис. 4) проката стали ДИ23 и выход из строя при эксплуатации пуансонов по причине смятия формирующего контура говорят о неиспользовании возможностей стали в полном объеме. После указанной термической обработ-

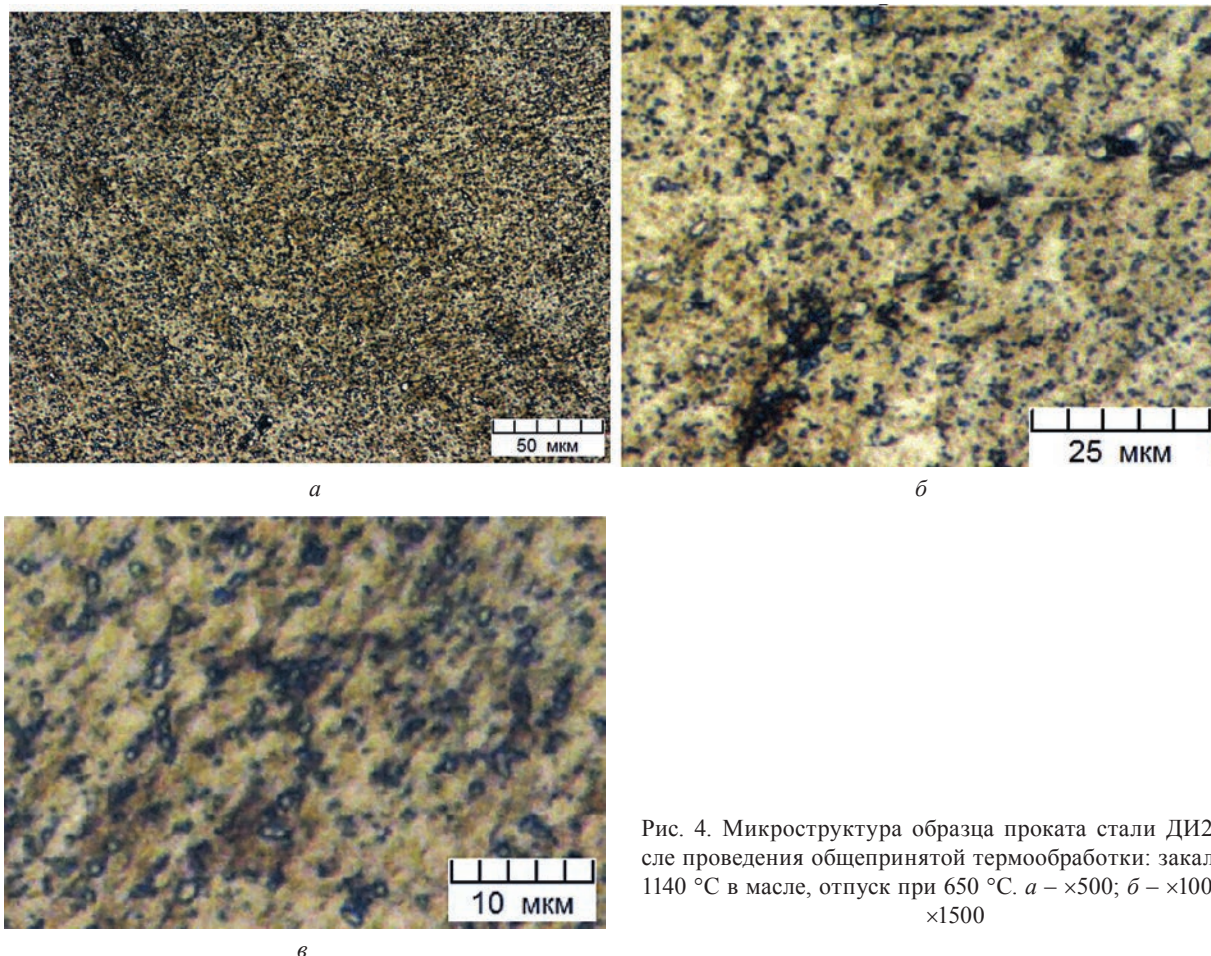
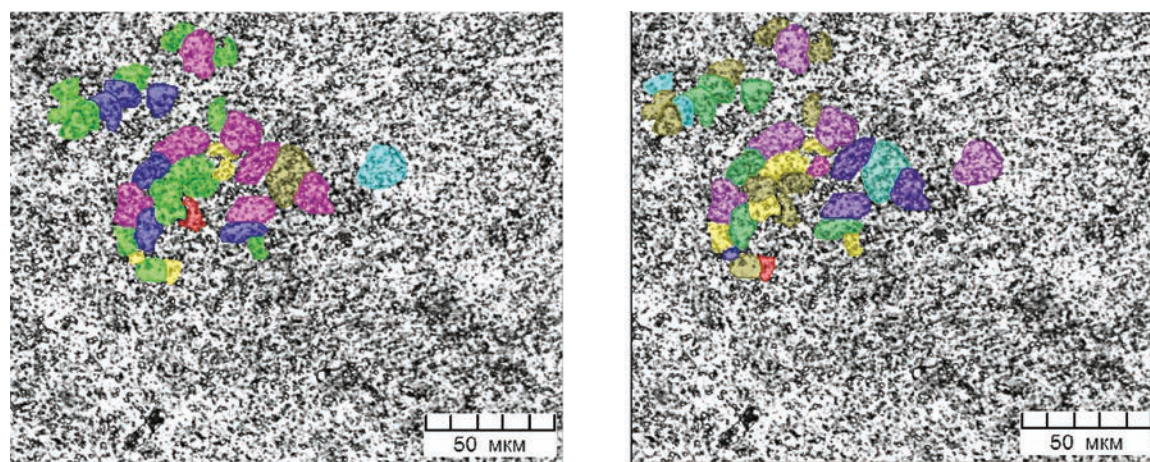


Рис. 4. Микроструктура образца проката стали ДИ23 после проведения общепринятой термообработки: закалка от 1140 °С в масле, отпуск при 650 °С. *а* – $\times 500$; *б* – $\times 1000$; *в* – $\times 1500$

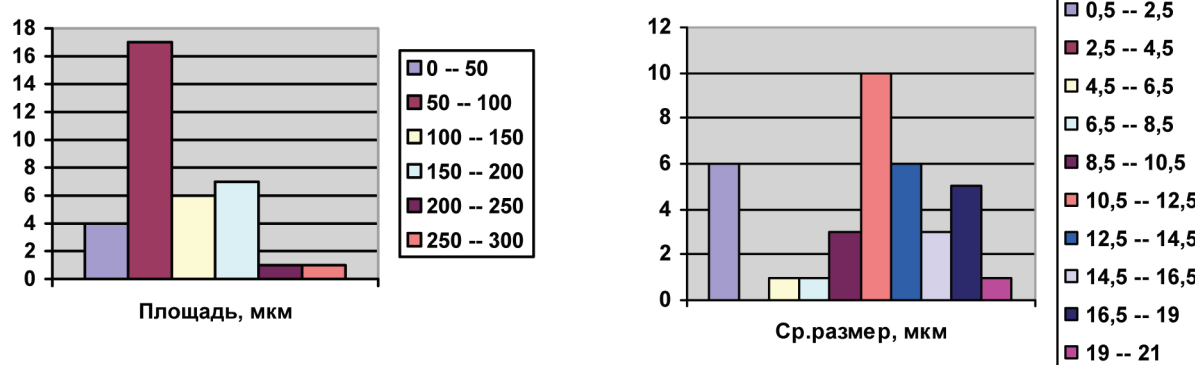
ки микроструктура образца стали представлена большим количеством карбидов, как минимум двух видов $M_{23}C_6$ и M_6C (рис. 4), распределенных в матричном сегменте. Границы бывшего зерна аустенита не выявляются. Структура матрицы – мартенсит отпуска, строение которого даже при увеличении 1500, то же не выявляется. Попытка выявить зерно с помощью домислов, глазигов оператора и вариаций программы в первом варианте показала, что наибольшее количество зерен отвечает площади 100–250 μm^2 (рис. 5). Максимальное количество зерен соответствует среднему размеру 5–15 μm . Микроструктура упрочненной стали и ее химический состав показали, что возможность повышения износостойкости стали необходимо добиваться за счет увеличения температуры нагрева при закалке и отпуске.

В работе [2] было показано, что после закалки с температуры 1130–1150 °С в масле и отпуска при температуре 650 °С деформированная сталь ДИ23 имеет достаточно высокое значение пластичности, но для операции высадки головки с шестигранным отверстием, как оказалось, – пониженную теплостойкость. При производстве пуансонов, подобных нашему типу, из деформированной заготовки (пруток диаметром 42–50 мм) и при упомянутом режиме упрочнения с использованием нагрева под закалку в соляных ваннах наблюдали достаточно высокую твердость (порядка 50–52 HRC). Во время эксплуатации, как уже отмечалось, стойкость инструмента оказалась не высокой, а характер разрушения при его выходе из строя показал наличие запаса пластичности и пониженной теплостойкости стали ДИ23 (см. таблицу, п. 1 и 7) при высадке головок для болтов диаметром 8 и 10 мм.

В начале исследования и при наличии высокой твердости на поверхности пуансонов допустили, что повышение стойкости инструмента можно обеспечить повышением температуры отпуска стали до 665 °С и проведением процесса карбонитрирования в обмазке. Результаты проведенных исследований приведены в таблице. Для пуансонов при высадке головок для болтов диаметром 10 мм добились значительного увеличения стойкости пуансонов: в 3 раза, хотя твердость оказалась на уровне 47–48 HRC (см. таблицу, п. 8). Эффект значительного повышения стойкости инструмента произошел, видимо, из-за проведения процесса карбонитрирования в обмазке, а разогрев рабочей поверхности на заключительном этапе эксплуатации находился в интервале температур, близких к 660 °С (для случая формовки головки болта диаметром 10 мм).



а



б

Рис. 5. Маски выделенных зерен (а) и гистограммы их распределения (б) согласно размерному классу по площади и среднему размеру для образца проката стали ДИ23 после закалки от 1140 °С в масле и отпуск 650 °С. а – $\times 500$

Результаты эксплуатации пуансонов из стали ДИ23 при горячей высадке головки болтов из стали 45 с рабочим диаметром 8 и 10 мм

№ п. п.	Режим термической обработки	Твердость HRC	Стойкость, штук поковок	Примечание
<i>Для высадки болтов с диаметрами рабочей части 8 мм и головкой 13 мм (шестигранник 6 мм)</i>				
1	Закалка от 1140 °С в масле с предварительным подстуживанием на воздухе 1–2 мин, отпуск 650 °С, 1,5 ч	50–51	106–118	«Поплыл» контур рабочей части (рис. 3)
2	Закалка от 1140 °С в масле с предварительным подстуживанием на воздухе 1–2 мин, отпуск 665 °С, 1,5 ч	47–48	125–135	То же
3	Закалка от 1160 °С сразу в масле, отпуск 675 °С, 1,5 ч	50–51	180–220	Отрыв шестигранника со смятием контура
4	Закалка от 1200 °С в масле с предварительным подстуживанием 1–2 мин на воздухе, отпуск 675 °С, 1,5 ч	50–51	200–235	То же
5	Закалка от 1220 °С в масле с предварительным подстуживанием на воздухе 1–2 мин, отпуск 675 °С, 1,5 ч	50–51	155–160	Обрыв шестигранника (рис. 13, а)
6	Закалка от 1220 °С в масле, отпуск 680–690 °С, 1,5 ч	49–50	418–522	То же
<i>Для высадки болтов с диаметрами рабочей части 10 мм и головкой 16 мм (шестигранник 8 мм)</i>				
7	Закалка от 1140 °С в масле с предварительным подстуживанием 1–2 мин, отпуск 650 °С, 1,5 ч	52–53	150–200	По причине смятия рабочего контура (рис. 3)
8	Закалка от 1140 °С в масле с предварительным подстуживанием 1–2 мин, отпуск 665 °С, 1,5 ч + карбонитрирование в обмазке	47–48	570–625	То же
9	Закалка от 1200 °С в масле с предварительным подстуживанием 1–2 мин, отпуск 675 °С, 1,5 ч	48–49	1250–1315	То же

Для пуансонов с шестигранником под отверстие диаметром 6 мм (исходная заготовка для болтов диаметром 8 мм) разогрев рабочей части достигает более высоких температур, поэтому здесь эффект повышения стойкости оказался менее значительным (см. таблицу, п. 2). Учитывая также, что в составе стали ДИ23 [2] содержится большое количество легирующих элементов, автор пришел к идее повышения температуры нагрева под закалку и отпуск одновременно при производстве высоконагруженного инструмента из этой стали.

Согласно рекомендациям [3], в отдельных случаях можно при нагреве теплостойких инструментальных сталей под закалку допустить повышение температуры нагрева и обеспечить отклонение в сторону увеличения зерна для повышения их теплостойкости, но только для инструмента, работающего без динамических нагрузок. Однако уровень допустимого повышения температуры нагрева под закалку для таких сталей ранее не оговаривали. Это связано с тем, что, помимо роста зерна, повышение температуры нагрева под закалку может также вызвать у теплостойких сталей выделение вторичных карбидов по границам зерен при охлаждении во время закалки и приводить к значительной потере пластичности (к охрупчиванию) по мнению автора.

Начали с повышения температуры закалки до 1160 °С, так как необходимо было одновременно сохранить достаточную твердость при повышении температуры отпуска до 675 °С и обеспечить повышение износостойкости стали ДИ23 (см. таблицу, п. 3). Добились сохранения твердости на уровне 50–51 HRC и повысили стойкость до 180–220 шт. поковок для болтов диаметром 8 мм и шестигранным отверстием под ключ 6 мм. После закалки в масле от 1160 °С и отпуска при 675 °С в структуре, хотя и слабо, но начинает выявляться зерно. При этой температуре нагрева под закалку начался процесс роста аустенитного зерна. Он включает в себя растворение наименее устойчивых карбидов, повышение степени легирования матричного раствора основными легирующими элементами за счет этого растворения, появление и оформление в разной мере новых границ зерен. Во время проведения собственно закалки при охлаждении в масле из-за частичного растворения неустойчивых карбидов и повышения степени легирования аустенита увеличивается уровень упрочнения образовавшегося мартенсита закалки. Поэтому стало возможным и повысить температуру отпуска до 675 °С при сохранении твердости стали на достаточном уровне.

Структура внутри зерна после проведения полного цикла термической обработки – мартенсит отпуска (рис. 6, а). Мелкой карбидной фазы не много и она в матрице распределена неравномерно. Имеет место присутствие крупных карбидов (рис. 6, б). Площадь и средний размер зерен, согласно размерному классу, определяли при увеличении 500 (рис. 7). Максимальное количество зерен соответствует размеру от 10 до 25 мкм, а по площади – от 100 до 400 мкм².

Затем температуру нагрева в соляной ванне при закалке пуансонов для формовки головки болта диаметром 8 и 10 мм подняли до 1200–1220 °С (как для стали Р6М5), но сохранили подстуживание на воздухе перед охлаждением в масле. Возникший эффект более полного растворения легирующих элементов из карбидов при нагреве под закалку из-за повышения температуры нагрева еще на 40–60 °С, а в общей сложности на 60–80 °С от общепринятой сказался положительно.

Для пуансонов, обеспечивающих формирование головки болта диаметром 10 мм (рабочий шестигранник 8 мм), повышение температуры нагрева под закалку до 1200 °С (даже при подстуживании на воздухе перед охлаждением в масле) и отпуск при 675 °С, обеспечили рост стойкости еще в 2 раза (см. таблицу, п. 8 и 9). В случае формовки головки болта диаметром 8 мм такой режим термической обработки способствовал небольшому росту стойкости инструмента (см. таблицу, п. 4). Необходимая пластичность стали, судя по характеру разрушения пуансона, все еще сохранялась. Нагрев под закалку до 1200 °С (рис. 8), подстуживание на воздухе перед закалкой в масле и отпуск при 675 °С микроструктуру стали значительно изменили по сравнению с нагревом при 1160 °С. Границы зерен видны лучше, так как процесс формирования нового зерна прошел более полно по сравнению с нагревом при 1160 °С. Максимальное количество зерен имеет площадь 100–500 мкм², средний размер зерна при этом составляет до 10–50 мкм (рис. 9, 10). Начинается процесс выделения карбидов по границам зерен при закалке. Внутризеренная структура представлена все тем же не выявляющим своего строения мартенситом отпуска и карбидами.

Подстуживание на воздухе перед интенсивным охлаждением в масле с температуры закалки в масле с 1220 °С сыграло «злую шутку»: стойкость снизилась по сравнению с нагревом при закалке 1200 °С (см. таблицу, п. 5). Видимо, произошло охрупчивание стали по границам зерен больше, чем в первом случае, но механизм разрушения при эксплуатации резко не изменился. Подавить частично охрупчива-

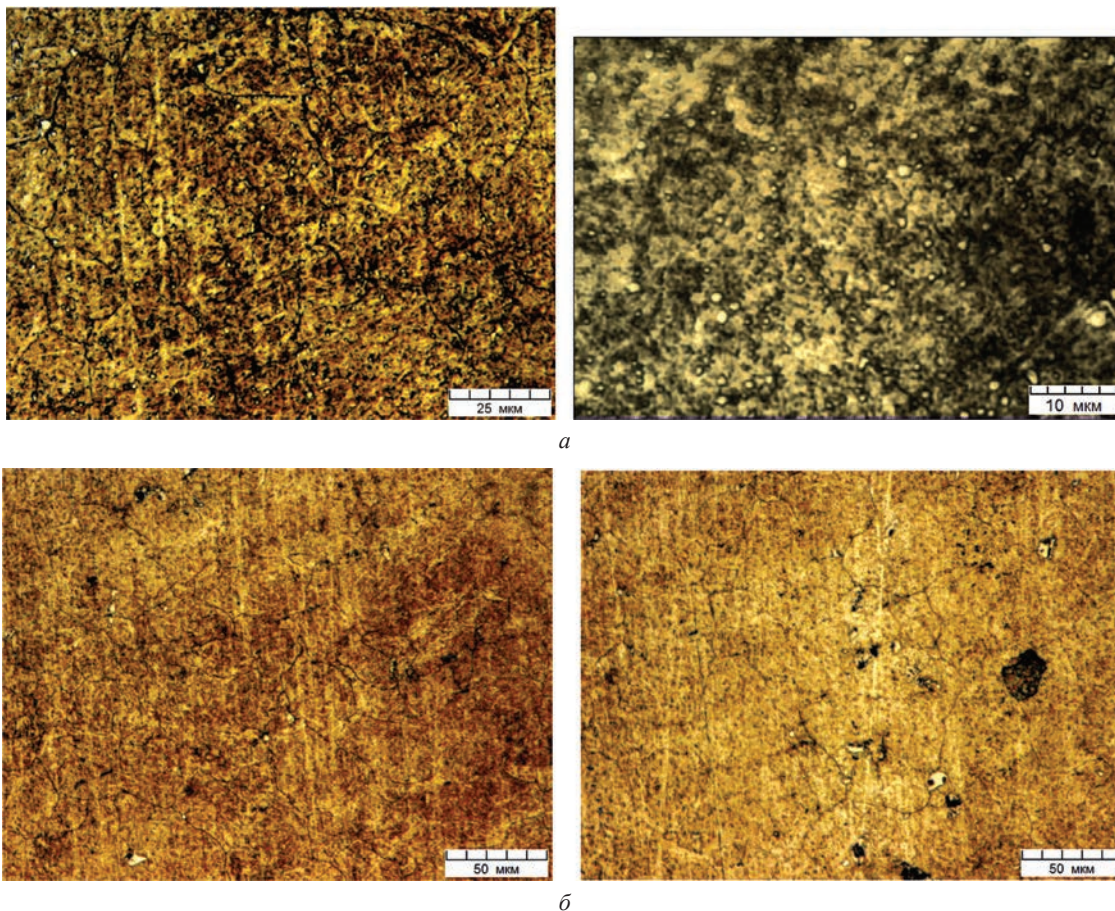


Рис. 6. Микроструктура образца проката стали ДИ23 после закалки от 1160 °С в масле и отпуска при 675 °С: а – $\times 1000$; б – $\times 500$

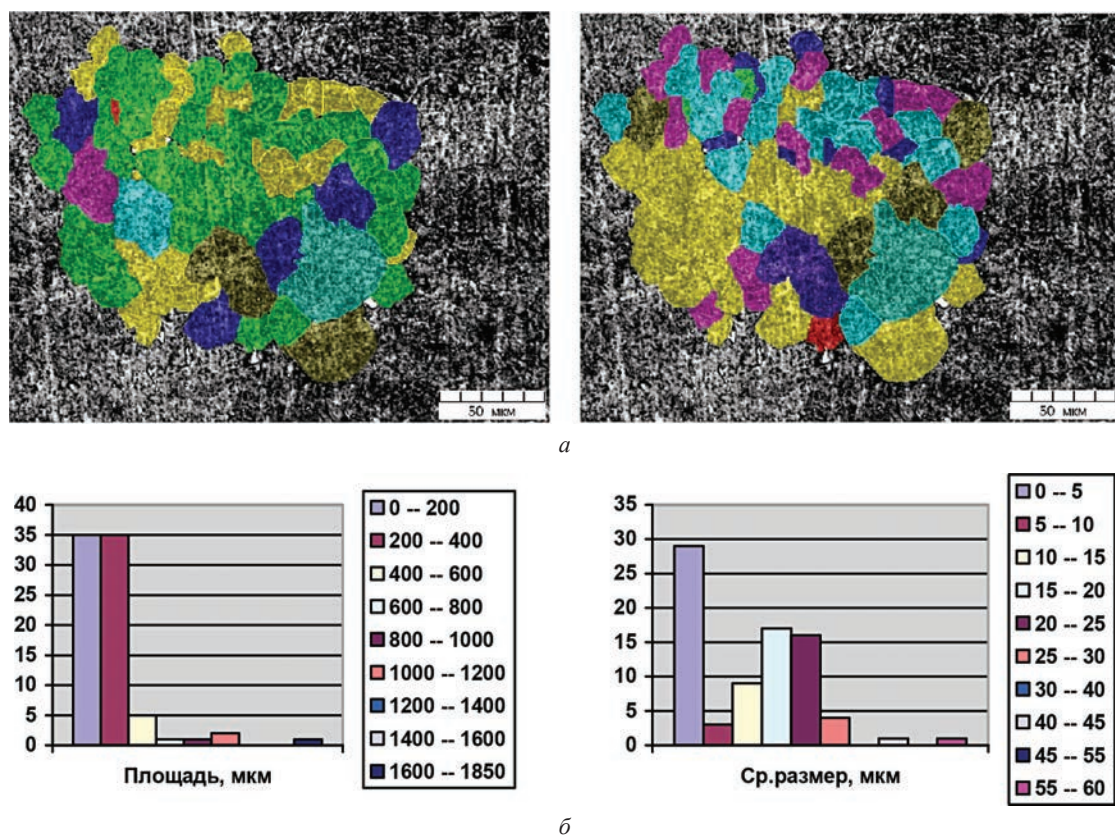


Рис. 7. Маски выделенных зерен (а) и гистограммы их распределения (б) согласно размерному классу по площади и среднему размеру для образца проката стали ДИ23 после закалки от 1160 °С в масле и отпуска при 675 °С. а – $\times 500$

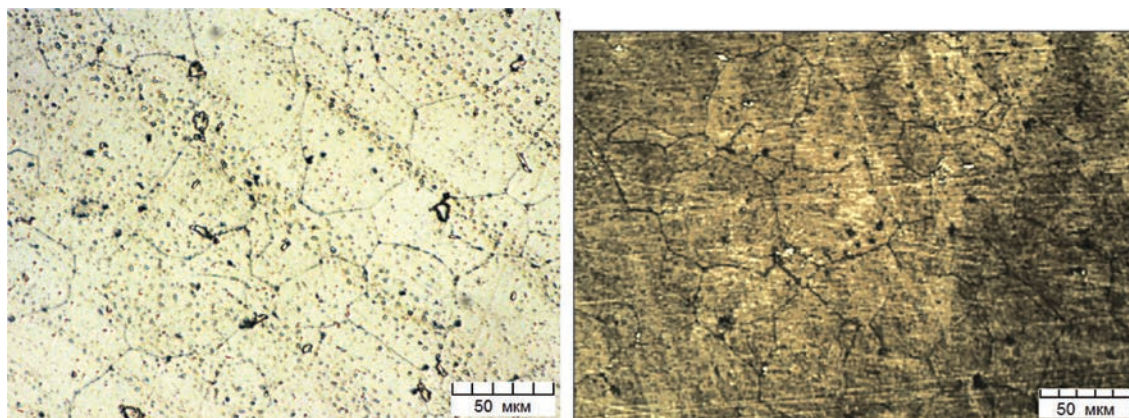


Рис. 8. Микроструктура проката стали ДИ23 после закалки от 1200 °С в масле с предварительным подстуживанием на воздухе и отпуска 675 °С. $\times 500$

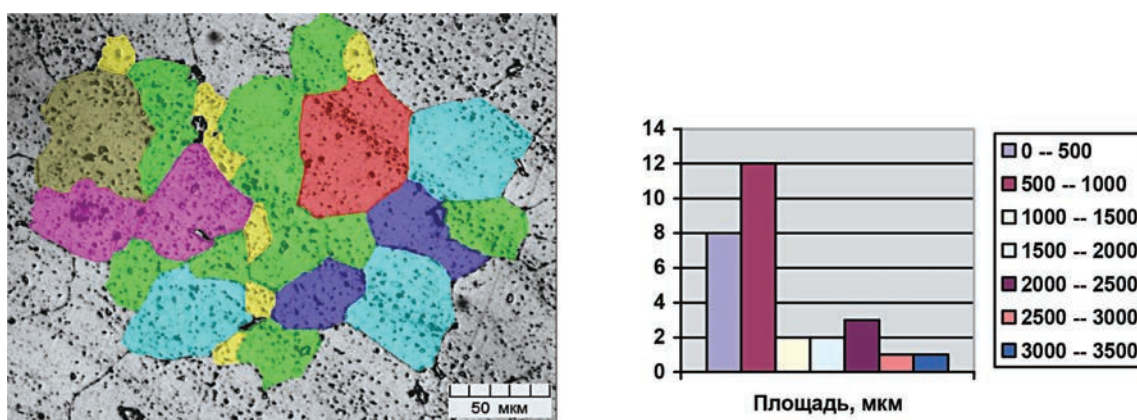


Рис. 9. Маски выделенных зерен и гистограммы их распределения согласно размерному классу по площади после закалки проката стали ДИ23 от 1200 °С, подстуживание на воздухе, затем охлаждение в масле и отпуск 675 °С

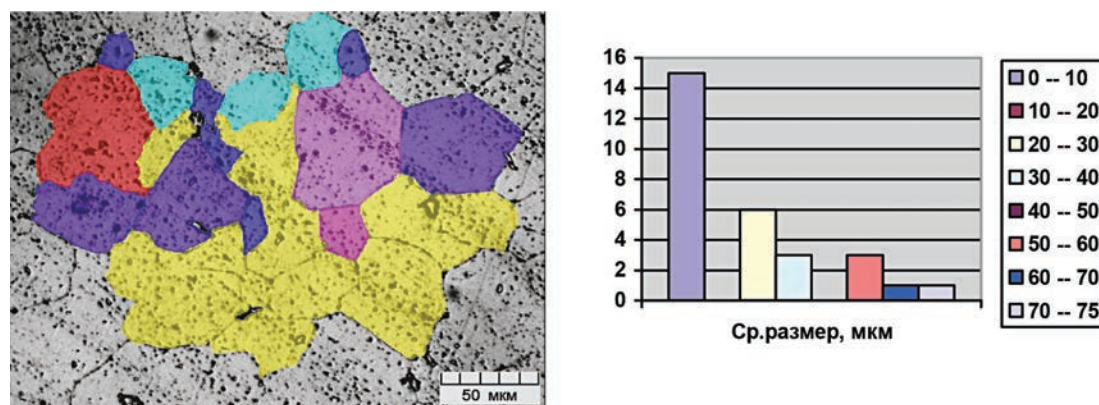


Рис. 10. Маски выделенных зерен и гистограммы их распределения согласно размерному классу по среднему размеру после закалки проката стали ДИ23 от 1200 °С, подстуживание на воздухе, затем охлаждение в масле и отпуск 675 °С

ние стали стало возможным из-за изменения процесса закалки: сразу после нагрева при 1220 °С последовало охлаждение в масле и повышение температуры отпуска до 680–690 °С. Эффект повышения стойкости пуансонов стал сразу заметен (см. таблицу, п. 6): более чем в 2 раза по сравнению с закалкой с 1200 °С и отпуском 675 °С (п. 4).

После нагрева под закалку до температуры 1220 °С, охлаждения в масле и высокого отпуска 680–690 °С (рис. 11) карбидной фазы практически столько же, сколько и в предыдущем случае (нагрев при 1200 °С). Несколько укрупнились карбиды, расположенные на стыках границ зерен. Расчет размера зерна проводили по снимкам, полученным при увеличении 500 (рис. 12). Максимальное количество зерен соответствует размеру 20–60 мкм, а по площади – от 250 до 650 мкм², т. е. по сравнению с предыдущим нагревом образцов до 1160–1200 °С зерно стало несколько крупнее. Для пуансонов, используемых для формо-

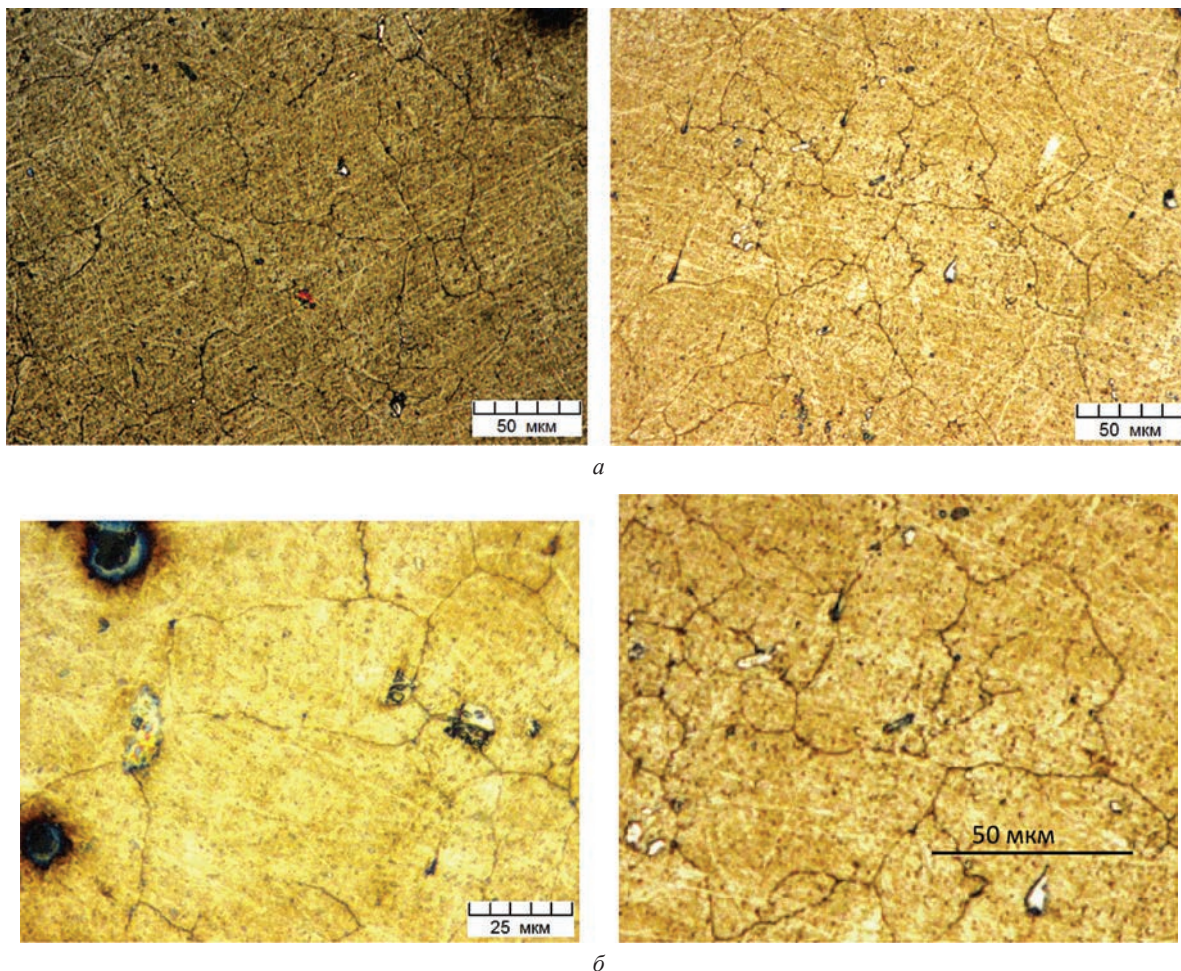


Рис. 11. Микроструктура образца проката стали ДИ23 после закалки от 1220 °С в масле и отпуска при 680–690 °С. а – $\times 500$; б – $\times 1000$

вания головки болтов диаметром 8 мм, общий эффект повышения стойкости вырос к первоначальному значению в 4 раза (см. таблицу, п. 1, 6).

Проверили также возможность нагрева при еще более высокой температуре: закалка от 1250 °С в масле с предварительным подстуживанием на воздухе 1–2 мин, отпуск 675 °С, 1,5 ч. Получили твердость проката стали ДИ23 в диапазоне 52–53 HRC. При этом стойкость инструмента составила 2–7 шт. поковок. Характер разрушения инструмента при эксплуатации изменился: он ломался у основания (рис. 13, б).

Увеличение износостойкости и теплостойкости стали с повышением температуры закалки до 1200–1220 °С связано с повышением степени легирования аустенита основными легирующими элементами при таком нагреве из-за растворения карбидов и фиксированием после охлаждения в масле более твердого и теплостойкого мартенсита закалки, отпуск которого можно проводить при температуре 670–690 °С. Структура к тому же после такого нагрева стала более однородной во всех отношениях. Также установили (рис. 14), что с повышением температуры нагрева под закалку закономерно повышаются средние величины площади и диаметра зерна проката стали 5Х3ВЗМФС.

Таким образом, варьируя температуру нагрева и условия охлаждения при закалке, а также температуру отпуска в широком диапазоне, удалось добиться повышения стойкости высоконагруженного инструмента за счет только оптимизации параметров технологического процесса термической обработки. Процесс испытания стойкости проводили на ОАО «Минский завод специального инструмента и технологической оснастки» для изготовления пуансонов при формовке головок болтов диаметром 8 и 10 мм соответственно с шестигранными отверстиями диаметром 6 и 8 мм.

Ожидаемого эффекта удалось достичь формированием типа структуры (рис. 6, 8, 11), когда была получена высокая износостойкость стали: сохранена нужная пластичность деформированного состояния и создана повышенная консервативность структуры к последующему нагреву при эксплуатации за счет закалки с более высоких температур в масле и отпуска при 670–690 °С.

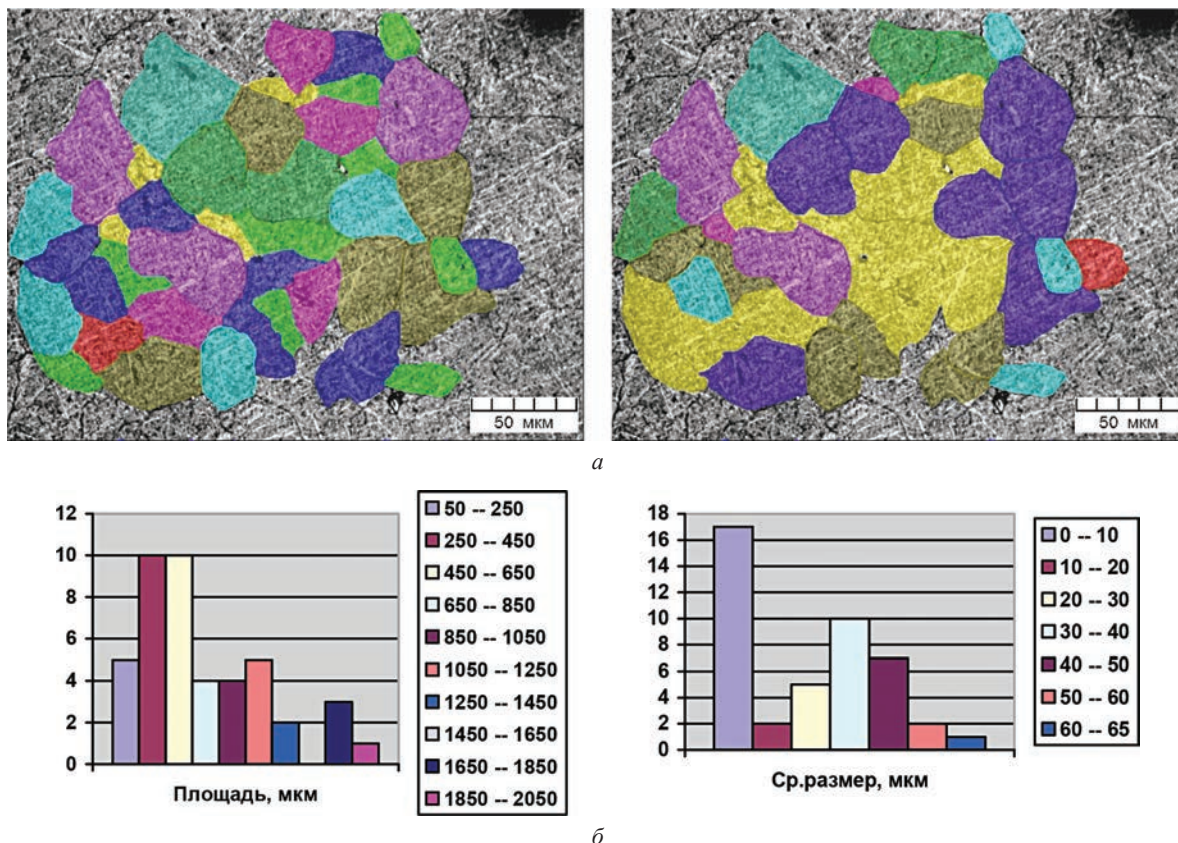


Рис. 12. Маски выделенных зерен (а) и гистограммы их распределения (б) согласно размерному классу по площади и среднему размеру после закалки образца проката стали ДИ23 от 1225 °С в масле и отпуска при 680–690 °С. а – х500



Рис. 13. Пуансоны после завершения эксплуатации: выход из строя по причине отрыва шестигранника (а) или по причине «сломался у основания» (б)

В практике использования частей штампов из проката или кованой заготовки стали ДИ23 следует принимать во внимание, что быстрый их выход из строя по причине смятия гравюры – это результат применения не оптимального режима их термической обработки (даже и при получении рекомендованной твердости). В этом случае для каждого вида инструмента следует находить вариант проведения процесса закалки, когда возможно поднятие температуры нагрева перед охлаждением в масле от 1140 до 1200 °С, подбирая необходимую выдержку по времени высокотемпературного нагрева, а затем – темпе-

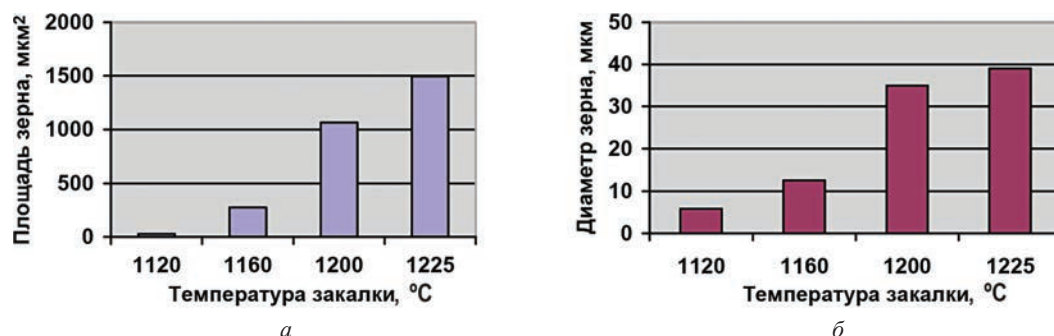


Рис. 14. Изменение средних значений площади (а) и максимального диаметра зерна проката стали 5Х3В3МФС (б) в зависимости от температуры закалки

ратуру и время отпуска. Здесь уже главным элементом технологического процесса становится соответствующая точность регистрации температуры при проведении нагрева под закалку, обеспечивающая колебания температуры в печи или ванне не более 10 °C от заданной.

Литература

1. Скрынченко Ю. М., Позняк Л. А. Работоспособность и свойства инструментальных сталей. Киев: Наукова думка, 1979. 168 с.
2. Позняк Л. А., Скрынченко Ю. М., Тишаев С. И. Штамповые стали. М.: Металлургия, 1980. 244 с.
3. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. 4-е изд., перераб. М.: Металлургия, 1975. 584 с.

References

1. Skrynchenko Yu. M., Poznjak L. A. *Rabotosposobnost' i svojstva instrumental'nyh stalej* [The efficiency and properties of tool steels]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1979, 168 p.
2. Poznjak L. A., Skrynchenko Yu. M., Tishaev S. I. *Shtampovye stali* [Die stamps steels]. Moscow, Metallurgija Publ., 1980, 244 p.
3. Geller Yu. A. *Instrumental'nye stali* [Tool steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1975, 584 p.



УДК 621.74

Поступила 22.02.2016

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СФЕРОИДИЗИРУЮЩЕЙ «ЧИПС»–ЛИГАТУРЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ, СОДЕРЖАЩЕЙ НАНОРАЗМЕРНЫЕ ЧАСТИЦЫ ОКСИДА ИТТРИЯ, ДЛЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

APPLICATION OF SPHEROIDIZING «CHIPS»–MASTER ALLOY ON COPPER BASE CONTAINING NANOSCALE PARTICLES OF YTTRIUM OXIDE FOR HIGH-STRENGTH CAST IRON

А. С. КАЛИНИЧЕНКО, А. Г. СЛУЦКИЙ, В. А. ШЕЙНЕРТ, С. А. ЛЕНКЕВИЧ, А. Н. БЕЛЫЙ,
Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.
E-mail: akalinichenko@bntu.by

A. S. KALINICHENKO, A. G. SLUTSKY, V. A. SHEINERT, S. A. LENKEVICH, A. N. BELY,
Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.
E-mail: akalinichenko@bntu.by

Особенностью технологии получения высокопрочных чугунов является применение при внепечной обработке различных лигатур, содержащих в своем составе магний. В практике литейного производства широкое распространение получили сфероидизирующие лигатуры на основе ферросилиция (типа ФСМг) и «тяжелые» лигатуры на основе меди и никеля. При этом актуальным является вопрос повышения их эффективности за счет повышения степени усвоения магния, снижения удельного расхода присадки и минимизация пылегазовых выбросов в процессе сфероидизирующей обработки жидкого чугуна. Один из путей решения данной проблемы – использование лигатур в компактной форме, при которой процесс ее растворения протекает эффективнее, например, быстроохлажденный гранулированный либо «чипс»-модификаторы.

Цель настоящей работы – исследование особенностей получения и применения «чипс»-лигатуры на основе меди и магния с добавками оксида иттрия. При этом использовали принцип механотроники, включающий брикетирование компонентов лигатуры после их перемешивания с последующим высокоскоростным ударно-механическим воздействием и получением пластин толщиной 1–2 мм.

Сфероидизирующая обработка жидкого металла производилась ковшевым методом с использованием «чипс»-лигатуры в количестве 0,8%. Вторичное графитизирующее модифицирование не проводили. Исследования показали, что при сфероидизирующей обработке высокопрочного чугуна разработанной лигатурой процесс взаимодействия магния с жидким расплавом протекает стабильно без существенного пироэффекта и выбросов металла за пределы ковша. При этом формируется структура шаровидного графита правильной формы (ШГф5). Наличие в лигатуре оксида иттрия оказало положительное влияние как на количество включений шаровидного графита, так и склонность высокопрочного чугуна к отбелу. По механическим свойствам полученный сплав соответствует марке ВЧ60.

The peculiarity of the technology of obtaining high-strength cast iron is application in out-furnace treatment various inoculants containing magnesium. In practice of foundry production spheroidizing master alloys based on ferrosilicon (Fe-Si-Mg type) and «heavy» alloying alloys on copper and nickel base are widespread. The urgent issue is to improve their efficiency by increasing the degree of magnesium assimilation, reduction of specific consumption of additives, and minimizing dust and gas emissions during the process of spheroidizing treatment of liquid iron. One method of solving this problem is the use of inoculants in a compact form in which the process of dissolution proceeds more efficiently. For example, rapidly quenched granules or «chip»-inoculants are interesting to apply.

The aim of present work was to study the peculiarities of production and application of «Chips»-inoculants on copper and magnesium base with additions of yttrium oxide. The principle of mechatronics was used, including the briquetting inoculants' components after their mixing with the subsequent high-speed mechanical impact and obtaining plates with a thickness of 1–2 mm.

Spheroidizing treatment of molten metal has been produced by ladle method using «Chips»-inoculants in the amount of 0.8%. Secondary graphitization inoculation was not performed. Studies have shown that when the spheroidizing treatment of ductile iron was performed with inoculants developed, the process of interaction of magnesium with the liquid melt runs steadily without significant pyroeffect and emissions of metal outside of the ladle.

This generates a structure of spheroidal graphite of regular shape (SGf5). The presence in the inoculant of yttrium oxide has a positive impact on the spheroidal graphite counts and the tendency of high-strength cast iron to form «white» cast iron structure. Mechanical properties of the obtained alloy correspond to high-strength cast iron HSC160.

Ключевые слова. Лигатура на основе меди и магния, нанодисперсный порошок оксида иттрия, высокоскоростное ударное воздействие, химический и фазовый состав «Чипс»-лигатуры, высокопрочный чугун, плавка, сфероидизирующая обработка, микроструктура, технологические и механические свойства.

Keywords. Inoculants based on copper and magnesium, nanosized powder of yttrium oxide, high-speed shock impact, chemical and phase composition of «Chips»-inoculants, ductile iron, melting, spheroidizing treatment, microstructure, mechanical and technological properties.

В практике литейного производства укрепился интерес к чугунам с шаровидным графитом (ЧШГ), который характеризуется высокими свойствами и конкурирует с углеродистой сталью [1–3]. Характеристики литых деталей из ЧШГ определяются химическим составом исходного сплава, условиями формирования отливки и технологией сфероидизирующего модифицирования. В первую очередь, свойства ЧШГ зависят от микроструктуры чугуна и количества сфероидального графита [4]. В настоящее время в практике производства высокопрочного чугуна используются «легкие» сфероидизирующие модификаторы на основе ферросилиция (ФСМг5-ФСМг9) и «тяжелые» на основе меди либо никеля, которые могут также содержать Ca, Al, Zr, Ba, Sr и Ti [5]. При этом от способа ввода и состава вводимой присадки зависят ее расход, эффективность и стабильность процесса модифицирования. По сравнению с чистым магнием лигатуры позволяют минимизировать пироэффект при ковшевой обработке жидкого чугуна и существенно повысить коэффициент усвоения магния. Компоненты, входящие в составы таких лигатур наряду со сфероидизацией графита за счет магния, оказывают влияние на процессы рафинирования, графитизации и легирования обрабатываемого сплава. В качестве наполнителей используются сплавы на основе ферросилиция либо меди и никеля. Например, «тяжелая» лигатура на основе меди отличается высокой технологичностью, эффективно реагирует с жидким расплавом чугуна, образуя небольшое количество шлака. Однако применение таких лигатур требует проведения дополнительной операции вторичного графитизирующего модифицирования. Поэтому в их составах используются активные элементы (кальций, барий, церий, иттрий и др.). Обладая высоким сродством к сере и кислороду, они связывают их в устойчивые соединения в виде сульфидов и оксидов, тем самым, повышая эффективность воздействия магния на сфероидизацию графита.

Ранее проведенные исследования показали перспективность применения наноразмерных порошков нитрида титана и оксида иттрия в составах быстроохлажденных гранулированных модификаторов-раскислителей на основе алюминия при выплавке углеродистой стали [6] и модификаторов-лигатур на основе олова в виде прутков диаметром 3–5 мм, полученных методом экструзии, для вторичного модифицирования и микролегирования высокопрочного чугуна [7].

В качестве исходных материалов использовали порошки чистой меди и магния, а также наноразмерные порошки оксида иттрия. Ранее выполненные исследования показали, что для обеспечения равномерного распределения оксида иттрия в объеме лигатуры требуется перемешивание исходных компонентов в течение не менее 6 ч с последующим брикетированием с усилием до 50 т [8]. Распределение в брикете на основе меди нанопорошка оксида иттрия после смешивания компонентов в течение 6 ч показано на рис. 1.

Опыты показали, что при внепечной сфероидизирующей обработке высокопрочного чугуна с использованием такой лигатуры эффективность ее растворения жидким расплавом была не достаточно высокой.

Ранее выполненные исследования показали, что применение высокоскоростного литья для переработки традиционных модификаторов позволяет резко увеличить эффективность усвоения легирующих

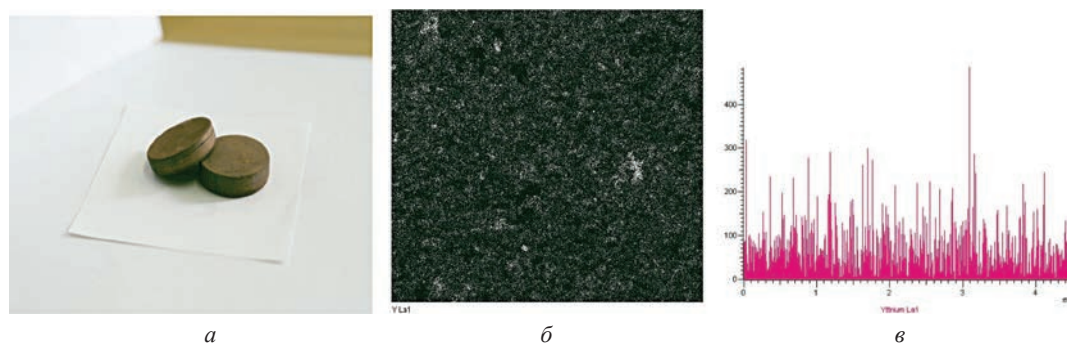


Рис. 1. Общий вид брикетов лигатуры на основе меди (а); характер распределения оксида иттрия по площади (б) и линии (в)

элементов. Получаемый ленточный модификатор (в виде чипсов) имел малую толщину (менее 3 мм), что обеспечивало быстрое его растворение в объеме жидкого чугуна, создание большого количества центров кристаллизации, способствующих формированию мелкокристаллической структуры при отсутствии пылеобразования [9, 10].

С целью повышения эффективности процесса обработки расплава был предложен способ деформации брикетированной лигатуры, направленный на получение пластин толщиной 1,5–2,5 мм. Прокатка брикетов лигатуры через горизонтальные лабораторные валки не дала положительных результатов. Поэтому был использован вариант высокоскоростной ударной деформации брикетов из лигатуры.

Скоростная деформация осуществлялась путем осадки брикетов на вертикальном копре. Рабочее положение вертикального копра заключается в поднятии ударного бойка на высоту H . При срабатывании спускового механизма ударный боек разгоняется с ускорением свободного падения. При свободном падении ударного бойка с высоты H полученная кинетическая энергия передается брикету, расположенному на наковальне, который деформируется методом осадки.

Экспериментальные исследования проводили бойком массой $m = 35$ кг с поднятием его на высоту $H = 5$ м. Учитывая, что падение бойка происходит с ускорением свободного падения $g = 9,81$ м/с², то скорость бойка в момент контакта с брикетом составляла:

$$v_6 = \sqrt{2gH} = \sqrt{2 \cdot 9,81 \cdot 5} = 9,9 \text{ м/с.}$$

Следовательно, кинетическая энергия, переданная деформируемому брикету, равна:

$$E_k = \frac{mv_6^2}{2} = \frac{35 \cdot 9,9^2}{2} = 1715 \text{ Дж.}$$

При скоростном ударном воздействии на брикет достигаются повышение пластичности металла и создание благоприятных термомеханических параметров деформирования:

- 1) значительное повышение температуры брикета за счет теплоты, выделяемой вследствие внутреннего трения металлов при деформировании за ничтожно малый промежуток времени;
- 2) уменьшение контактного трения, что исключает дефекты от неравномерной скорости течения металлов в процессе деформации;
- 3) глубина проникновения пластической деформации значительно больше, чем при обычной осадке, что гарантирует хорошую проработку структуры металла [11].

На рис. 2 приведены фотографии, характеризующие стадии получения «чипс»-лигатуры.

С использованием сканирующего электронного микроскопа VEGA II LMU с микроанализатором INCA ENERGY350 были проведены микроструктурные исследования распределения элементов в образцах «чипс»-лигатуры на основе меди и магния (рис. 3, 4).

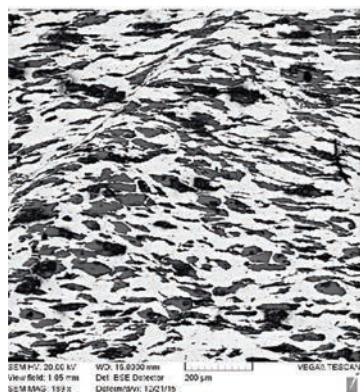
Микроструктура образца показывает сильную деформацию структурных составляющих. Все структурные составляющие имеют продолговатую форму и их толщина не превышает 50 мкм. Иттрий достаточно равномерно распределен по площади образца, хотя его содержание выше в меди.

Анализ межфазной границы показывает отсутствие взаимодействия между медью и магнием, хотя и отмечается незначительная диффузия атомов меди в магний.

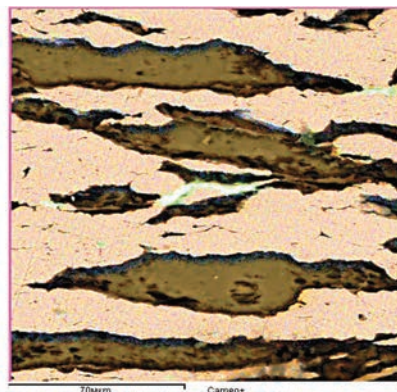
На рис. 5 приведены точки на границе раздела фаз, в которых определялся химический состав, а также выполнялся рентгеноструктурный анализ.



Рис. 2. Исходный брикет лигатуры (а); наковальня для высокоскоростной ударной деформации (б); полученная «чипс»-лигатура (в)



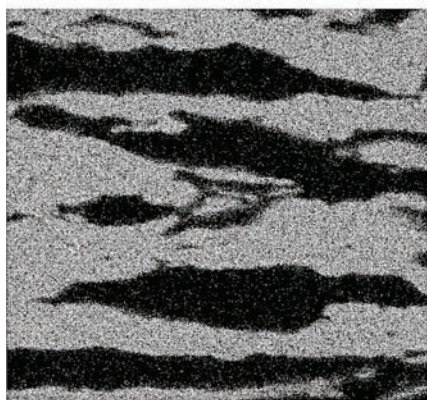
Общий вид



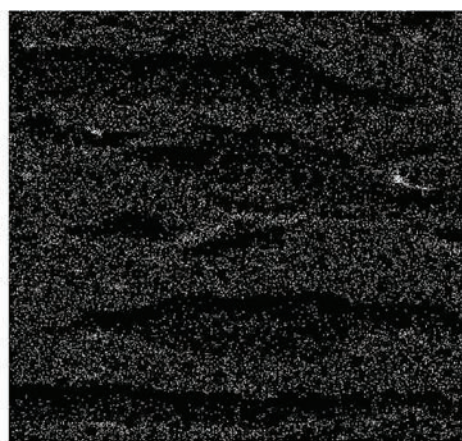
Анализируемый участок



Магний



Медь



Иттрий

Рис. 3. Распределение элементов по площади

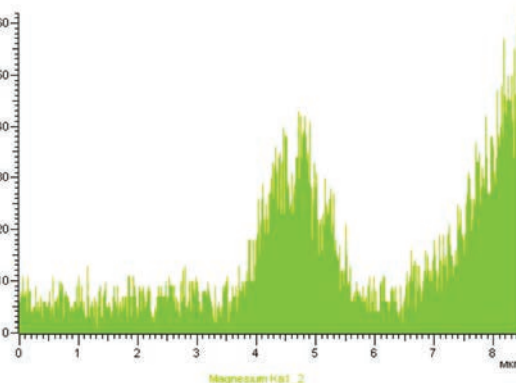
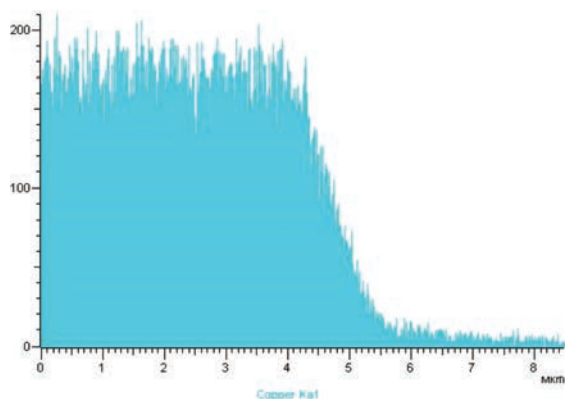
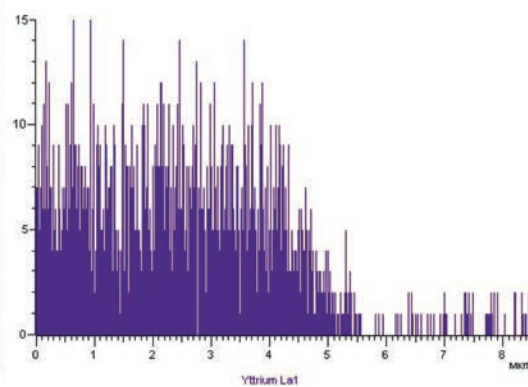
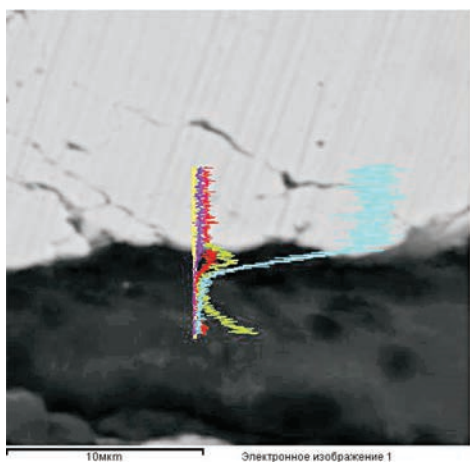


Рис. 4. Распределение элементов по линии на границе фаз (магний-медь)

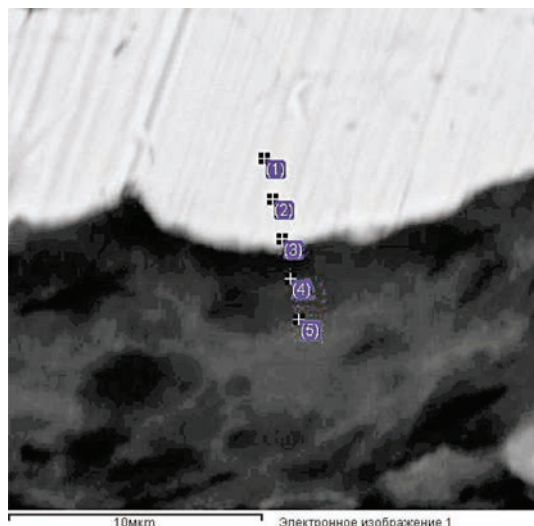


Рис. 5. Расположение точек для проведения химико-структурного анализа «чипс»-лигатуры

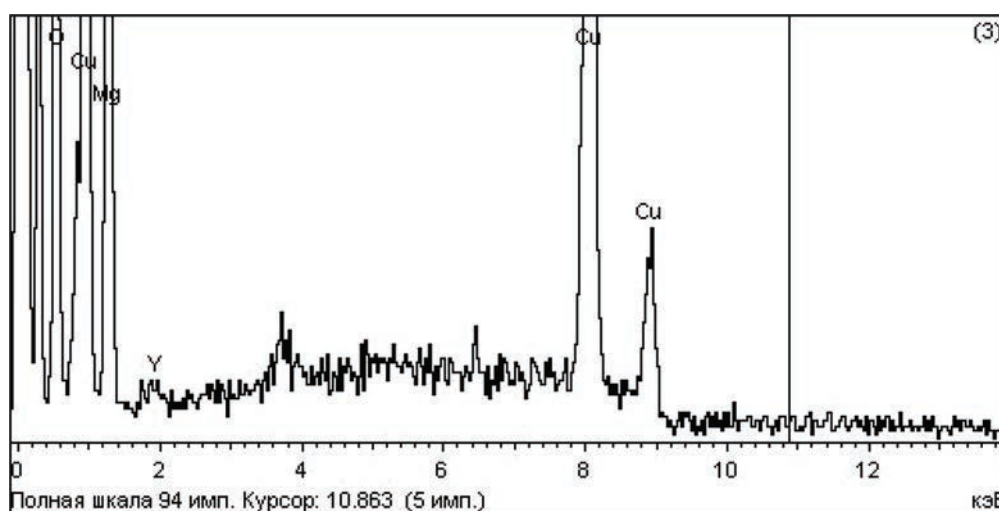


Рис. 6. Рентгенограмма распределения элементов в характерных точках

Подтверждено присутствие оксида иттрия, который находится в виде равноосных включений размером около 50–200 нм. Иногда наблюдаются агрегаты различной формы с размером до 900 нм. В таблице представлены результаты элементного состава в исследуемых точках.

Элементный состав в точках, показанных на рис. 6

Спектр	В стат.	O	Mg	Si	Cu	Y	Итог
(1)	Да	2,49	1,75		95,86	–0,10	100,00
(2)	Да	2,52	1,47		96,21	–0,19	100,00
(3)	Да	12,45	23,36		64,40	–0,21	100,00
(4)	Да	14,22	55,20		30,58		100,00
(5)	Да	26,65	62,25	3,12	7,98		100,00
Макс.		26,65	62,25	3,12	96,21	–0,10	
Мин.		2,49	1,47	3,12	7,98	–0,21	

Выводы

На основании анализа эффективности растворения модифицирующих добавок предложен способ, направленный на уменьшение времени растворения модификатора и измельчения его структурных составляющих, заключающийся в применении высокоскоростной ударной деформации предварительно сформированных брикетов из порошковых компонентов модификатора. Анализ проведенных исследований показал, что структурные составляющие подвергались значительной деформации и приобрели вытянутую форму. При этом толщина фазовых составляющих не превышала 50 мкм. Несомненно, измене-

ние размера структурных составляющих и уменьшение толщины брикетов до величины порядка 1,5 мм должно способствовать более быстрому растворению модифицирующих добавок, благодаря чему должна повыситься эффективность процесса модифицирования.

Литература

1. Schissler J. M., Brenot P., Chobaut J. P. Abrasive wear resistance of austempered ductile iron at room temperature // *Metallurgical Science and Technology*, 1987. Vol. 5 (31). P. 71–77.
2. Kaczowski M., Krzyńska A. Mechanical properties and structure of austempered ductile iron –ADI // *Archives of Foundry Engineering*. 2007. Vol. 7 (1). P. 161–166.
3. Lekakh S. N. High Strength Ductile Iron Produced by Engineered Cooling: Process Concept // *International Journal of Metalcasting*. 2015. Vol. 9 (2). P. 21–29.
4. Kenawy M. A., Abdel-Fattah A. M., Okasha N., EL-Gazery M. Mechanical and Structural Properties of Ductile Cast Iron // *Egypt. J. Sol.*, 2001. Vol. 24. No. 2. P. 151–159.
5. Bočkus S., Žaldarys G. Production of Ductile Iron Castings with Different Matrix Structure // *Materials Science (Medžiagotyra)*. 2010. Vol. 16. No. 4. P. 307–310.
6. Слуцкий А. Г., Калиниченко А. С., Шейнерт В. А., Ткаченко Г. А. Быстроохлажденный комплексный модификатор-раскислитель для внепечной обработки литейной стали // *Литье и металлургия*. 2010. № 2. С. 115–118.
7. Калиниченко А. С., Слуцкий А. Г., Шейнерт В. А. и др. Перспективы использования наноразмерных порошков для получения модифицирующих лигатур // *Литье и металлургия*. 2015. № 1. С. 115–118.
8. Слуцкий А. Г., Калиниченко А. С., Зык Н. В., Медведев Д. И., Сметкин В. А., Кривоуст А. А. Пути повышения эффективности модификаторов-раскислителей // *Металлургия: Респуб. межвед. сб. науч. тр. В 2-х ч. Минск: БНТУ*, 2013. Вып. 34. Ч. 1. С. 62–71.
9. Калиниченко А. С., Шейнерт В. А., Леках С. Н., Худокормов Д. Н. «Чипс-процесс» модифицирования чугуна // *Литейное производство*. 1991. № 2. С. 5–6.
10. Sverdlin A., Lekakh S., Kalinichednko A., Sheinert V. «Chips»-Process for Cast Iron Inoculation // *Foundry Management & Technology*. 1994. May. P. 31–34.
11. Согришин, Ю. П., Гришин Л. Г., Воробьев В. М. Штамповка на высокоскоростных молотах. М.: Машиностроение, 1978. 164 с.

References

1. Schissler J. M., Brenot P., Chobaut J. P. Abrasive wear resistance of austempered ductile iron at room temperature. *Metallurgical Science and Technology*, 1987, vol. 5 (31), pp. 71–77.
2. Kaczowski M., Krzyńska A. Mechanical properties and structure of austempered ductile iron – ADI. *Archives of Foundry Engineering*. 2007, vol. 7 (1), pp. 161–166.
3. Lekakh S. N. High Strength Ductile Iron Produced by Engineered Cooling: Process Concept. *International Journal of Metalcasting*. 2015, vol. 9 (2), pp. 21–29.
4. Kenawy M. A., Abdel-Fattah A. M., N. Okasha, EL-Gazery M. Mechanical and Structural Properties of Ductile Cast Iron. *Egypt. J. Sol.* 2001, vol. 24, no. 2, pp. 151–159.
5. Bočkus S., Žaldarys G. Production of Ductile Iron Castings with Different Matrix Structure. *Materials Science (Medžiagotyra)*. 2010, vol. 16, no. 4, pp. 307–310.
6. Slutsky A. G., Kalinichenko A. S., Sheinert V. A., Tkachenko G. A. Bystrookhlazhdennyi kompleksnyi modifikator-raskislitel'kz vnepechnoi obrabotki stali [Rapidly quenched complex inoculant-sourer for out-furnace treatment of cast steel]. *Lit'ei metallurgiya = Foudry production and metallurgy*, 2010. no. 2, pp. 115–118.
7. Kalinichenko A. S., Slutsky A. G., Sheinert V. A., Borodulya V. A., Rabinovich O. S., Zyk N. V. Perspektivy ispolzovaniya nanorazmernykh poroshkov dlya polucheniya modifitsiruyushchikh ligatur [Perspectives of nanopowders application for manufacturing of modifying alloying alloys]. *Lit'ei metallurgiya = Foudry production and metallurgy*, 2015, no. 1, pp. 115–118.
8. Slutsky A. G., Kalinichenko A. S., Zyk N. V., Medvedev D. I., Smetkin V. A., Krivopust A. A. Puti povysheniya effektivnosti modifikatorov-raskislitelei [Methods to increase effectiveness of modifiers-sourers]. *Metallurgiya = Metallurgy*. Minsk, BNTU Publ., 2013, vol. 34, ph. 1, pp. 62–71.
9. Kalinichenko A. S., Sheinert V. A., Lekakh S. N., Khudokormov D. N. «Chips-protses» modifitsirovaniya chuguna [«Chips-process» for modification of cast iron]. *Liteinoe proizvodstvo = Foundry*, 1991, no. 2, pp. 5–6.
10. Sverdlin A., Lekakh S., Kalinichednko A., Sheinert V. «Chips»-Process for Cast Iron Inoculation. *Foundry Management & Technology*, 1994, may, pp. 31–34.
11. Sogrishin Yu. P., Grishin L. G., Vorobyov V. M. Shtampovka na bysokoskorostnykh molotakh [Die-forging with high-speed hammers]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1978, 164 p.



УДК 621.74

Поступила 12.02.2016

РАСЧЕТ ВЕРТИКАЛЬНЫХ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТАНДАРТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

CALCULATION OF THE VERTICAL GATING SYSTEMS WITH USAGE OF STANDARD ELEMENTS

А. А. ТОНКОВИЧ, А. А. СКВОРЦОВ, научный руководитель В. А. Скворцов, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр-т Независимости, 65

A. A. TONKOVICH, A. A. SKVORTSOV, research supervisor V. A. Skvortsov, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65 Nezavisimosti ave.

В статье приведена методика расчета вертикальных литниковых систем для автоматических линий DISA с использованием стандартизованных элементов. Приведен пример расчета литниковой системы для конкретной детали и представлены результаты моделирования разработанной литниковой системы с использованием пакетов прикладных программ ProCast, Poligon. Приведен пример выбора стандартной питающей прибыли по модулю охлаждения.

Methodology of the calculation of the vertical gating systems for DISA automatic lines with use of the standardized elements is given in the article. The example of calculation of the gating system for a concrete article and results of modeling of the developed gating system with use of packages of the applied programs ProCast, Poligon are presented. The example of a choice of the standard feeder on the cooling module is given.

Ключевые слова. Вертикальная литниковая система для автоматической линии DISA, стандартизованные элементы литниковой системы, моделирование литниковой системы, расчет прибыли, дефекты отливки.

Keywords. Vertical gating system for the DISA automatic line, the standardized elements of gating system, modeling of gating system, calculation of feeder, defects of casting.

Расчет вертикальных напорных литниковых систем для автоматических формовочных линий с вертикальной плоскостью разреза отличается от расчета горизонтальных тем, что ферростатическое давление на каждом уровне подвода металла к полостям литейной формы различное [1]. Для таких литниковых систем необходимо осуществлять принцип одновременного заполнения всех полостей формы. Такой расчет сводится к определению площади сечения питателя, подводных литниковых каналов и выбору номера и размеров литниковой чаши. Площадь сечения питателя (F_{Π}) находится по формуле [2]:

$$F_{\Pi} = \frac{1036G}{tm\sqrt{H_{\text{расч.}}}}, \quad (1)$$

где G – масса отливки, кг; t – время заполнения одной полости формы расплавом, с; m – коэффициент трения; $H_{\text{расч.}}$ – высота ферростатического давления, мм.

Время наполнения полости формы (t) расплавленным металлом необходимо выбирать на 4 с короче цикла работы формовочной машины, чтобы не задерживать процесс формообразования. Продолжительность цикла зависит от типа машины, производительности, толщины формы и наличия стержней. Толщина формы, в свою очередь, зависит от максимальных высот моделей на плитах давления и противодействия и минимальной толщины слоя формовочной смеси между моделями, которая берется равной 70 мм (рис. 1) и определяется из выражения

$$h_{\phi} = h_1 + h_2 + 70, \quad (2)$$

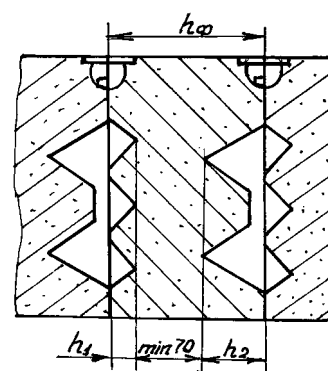


Рис. 1. Схема к определению толщины формы

где h_1, h_2 – соответственно максимальная высота модели на плитах противодействия и давления, мм.

Значения G, h_1 и h_2 выбираются на основании литейно-модельных указаний, нанесенных на чертеж детали.

Максимальная производительность для автоматической линии Дисаматик 2013МК5-А с размерами формы – шириной 600 мм и высотой 480 мм приведена в табл. 1, а для автоматической линии 2013МК5-Б с размерами формы – шириной 650 мм и высотой 535 мм – в табл. 2.

Т а б л и ц а 1. Максимальная производительность линии 2013МК5-А в зависимости от толщины формы и наличия стержней

Толщина формы, мм	120	150	200	250	300	330
Производительность, форм/ч отливки без стержней	370	370	370	365	350	330
Производительность, форм/ч отливки со стержнями	355	355	355	348	333	317

Т а б л и ц а 2. Максимальная производительность линии 2013МК5-Б в зависимости от толщины формы и наличия стержней

Толщина формы, мм	120	150	200	250	300	350
Производительность, форм/ч отливки без стержней	350	350	350	335	323	308
Производительность, форм/ч отливки со стержнями	330	330	330	319	307	295

Значения продолжительности цикла изготовления формы приведены в табл. 3, 4.

Т а б л и ц а 3. Продолжительность цикла формовочной машины Дисаматик 2013МК5-А

Производительность, форм/ч	220	240	260	280	300	320	340	360
Продолжительность цикла, с	16,3	15,0	13,8	12,8	12,0	11,2	10,6	10,0

Т а б л и ц а 4. Продолжительность цикла формовочной машины Дисаматик 2013МК5-Б

Производительность, форм/ч	220	240	260	280	300	320	330
Продолжительность цикла, с	16,4	15,0	13,9	13,0	12,0	11,3	10,9

Коэффициент потерь (μ) зависит от температуры заливки, геометрии литниковой системы, газового давления в полости формы и рекомендуется выбирать при толщине питателя до 3 мм – 0,4; 4 мм – 0,5 и 5 мм – 0,6.

Высота ферростатического давления металла в литниковой системе (H_p) зависит от расположения питателей от уровня металла в литниковой чаше. Для определения H_p составляется схема расположения моделей на подмодельных плитах (рис. 2) с учетом необходимых минимальных толщин формовочной смеси верхней, нижней и боковых кромок формы, зависящих от толщины стенок отливки и общей высоты модели (табл. 5).

Т а б л и ц а 5. Значения минимальных толщин формовочной смеси на различных участках формы

Толщина стенки отливки, мм	Тотальная высота модели, мм	Верхняя кромка А, мм	Боковая кромка В, мм	Нижняя кромка С, мм
0–15	0–50	70	30	30
	50–100		40	40
	100–150		50	50
	150–200		60	60
	200–250		70	70
	250–300		80	80
15–25	0–50	70	60	50
	50–100		70	60
	100–150		80	70
	150–200		90	80
	200–250		100	90
	250–300		110	100

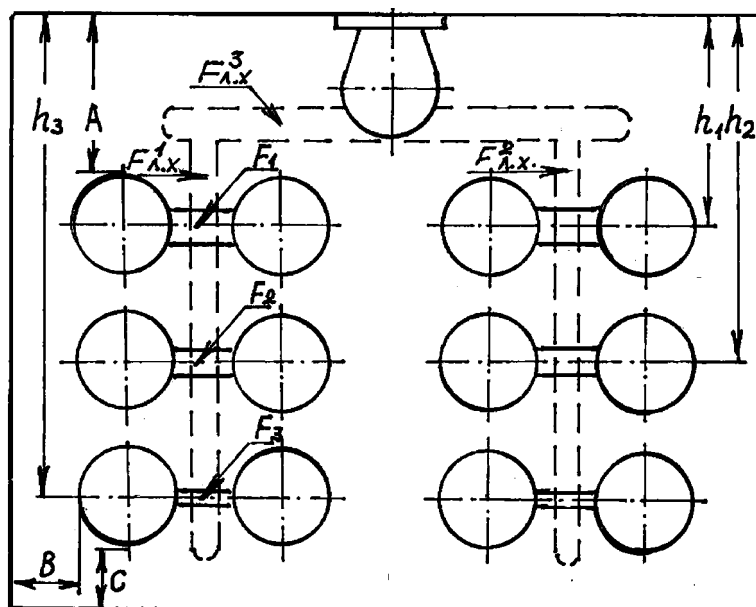


Рис. 2. Схема расположения моделей на подмодельной плите

После нахождения площадей питателей (F_{Π}) определяются площади сечений литниковых ходов ($F_{\text{л.х.}}$):

$$F_{\text{л.х.}} = \sum F_{\Pi} \cdot 1, 2, \quad (3)$$

где $\sum F_{\Pi}$ — сумма площадей питателей, отходящих от литникового хода.

Для приведенной схемы (рис. 2) площадь сечения литникового хода 1 рассчитывается по формуле:

$$F_{\text{л.х.}}^1 = (2F_1 + 2F_2 + 2F_3) \cdot 1, 2.$$

Поскольку литниковые ходы 1 и 2 питают одинаковое количество отливок, то их площади будут равны. Литниковые ходы 1 и 2 можно делать ступенчатыми (рис. 3, а) или коническими (рис. 3, б), постепенно уменьшая их сечение по мере снижения количества питаемых отливок. Уменьшение сечения литникового хода осуществляется за счет изменения его высоты при одинаковом размере нижнего основания (рис. 3, а) или изменения размеров всех сечений с сохранением отношений нижнего и верхнего оснований и высоты (рис. 3, б). Такая конструкция вертикальных литниковых ходов позволяет создавать

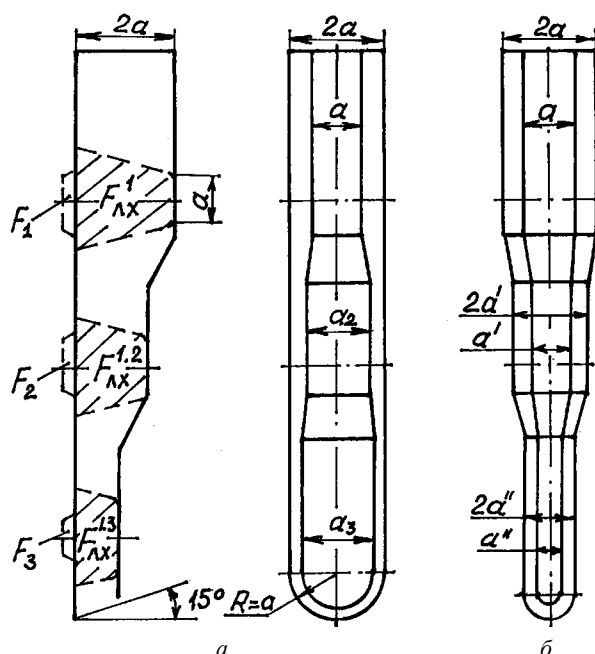
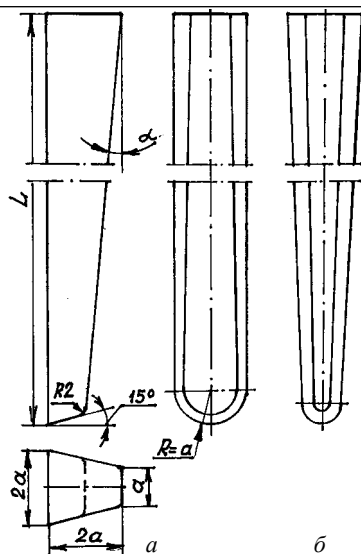


Рис. 3. Формы ступенчатого литникового хода: а — с постоянными размерами основания и переменной высотой; б — с постоянным отношением верхнего и нижнего основания



Номер литникового хода	a , мм	F , мм ²
1	5	75
2	6	108
3	7	147
4	8	192
5	9	243
6	10	300
7	11	363
8	12	432
9	13	507
10	14	588
11	15	675
12	16	768
13	17	867
14	18	972
15	19	1063
16	20	1200

Рис. 4. Формы и размеры стандартных конических литниковых ходов: a – с постоянным размером основания; b – с постоянным отношением верхнего и нижнего основания

давление в подводящем канале и сокращать время наращивания ферростатического напора путем уменьшения времени, необходимого для заполнения металлом литниковой системы. Формы и размеры стандартных литниковых ходов приведены на рис. 4.

Площадь сечения литникового хода 3, который подводит металл к литниковому ходу 1, определяется путем увеличения площади литникового хода 1 ($F_{л.х.}^1$) на 20%:

$$F_{л.х.}^3 = F_{л.х.}^1 \cdot 1,2.$$

Литниковый ход 3 имеет трапециевидальное сечение с размерами: верхнее основание – a , нижнее основание – $2a$ и высота – $2a$. Размер a рассчитывается из выражения:

$$a = \sqrt{\frac{F}{3}}, \text{ мм.} \quad (4)$$

Из рис. 2 находится длина питателей, литниковых ходов и определяется масса литниковой системы:

$$G_{л.с.} = G_{пит} + G_{л.х.} + G_{л.ч.}, \quad (5)$$

где $G_{пит}$, $G_{л.х.}$, $G_{л.ч.}$ – соответственно масса питателей, литниковых ходов, литниковой чаши, кг.

Масса питателей и литникового хода определяется как произведение их площади на длину и плотность заливаемого сплава. Массовая скорость заливки металла в форму определяется следующим образом:

$$m_{\tau} = \frac{G_{\phi}}{\tau}, \quad (6)$$

где G_{ϕ} – масса металла в форме, кг.

По табл. 6 выбираются номер, размеры и масса стандартной литниковой чаши. Схема литниковой чаши показана на рис. 5.

Таблица 6. Размеры литниковых чаш

Номер чаши	Размеры, мм										Скорость заливки, кг/с	Масса, кг
	A	B	C	D	E	F	G	H	J	K		
1	8	33	66	86	8	16	50	58	46	25	1	1
2	11	36	72	92	10	20	54	66	53	28	2	1,6
3	14	39	78	98	12	24	58	74	60	31	3	2,0
4	17	42	84	104	14	28	62	82	67	34	4	2,7
5	20	45	92	110	16	32	68	90	74	37	5	3,3
6	23	48	100	116	18	36	74	98	81	40	6	4,2
7	26	51	108	122	20	40	80	104	86	42	7	4,9
8	29	54	116	128	22	44	86	112	91	45	8	5,6
9	32	57	124	134	24	48	92	120	96	48	9	6,4
10	35	60	132	140	26	52	98	128	101	50	10	7,0

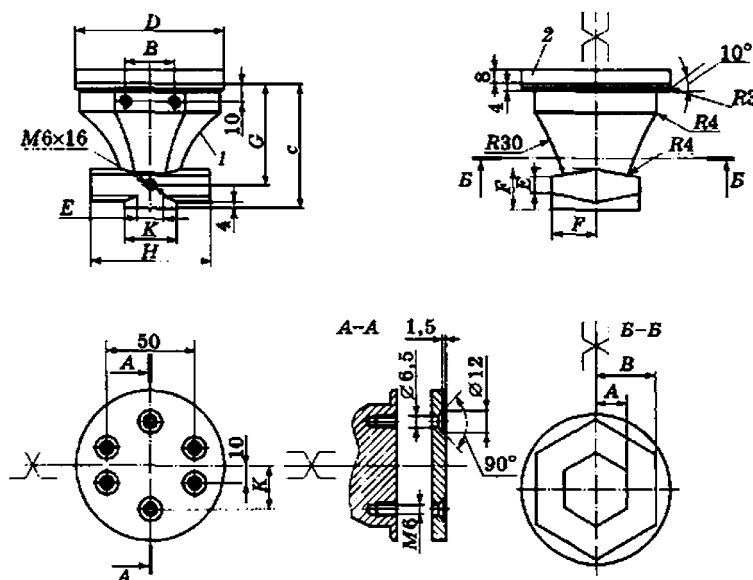


Рис. 5. Схема литниковой чаши

Для форм с вертикальной плоскостью разъема наиболее эффективным является метод определения объема прибыли по модулю охлаждения термического узла отливки. Для расчета узла отливки, который затвердевает в последнюю очередь, необходимо знать модуль охлаждения (M_c), равный:

$$M_c = \frac{V_c}{A_c}, \quad (7)$$

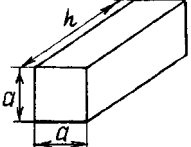
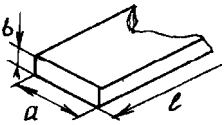
где M_c – модуль отливки, см; V_c – объем отливки, см³; A_c – площадь охлаждаемой поверхности отливки, см².

Объем и площадь охлаждаемой поверхности отливки можно определить с использованием программы Solid Works 2012 или расчетным путем, разбивая поверхность на элементарные участки.

В табл. 7 приведены формулы для расчета модуля охлаждения для питаемых узлов различной конструкции. Питаемый узел может быть аппроксимирован к одной или нескольким геометрическим формам, чтобы получить оценку величины модуля охлаждения.

Таблица 7. Формулы для расчета модуля охлаждения

Геометрическая форма	Модуль охлаждения M_R , см	Геометрическая форма	Модуль охлаждения M_R , см
Шар	$D/6$	Брус с трапецидальным сечением	$0,43a$
Цилиндр	$\frac{Rh}{2(R+h)}$ или $\frac{Dh}{2(D+2h)}$	Кольцо	$\frac{ah}{2(a+h)}$
Цилиндр с неопределенной высотой	$D/4$	Кольцо с неопределенной высотой	$a/2$
Куб	$a/6$	Плита	С неопределенными длиной (a) и шириной (b) $T/2$, с постоянными длиной (a) и шириной (b) $\frac{abT}{2(ab+aT+bT)}$

Геометрическая форма	Модуль охлаждения M_R , см	Геометрическая форма	Модуль охлаждения M_R , см
Брус квадратного сечения 	$\frac{ah}{2(a+h)}$	Брус прямоугольного сечения 	С неопределенной длиной $\frac{ab}{2(a+b)}$ с постоянной длиной (l) $\frac{abl}{2(ab+al+bl)}$

Для определения размеров прибыли необходимо найти модуль охлаждения прибыли (M_F), который зависит от модуля охлаждения питаемой части отливки, вида сплава и рассчитывается как произведение модуля отливки и коэффициента критерия модуля. Модуль прибыли отливки, зависящий от коэффициента критерия модуля K_M , определяем по выражению

$$M_F \geq K_M M_C. \quad (8)$$

Значение коэффициента K_M зависит от марки заливаемого сплава и выбирается в следующих пределах: 0,6–1,0 – для эвтектического серого чугуна; 1,8–1,1 – для ферритного железа; 1,2–1,4 – для ковкого чугуна; 1,2–1,4 – для стали; 1,2–1,4 – для медных сплавов; 0,8–1,1 – для алюминиевых сплавов.

Знак неравенства в формуле (8) указывает на то, что размеры прибыли должны быть всегда немного больше теоретического объема узла питания. Это обусловлено тем, что поверхностный слой прибыли затвердевает и не является объемом питания.

Фирма DISA разработала две стандартные формы прибыли: цилиндрическую и сферическую для форм с вертикальной плоскостью разреза (табл. 8, 9). По значению M_F выбираем номер и определяем размеры прибыли.

Таблица 8. Стандартные цилиндрические прибыли

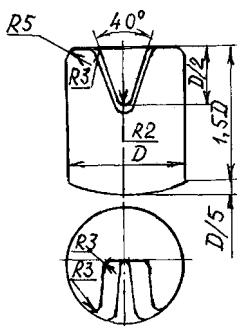
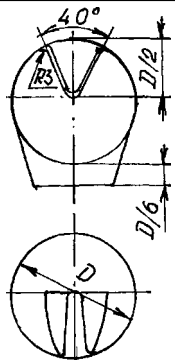
	Номер прибыли	Диаметр D_R , мм	Объем V_F , см ³	Модуль M_F , см
	1	20	9,4	0,37
	2	25	18,4	0,47
	3	30	31,8	0,56
	4	35	50,5	0,66
	5	40	75,4	0,75
	6	45	107,3	0,84
	7	50	147,3	0,94
	8	55	196,0	1,03
	9	60	254,5	1,13
	10	65	323,5	1,22
	11	70	404,0	1,31
	12	75	497,0	1,41
	13	80	603,0	1,50
	14	85	723,0	1,59
	15	90	859,0	1,69
	16	95	1010,0	1,78
	17	100	1178,0	1,89

Таблица 9. Стандартные сферические прибыли

	Номер прибыли	Диаметр D_R , мм	Объем V_F , см ³	Модуль M_F , см
	1	20	4,2	0,33
	2	25	8,1	0,42
	3	30	14,0	0,50
	4	35	22,3	0,58
	5	40	33,3	0,67
	6	45	47,4	0,75
	7	50	65,0	0,83
	8	55	86,5	0,92
	9	60	112,3	1,00
	10	65	142,8	1,08
	11	70	178,4	1,17

Продолжение табл. 9

	Номер прибыли	Диаметр D_R , мм	Объем V_F , см ³	Модуль M_F , см
	12	75	219,4	1,25
	13	80	266,2	1,33
	14	85	319,3	1,42
	15	90	379,1	1,50
	16	95	445,8	1,58
	17	100	520,0	1,67

Рассмотрим в качестве примера расчет литниковой системы для получения отливки детали «Корпус» (рис. 6) на автоматической формовочной линии Дисаматик 2013МК5-А с размерами формы – ширина 600 мм, высота 480 мм.

Материал детали – СЧ20, масса детали – 9,7 кг.

Для определения массы отливки на чертеж детали наносим литейно-модельные указания (рис. 7): припуски на механическую обработку в соответствии с ГОСТ 26645-85; уклоны, стержневые знаки и зазоры между формой и стержнем по ГОСТ 3212-92; чертеж отливки делаем в соответствии с ГОСТ 3.1125-88. Определяем массу отливки, габаритные размеры и высоту моделей. Масса отливки составляет $G = 10$ кг, габаритный размер модели с учетом размеров стержневых знаков, припусков на механическую обработку и зазоров – 85×275 мм, высота модели плиты давления $h_1 = 74,7$ мм, плиты противодействия $h_2 = 59,7$ мм. Принимаем $h_1 = 75$ мм, $h_2 = 60$ мм.

После нанесения литейно-модельных указаний, строим 3-мерную модель отливки «Корпус» с использованием пакета Solid Works 2012 (рис. 8), 3D-модели отливок с литниково-питающей системой (рис. 9), монтаж моделей плиты противодавления на подмодельной плите (рис. 10), монтаж моделей

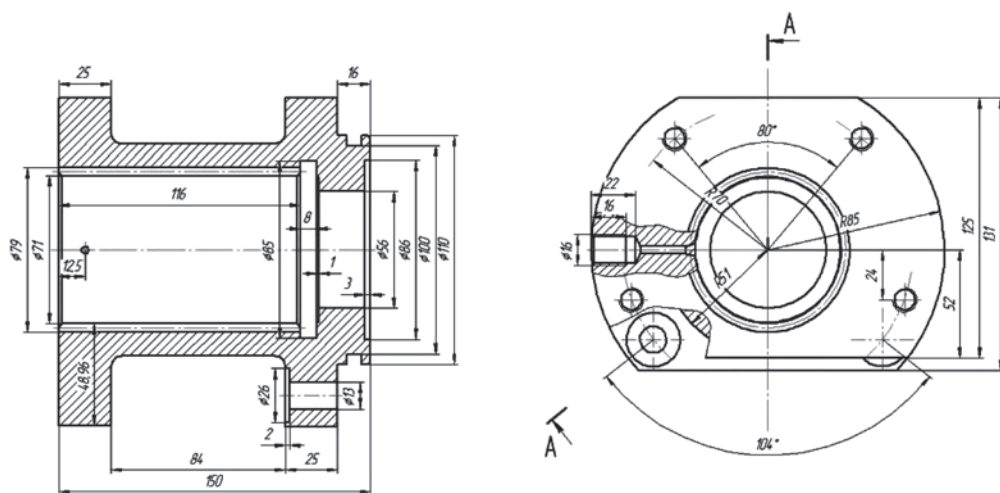


Рис. 6. Схема детали «Корпус»

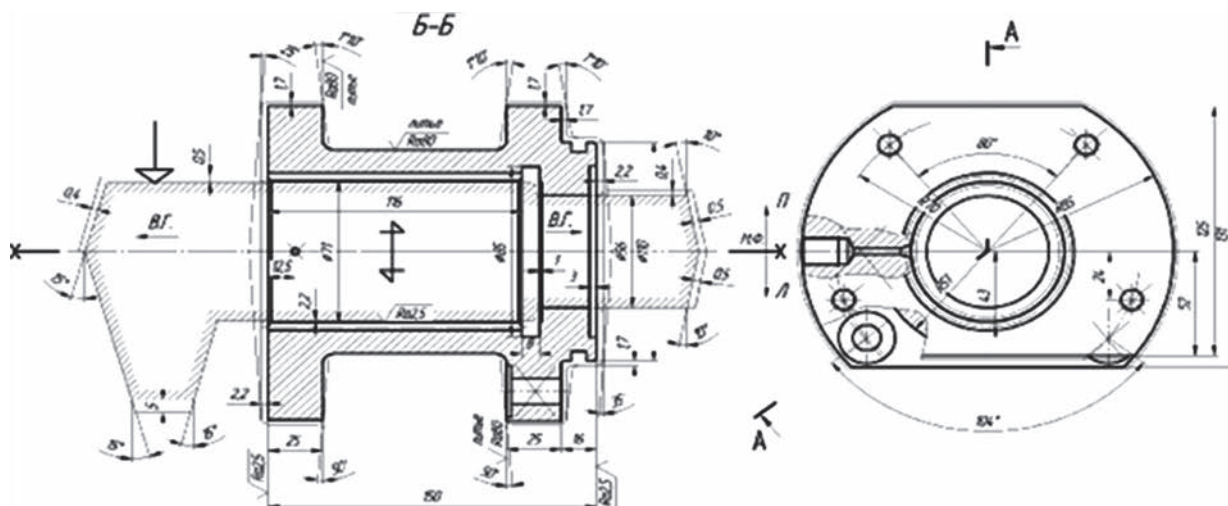


Рис. 7. Чертеж детали «Корпус» с литейно-модельными указаниями

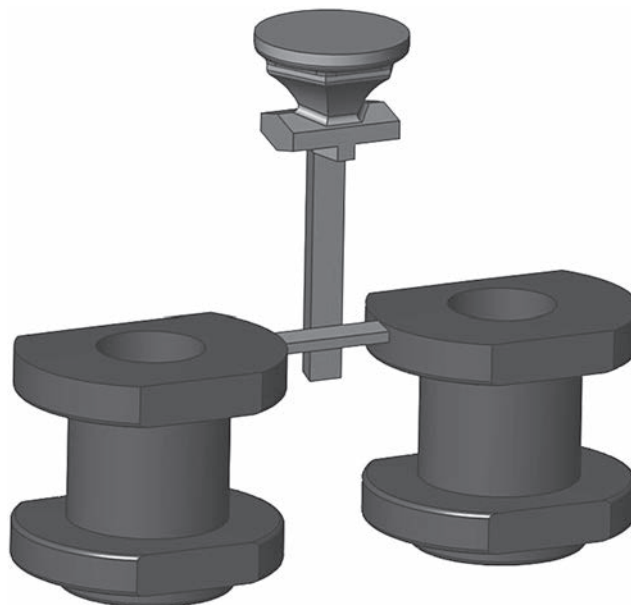
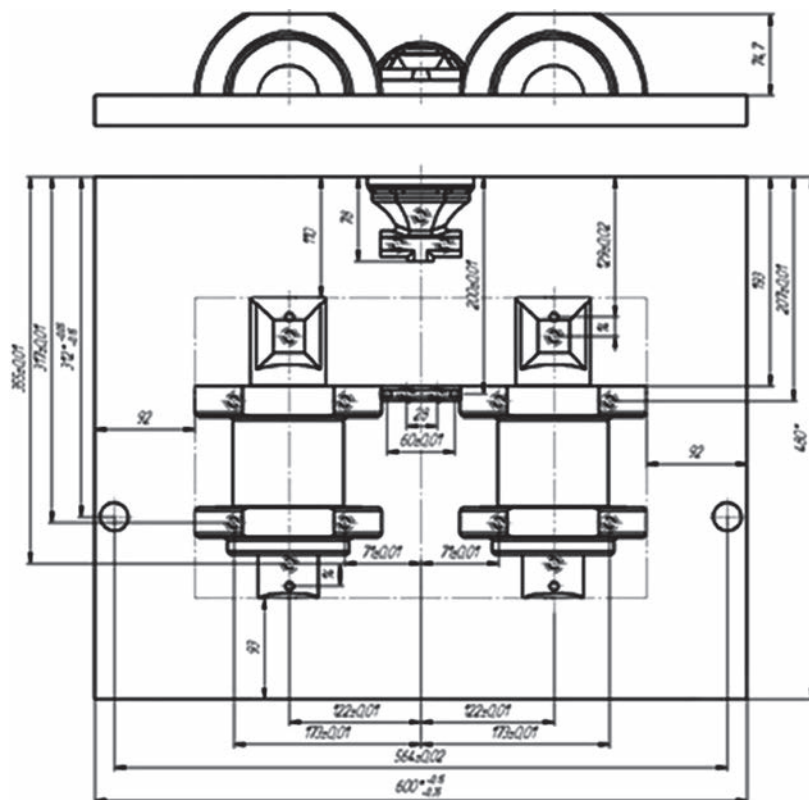


Рис. 9. Отливки «Корпус» с литниковой системой



плиты давления на подмодельной плите (рис. 11) и формы в сборе (рис. 12), которые необходимы для выполнения моделирования литейных процессов при заливке формы расплавленным металлом.

Для изготовления данного типа отливок применяем принцип вертикального литника, так как управляемая давлением литниковая система дает большие технические и экономические преимущества:

- производство доброкачественных отливок;
- высокая степень использования плит;

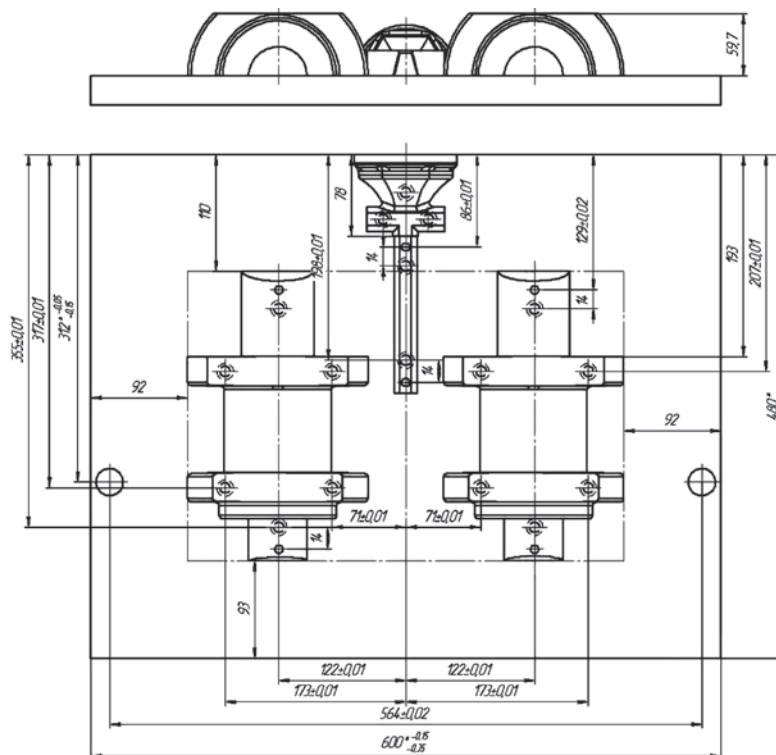


Рис. 11. Монтаж моделей плиты давления

- максимальный выпуск отливок;
- наибольшая производительность;
- однородная микроструктура в отливках;
- ограниченные размерные допуски;
- литниковая система, которую можно использовать для всех типов металла.

После определения конструкции литниковой системы располагаем модели на подмодельной плите с учетом минимальных толщин формовочной смеси (см. табл. 5) и минимальной длины питателей.

Для отливки с толщиной стенки 25 мм и общей высотой модели 75 мм верхняя кромка должна быть не менее $A = 70$ мм, боковая $B = 70$ мм, нижняя $C = 60$ мм. Выполняя эти требования и условие минимальной длины питателей, располагаем модели от бокового края подмодельной плиты на расстоянии 92 мм, верхней плоскости – 70 мм и нижней – 93 мм.

Подставляя в формулу (1) массу отливки $G = 10$ кг; коэффициент трения $m = 0,5$; время заливки $t = 10$ с; среднюю величину ферростатического давления $H_{\text{расч}} = 195$ мм, находим площадь питателя:

$$F_{\text{п}} = \frac{1036 \cdot 10}{10 \cdot 0,5 \cdot \sqrt{195}} = 148,38 \text{ мм}^2.$$

Принимаем $F_{\text{п}} = 149 \text{ мм}^2$.

Площадь сечения подводных литниковых каналов определяется суммой площадей сечений питателей, работающих от литникового канала: с увеличением площади на 20%, чтобы создать в литниковой системе избыточное давление:

$$\sum F = F_{\text{п1}} + F_{\text{п2}} = 149 + 149 = 298 \text{ мм}^2,$$

$$F_{\text{л.х.}} = 1,2 \sum F = 1,2 \cdot 298 = 357,6 \text{ мм}^2.$$

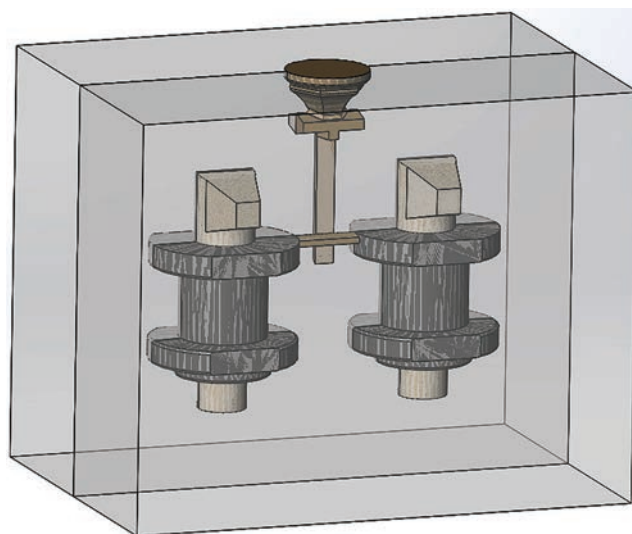


Рис. 12. Форма в сборе

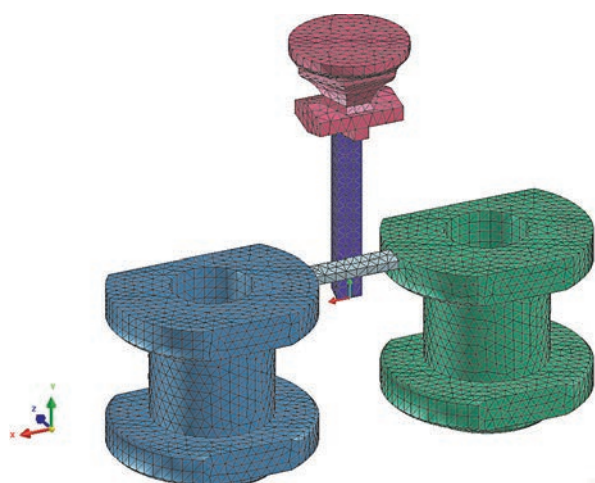


Рис. 13. Процесс генерации конечно-элементной сетки отливки «Корпус» с ЛПС (в программе Visual-Mesh)

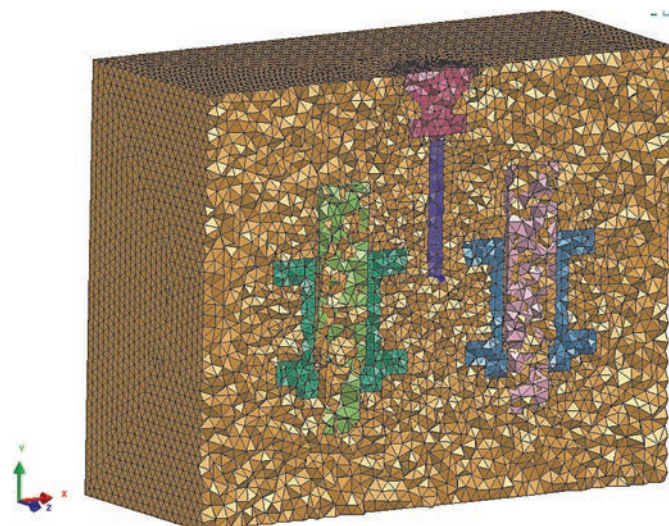


Рис. 14. Процесс генерации конечно-элементной сетки формы (в программе Visual-Mesh)

Так как ближайшее значение площади поперечного сечения литникового хода $F_{л.х.} = 363 \text{ мм}^2$, то принимаем литниковый ход № 7 ($a = 11 \text{ мм}$) из таблицы рис. 4.

Стандартные размеры чаш классифицируются в соответствии с расходом жидкого расплава (кг/с), который они могут обеспечить. Для определения нужного размера чаши, полную массу расплава (G_{ϕ}), заливаемого в форму, необходимо разделить на полное время заливки (t). Масса литниковой системы составляет 6,6 кг.

Общую массу залитого чугуна на одну форму определяем по формуле (5):

$$G_{\phi} = G + G_{лс} = 20 + 6,6 = 26,6 \text{ кг},$$

так как полное время заливки было равно $t = 10 \text{ с}$.

Необходимый расход наливной чаши составляет:

$$\frac{G_{\phi}}{t} = \frac{26,6}{10} = 2,66 \text{ кг/с}.$$

Выбираем наливную чашу № 3 по данным табл. 6.

На основании чертежей монтажа моделей на плитах давления и противодействия делаем эскиз формы в сборе, необходимый для выполнения процесса моделирования.

Разбиение на сетку производим в программе ProCast, при этом сохраняем отливку в Solid Works с расширением Parasolid (.x_t). Разбиваем на конечно-элементные сетки в системе Visual-Mesh. Задаем значение с размером тетраэдров 8 мм (рис. 13), затем строим форму и разбиваем ее на сетку с размером тетраэдров 8 мм (рис. 14). После получения удовлетворительного результата разбиения сетки модель отливки и формы готова для ввода исходных данных и запуска моделирования процесса литья. Файл с расширением «.mesh» используем для моделирования в ProCast и переименовываем на файл с расширением «.pro» для дальнейшей работы в программе Polygon. В программе LVMFlow есть свой генератор сетки. Параметры конечно-элементной сетки приведены ниже.

Количество элементов	Количество узлов	Размеры тетраэдров
479783	92612	8 мм

Моделирование литейных процессов проводили с использованием пакетов СКМ «Полигон», ESI ProCast, LVMFlow, которые позволяют моделировать следующие процессы: тепловые процессы при затвердевании, образование усадочных раковин, макро- и микропористости, гидродинамические процессы при заливке. Кроме того, формирование и расчет любых «критериев качества» для прогноза структуры, пригара, размыва формы, механических свойств, напряжений, трещин и др. Базовые модели (затвердевание, усадка и др.), опираясь на реальную физику процессов, максимально универсальны по сплавам и способам литья. Сплавы – алюминиевые, магниевые, медные, чугуны, стали, никелевые и др. Способы – в разовые литейные формы, в кокиль (в том числе водоохлаждаемый), ЛВМ, ВПФ, ЛПД, ЛНД,

жидкая штамповка, направленное затвердевание и др. В программных пакетах СКМ «Полигон», ESI ProCast используется метод конечных элементов, а в LVMFlow – конечных объемов.

В трех программных пакетах задавались идентичные начальные и граничные условия. Начальные и граничные условия, использованные при моделировании литейных процессов технологии изготовления отливки «Корпус», приведены в табл. 10–12.

Т а б л и ц а 10. Теплофизические свойства литейной формы

Материал литейной формы	Теплоемкость, кДж/(м³·К)	Теплопроводность, Вт/(м·К)
Песчано-глинистая смесь с влажностью 3,5%	1400,0–1400,360	0,6–1,5

Т а б л и ц а 11. Теплофизические свойства СЧ20

Плотность, кг/м³	Удельная теплоемкость, кДж/(кг·К)	Теплопроводность, Вт/(м·К)	Теплота затвердевания	$T_{лик}$, °С	$T_{сол}$, °С
7100	480	54	238000	1180	1080

Т а б л и ц а 12. Начальные условия

Температура заливки, °С	Температура литейной формы, °С	Линейная скорость заливки, м/с	Коэффициент температуропроводности через границу контакта отливка/форма, Вт/(м²·К)
1320	20	0,0594	500

При расчете процессов кристаллизации использованы данные о распределении температуры в литейной форме и отливках, полученные при моделировании процесса заполнения. Результаты моделирования приведены на рис. 15.

В результате моделирования установлено, что время затвердевания до температуры $T_{сол}$ составляет 700 с. Анализ усадочных дефектов в трех программных пакетах показал (рис. 15), что усадочные раковины образуются в теле отливки, глубина усадки до 20 мм, а вероятность образования более 90%. Таким образом, разработанная на первом этапе конструкция литниковой системы не позволяет изготавливать годные отливки «Корпус».

Для устранения выявленных недостатков необходимо предусмотреть в конструкции ЛПС установку питающих бобышек. С учетом объема образующейся усадочной раковины следует выполнить расчет геометрических размеров питающей бобышки, обеспечивающей изготовление бездефектной отливки «Корпус», и повторный расчет ЛПС.

Так как выбранному материалу СЧ20 (ГОСТ 1412-85) отливки «Корпус» характерна объемная усадка в размере 1,2%, расчет начинаем с узла питания и прибыли отливки.

Расчет модуля отливки M_c выполняем по формуле (7):

$$M_c = \frac{V_c}{A_c} = 0,95 \text{ см.}$$

Объем и площадь поверхности отливки определяем с использованием программы Solid Works 2012.

Модуль питателя отливки, который зависит от коэффициента критерия модуля K_m , рассчитываем по выражению (8):

$$M_F \geq 1,0 \cdot 0,95.$$

Из табл. 8 стандартных форм и размеров прибылей в зависимости от рассчитанного модуля питателя ($M_F = 0,95$ см) определяем размеры цилиндрической прибыли, которые соответствуют № 8.

Тогда диаметр прибыли (D_R) будет равен 55 мм.

Площадь сечения шейки прибыли вычисляется следующим образом:
диаметр шейки прибыли:

$$D_N \geq \frac{D_R}{3} = \frac{55}{3} = 18,3 \text{ мм,}$$

площадь круглого сечения шейки:

$$A_N = \frac{\pi D_N^2}{4} = \frac{3,14 \cdot 18,3^2}{4} = 263,85 \text{ мм}^2.$$

Выбираем форму шейки трапецеидальную, стороны которой равны: $a = 9,4$ мм; $b = 18,8$ мм; $c = 18,8$ мм.



Рис. 15. Результаты моделирования в 3-х программных пакетах: *а* – ProCast; *б* – LVMFlow; *в* – Poligon

В связи с горизонтальным расположением отливки в литейной форме и боковым расположением прибыли (рис. 16) для обеспечения лучшего питания отливки необходимо применить напорный тип литниковой системы.

Так как впускные питатели прибыли (F_1 и F_2) находятся под давлением, для расчета их площади используем формулу:

$$F_{\text{n}} = \frac{1036(G + G_{\text{np}})}{Tm\sqrt{H_m}}, \quad (10)$$

где $G = 10$ кг – масса отливки; $G_{\text{пр}} = 1,4$ кг – масса прибыли; $M = 0,5$ – фактор потерь; $T = 14 - 4 = 10$ с – время заливки; $H_m = 195$ мм – средняя величина ферростатического давления:

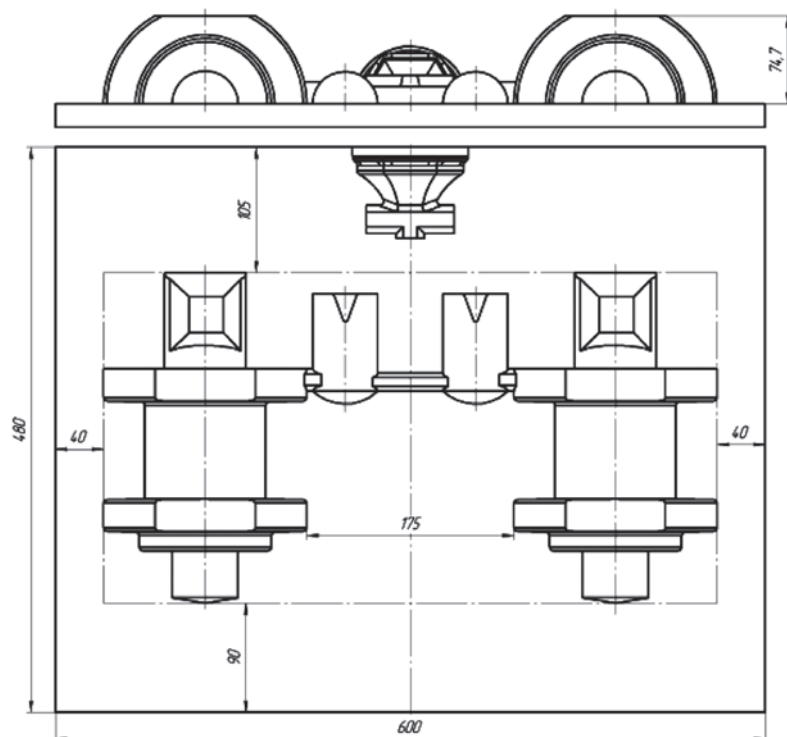


Рис. 16. Монтаж моделей с питающими бобышками на подмодельной плите

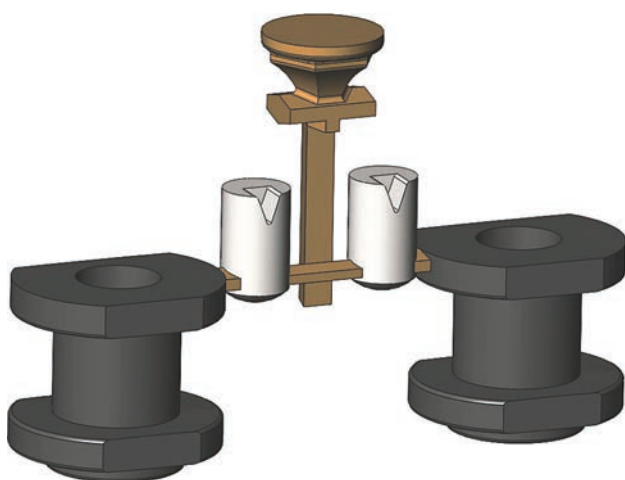


Рис. 17. Отливки «Корпус» с литниково-питающей системой

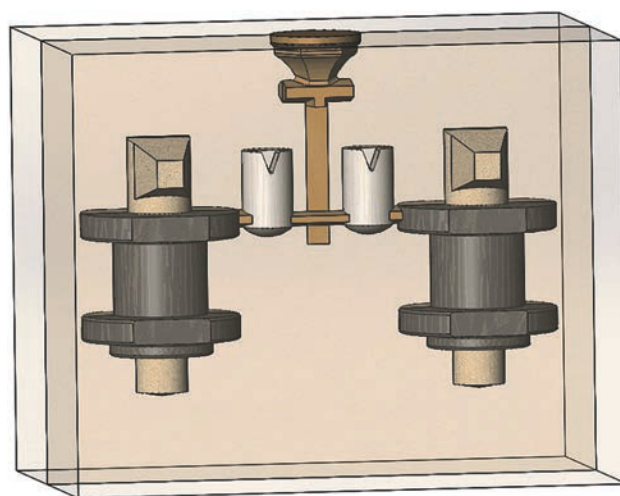


Рис. 18. Форма в сборе

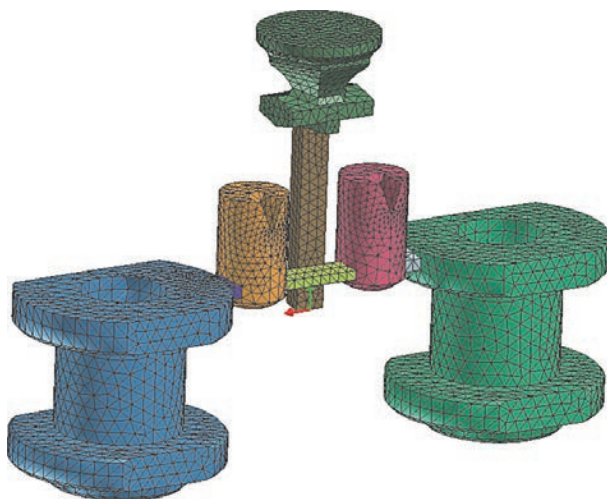


Рис. 19. Процесс генерации конечно-элементной сетки отливки с ЛПС (в программе Visual-Mesh)

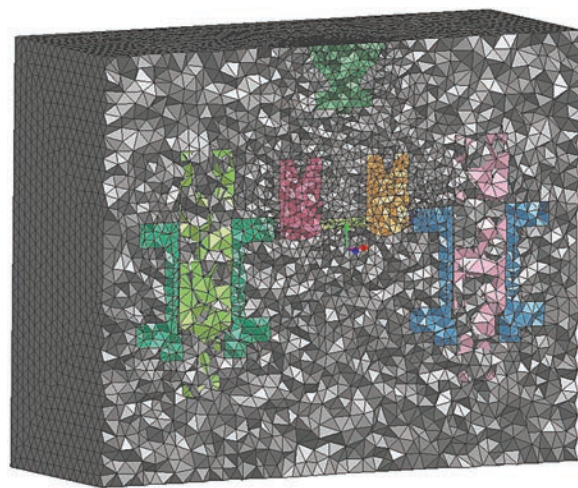


Рис. 20. Процесс генерации конечно-элементной сетки формы (в программе Visual-Mesh)

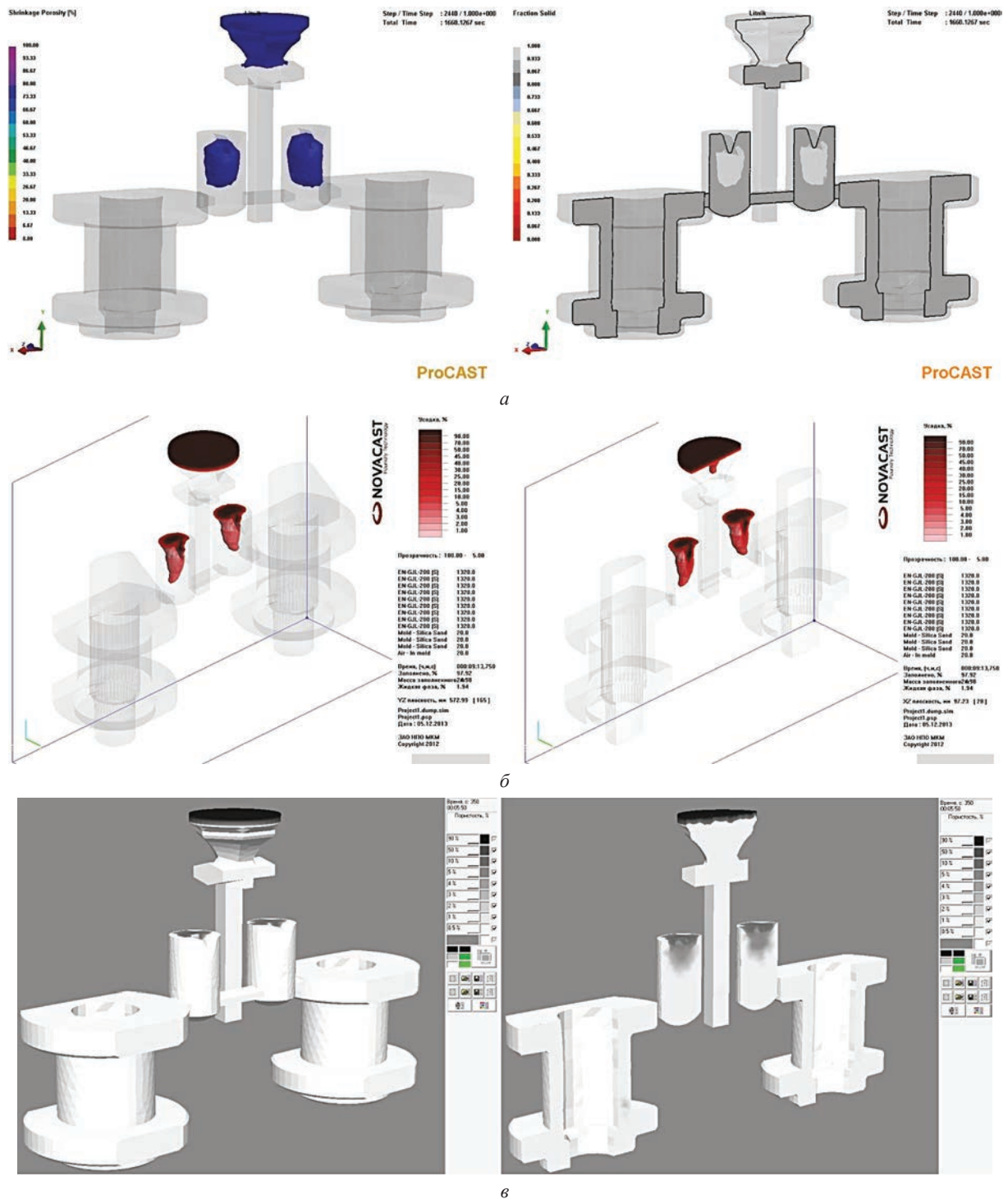


Рис. 21. Результаты моделирования в 3-х программных пакетах: а – ProCast; б – LVMFlow; в – Polygon

$$F_{\Pi} = \frac{1036(10+1,4)}{10 \cdot 0,5\sqrt{195}} = 169,15 \text{ мм}^2;$$

Принимаем $F_{\Pi} = 170 \text{ мм}^2$.

Площадь сечения подводных литниковых каналов определяется суммой площадей сечений питателей, работающих от литникового канала: с увеличением площади на 20%, чтобы создать в литниковой системе избыточное давление:

$$\sum F = F_{\Pi_1} + F_{\Pi_2} = 170 + 170 = 340 \text{ мм}^2,$$

$$F_{\text{л.х.}} = 1,2 \sum F = 1,2 \cdot 340 = 408 \text{ мм}^2.$$

Так как ближайшее значение площади поперечного сечения литникового хода $F_{л.х.} = 432 \text{ мм}^2$, то принимаем литниковый ход № 8 ($A = 12 \text{ мм}$) из таблицы рис. 4.

Для определения нужного размера чаши полную массу расплава в форме необходимо разделить на полное время заливки.

Принимаем, что подача (в рабочую полость) сплава из формы составляет приблизительно 75%, а общая масса отливок и прибылей в нашем случае равна $G = 20 \text{ кг}$; $G_{пр} = 2,8 \text{ кг}$.

Общая масса залитого чугуна на одну форму:

$$G_2 = G \cdot 1,33 = (20 + 2,8) \cdot 1,33 = 30,2 \text{ кг.}$$

Необходимый расход наливной чаши :

$$\frac{G_2}{T_2} = \frac{30,2}{10} = 3,02 \text{ кг/с.}$$

Выбираем наливную чашу № 4 по табл. 6.

На основании полученных результатов расчетов были построены 3D-модели отливок с литниково-питающей системой (рис. 17) и формы в сборе (рис. 18), которые необходимы для выполнения моделирования литейных процессов.

Начальные и граничные условия, использованные при моделировании литейных процессов технологии изготовления отливки «Корпус», приведены в табл. 10–12.

Результаты разбиения сетки, модель отливки и формы приведены на рис. 19, 20, а параметры конечно-элементной сетки – ниже.

Количество элементов	Количества узлов	Размеры тетраэдров
320121	63190	8–10 мм

При расчете процессов кристаллизации использованы данные о распределении температуры в литейной форме и отливках, полученные при моделировании процесса заполнения. Результаты моделирования приведены на рис. 21.

В результате моделирования установлено, что время затвердевания до температуры $T_{\text{сол}}$ составляет 730 с. В последнюю очередь расплав кристаллизуется в прибылях, что говорит о высокой эффективности рассчитанных прибылей, которые полностью выполняют функцию питания отливки расплавом. Анализ усадочных дефектов показал, что усадочные раковины образуются в прибылях, глубина усадки составляет до 40 мм, а вероятность образования более 90%.

Применение расчетов вертикальных литниковых систем с использованием стандартизованных элементов позволяет значительно сокращать время, затрачиваемое на разработку технологического процесса изготовления отливки.

Литература

1. Теория и технология литейного производства / Д. М. Кукуй, В. А. Скворцов, Н. В. Андрианов. В 2-х ч. Ч. 2. Технология изготовления отливок в разовых формах. Минск: Новое знание; М: ИНФА-М, 2011, 406 с.
2. Справочник DISA. Приложение к инструкции по эксплуатации безопасной автоматической линии DISA.

References

1. Kukuj D. M., Skvortsov V. A., Andrianov N. V. *Teorija i tehnologija litejnogo proizvodstva* [Theory and Technology foundry]. V 2-h ch. Ch. 2. *Tehnologija izgotovlenija otlivok v razovyh formah* [The technology of manufacture of castings in one-off forms]. Minsk: Novoe znanie Publ., Moscow, INFА-M Publ., 2011, 406 p.
2. *Spravochnik DISA*. Prilozhenie k instrukcii po jekspluatácii bezopachnoj avtomaticheskoi linii DISA [DISA directory. Appendix to the operating flaskless automatic DISA line instructions].



УДК 669.154

Поступила 16.02.2016

ВЫБОР МАТЕРИАЛА И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВКИ CHOICE OF MATERIAL AND MANUFACTURING TECHNOLOGY OF CASTING

Л. И. КУПРИЯНОВА, О. М. ШИКУРОВ, научный руководитель А. Н. Крутилин, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр-т Независимости, 65

L. I. KUPRIYANOVA, O. M. SHIKUROV, research supervisor A. N. Krutinin, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

В результате проведенной работы выбрали недефицитную сталь для изготовления отливки «Сектор звездочки экскаватора Камазу», которая широко используется как износостойкая сталь, работающая в условиях абразивного и ударно-абразивного износа. Проведено математическое моделирование процесса заполнения и затвердевания отливки, которое подтверждает правильность выбора технологии, отвечающей получению отливки без брака.

As a result of the carried out work abundant type of steel was chosen for casting production of asterisk of the excavator «Kamatsu». This type of steel is widely used as the wearproof steel working in the conditions of abrasive and shock – abrasive wear. Mathematical modeling of process of filling and hardening of casting was done and it confirmed a choice of the technology to produce casting without faulty parts.

Ключевые слова. Упрочнение, износостойкость, выбор материала, математическое моделирование, разработка технологии.

Keywords. Hardening, wear resistance, choice of material, mathematical modeling, development of technology.

Эксплуатация деталей машин, их долговечность во многом связаны с износостойкостью материалов, из которых они изготовлены. Механизм износа различен, поскольку он может быть вызван разными причинами: трением механических деталей друг о друга, царапанием твердых частиц о поверхность детали, воздействием внешней среды (ударное воздействие, воздействие струй жидкостей или газов и др.). Требования, предъявляемые к используемым материалам и их свойствам, различны и определяются реальными условиями эксплуатации деталей.

Большое количество деталей, работающих в условиях трения, абразивного и ударно-абразивного износа, получают в виде отливок с использованием различных литейных технологий. В этом случае дополнительными факторами, влияющими на характер износа и эксплуатационную стойкость деталей, являются технологические параметры литья той или иной отливки. При разработке технологии термической обработки отливок необходим учет реальной структуры и фазового состава отливки.

В настоящее время для деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания, используются углеродистые, легированные стали и чугуны.

Для правильного и эффективного использования существующих материалов требуется точное представление о физико-механических процессах, протекающих при трении и износе с учетом реальных условий эксплуатации.

В литературе встречается много работ, посвященных характеру изменения структуры поверхностных слоев материалов в зависимости от условий их работы. В условиях ударно-абразивного изнашивания увеличение скорости удара до 3–5 м/с снижает износостойкость сталей различных структурных классов. При более высоких скоростях удара (6–8 м/с) износостойкость сталей повышается. С увеличением скорости удара происходит интенсивная пластическая деформация металла, ведущая к упрочнению поверхностного слоя. Энергия удара играет свою роль в процессе износа, с увеличением энергии удара характер зависимости удельного износа стали от скорости удара остается прежним, однако коли-

чественно при увеличении энергии удара износ возрастает. Увеличение скорости удара оказывает более сильное влияние на удельный износ, чем увеличение энергии удара [1].

У сталей перлитного и мартенситного классов при низкой пластичности и высокой твердости ударно-абразивный износ происходит в результате хрупкого выкрашивания отдельных микрообъемов поверхности соударения. Стали аустенитного класса изнашиваются в результате многократной пластической деформации, ведущей к упрочнению поверхностного слоя, наклепу и усталостному разрушению, при этом глубина упрочненного слоя сталей аустенитного класса на порядок выше. Поэтому при выборе материала деталей необходимо учитывать режим нагружения.

Из наиболее известных износостойких сталей, обладающих высокой износостойкостью при трении с давлением и ударами, следует отметить сталь Г13Л (сталь Гатфильда), содержащую 1,13% С и 13% Мп. Обычно эта сталь используется как в деформированном, так и в литом состоянии. Механические свойства литой стали после закалки: $\sigma_B = 780\text{--}980$ МПа, $\sigma_{0,2} = 255\text{--}390$ МПа, $\delta = 40\text{--}50\%$, НВ = 180–220. Высокая износостойкость стали, несмотря на низкую твердость, объясняется ее склонностью к наклепу при эксплуатации. Сталь имеет высокий порог хладноломкости. На сопротивление износу оказывает влияние превращения части аустенита в мартенсит ($\approx 1,5\%$), основную роль в упрочнении при эксплуатации отводят деформированию аустенита, что обеспечивает создание особой дислокационной структуры. Высокая вязкость аустенита, его прочность и сопротивление износу дают возможность эффективно использовать эту сталь для деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа (детали камнедробилок, траки гусениц тракторов, крестовины и др.) [2].

Образование оптимального количества мартенсита в ходе изнашивания отвечает наилучшему «приспособлению» структуры поверхностного слоя и определяет его самоупрочнение в ходе эксплуатации. Максимальная износостойкость достигается в случае реализации двух механизмов: деформационного упрочнения аустенита и получения оптимального количества мартенсита деформации.

Режим и условия изнашивания, определяющие величину энергетического воздействия, напряженное состояние, возникающее при контактном воздействии абразивных частиц с поверхностью, оказывают значительное влияние на интенсивность протекания фазовых и структурных превращений в сталях с различной стабильностью аустенита. Существенную роль играет содержание углерода в мартенсите. Соответственно в сталях с повышенным содержанием углерода как эффект упрочнения от мартенситного превращения, так и эффект деформационного упрочнения – намного выше.

В работе [3] исследовали новый для работы в условиях абразивного изнашивания материал – среднелегированную сталь, упрочненную выделениями дисперсной второй фазы. Этот принцип упрочнения сталей для работы в условиях абразивного изнашивания является весьма эффективным, обеспечивая получение высокой стойкости материала в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания.

Получение структуры с равномерно распределенными дисперсными карбидами V, образующимися при закалке с изотермической выдержкой, вызывает увеличение сопротивляемости пластической деформации при вдавливании абразива в поверхность и приводит к равномерному деформированию без появления различного рода дефектов в малых локализованных объемах металла, взаимодействующего с абразивом при изнашивании и соответственно повышает износостойкость.

Повышение долговечности быстроизнашивающихся деталей может быть достигнуто путем применения Fe-C-Cr-V-сплавов, в которых реализован эффект композиционного упрочнения. Под композиционным упрочнением понимается упрочнение за счет объемного армирования матрицы сплава карбидной фазой в виде дендритообразного каркаса, за счет чего Fe-C-Cr-V-сплавы обладают высоким комплексом механических и противоизносных свойств. Количество карбидной фазы для каждого вида основы литых Fe-C-Cr-V-сплавов соответствует верхней и нижней границе диапазона содержания углерода, в котором реализован эффект композиционного упрочнения.

В случае изнашивания при трении о высокотвердые абразивные частицы основным механизмом изнашивания сплавов является микрорезание поверхностей абразивными частицами, при трении о кварцевые частицы – совместное протекание микрорезания и пластического деформирования при значительном возрастании последнего с увеличением содержания карбидной фазы. При изнашивании сплавов с мартенситно-аустенитной и мартенситной матрицами ударом об абразивную поверхность определяющим процессом является хрупкое отделение частиц износа. При ударно-абразивном изнашивании сплавов с аустенитной матрицей важными являются процессы пластического передеформирования микрообъемов основы.

Наиболее благоприятной с точки зрения сопротивления изнашиванию при трении об абразивную поверхность служит мартенситно-аустенитная структура со значительным содержанием карбидной фазы, при ударе об абразивную поверхность – аустенитная структура.

В процессе изнашивания при воздействии абразива возможно протекание структурных превращений в поверхностных слоях сплавов.

В настоящее время разработаны стали [4] с интерметаллидным упрочнением, классифицируемые как высокопрочные мартенситно-старующие стали. Их особенность состоит в том, что вследствие малого содержания углерода (0,03%) при закалке стали получается практически безуглеродистый мартенсит, содержащий большое количество легирующих элементов. При нагреве (отпуске) этих сталей выделяется большое количество высокодисперсных интерметаллических фаз. Примеры таких сталей H18X8HT, H18X12M5T2. Имеются такие сплавы с меньшим содержанием никеля (8–10%). Легирующие элементы (титан и др.) образуют с никелем соединения типа NiTi, Ni₃Ti и др.

Фазовый состав сталей после закалки – безуглеродистый мартенсит и аустенит. Ряд легирующих элементов в аустените имеют большую растворимость, чем в мартенсите, и при нагреве часть легирующих элементов в результате $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения переходит в мартенсит. Основное упрочнение достигается при выделении интерметаллидов.

Анализ превращений, происходящих при нагреве, позволяет говорить о том, что при использовании этих сталей в качестве износостойких при абразивном и ударно-абразивном износе сопротивление износу достигается превращением аустенита в мартенсит, деформированным упрочненным аустенитом и выделением высокодисперсных интерметаллидов.

Уровень прочности мартенситно-старующих сталей определяется главным образом количеством высокодисперсного мартенсита, а уровень пластичности – наличием аустенита.

Наилучшее сочетание мартенсита и аустенита – 70–80% мартенсита и 20–30% аустенита. Для деталей, работающих в условиях интенсивного износа, сплавы могут быть использованы в закаленном состоянии. Процесс отпуска будет происходить в процессе эксплуатации в условиях повышенных температур и деформационных воздействий.

Многочисленные исследования и особенности эксплуатации показывают, что большое значение в обеспечении эксплуатационных характеристик деталей машин имеет состояние поверхностного слоя. Придание рабочей поверхности деталей специальных свойств в процессе обработки – одна из главных задач современного машиностроения.

К числу основных направлений интенсификации и создания новых методов обработки относятся использование различных видов энергии (энергии удара, низко- и высокочастотного ультразвуковых колебаний и т. д.), комбинирование нескольких схем обработки, в том числе с использованием различных видов энергии с более высокими и сверхвысокими параметрами, вызывающими качественно новые изменения состояния обрабатываемого материала. Для обеспечения заданных показателей качества деталей при максимальной производительности и минимальной себестоимости необходимо осуществлять целенаправленное управление ходом технологического процесса обработки, а именно, факторами, оказывающими доминирующее влияние на процесс формирования поверхностного слоя деталей.

Нужно создать такие первичные структуры и свойства поверхностных слоев, которые бы в конкретных условиях эксплуатации изменялись в сторону улучшения. Улучшение микрогеометрии поверхностей трения в эксплуатации, как правило, связано с деформированием микрообъектов поверхностных слоев, текстурированием и тонким диспергированием структурных составляющих. Дополнительное упрочнение этих слоев происходит за счет пластической деформации микрообъектов, изменения химического состава в направлении формирования прочных и пластичных вторичных структур, хорошо связанных с основным металлом.

Для повышения сопротивления износу может быть использована и поверхностно-пластическая деформация, которая оказывает существенное влияние на изменение структурно-чувствительных физико-механических и химических свойств в металле поверхностного слоя.

Максимальное упрочнение достигается у каждого металла при определенном давлении деформирующего элемента. У более мягких и пластичных металлов – при меньшем, а у твердых и менее пластичных – при большем давлении. Наибольший прирост твердости имеют металлы со структурой мартенсита закалки, наименьший – сорбитные структуры.

Таким образом, на основании литературных данных для обеспечения высокой износостойкости деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного износа, используются углеродистые

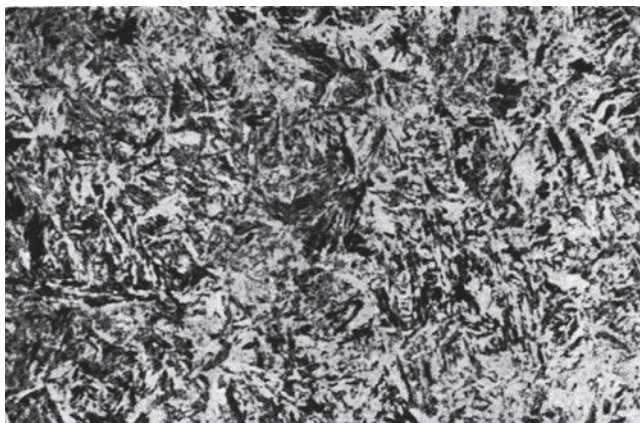


Рис. 1. Структура стали, закаленной и нагретой до 150 °С.
Твердость стали составляет 58 ед. HRC



Рис. 2. Бейнит в структуре стали

и легированные стали, структура которых обеспечивает реализацию разных механизмов сопротивления износу в процессе эксплуатации.

Известно, что в низко- и среднеуглеродистых сталях при закалке образуется пакетный мартенсит. Между кристаллами мартенсита находятся прослойки остаточного аустенита толщиной 20–50 нм. Содержание остаточного аустенита в стали ~2%.

Структура стали 45Л в отожженном состоянии – феррит + перлит, $HV = 180$, $\sigma_B = 780$ МПа, $\delta = 15\%$, $a_K = 400$ кДж/м², $T_{\text{зак}} = 830\text{--}900$ °С. Охлаждение $V_{\text{охл}} > V_{\text{кр}}$, т. е. холодная вода. Температура начала мартенситного превращения стали 45 $M_n \sim 300$ °С. Поэтому при охлаждении возможно образование сегрегатов углерода в аустените, которые наследуются мартенситом.

Поскольку сталь 45Л не дефицитна и используется как износостойкая, работающая в условиях абразивного и ударно-абразивного износа (детали экскаватора в экспортном исполнении), необходимо установить оптимальный вариант ее термической обработки, обеспечивающий достаточное сопротивление изнашиванию.

Исследованы структура и свойства стали после закалки от температуры 850 и 1000 °С. Структура стали, закаленной от 850 °С, – мелкоигольчатый мартенсит. Твердость стали соответствует 60 ед. HRC. Нагрев закаленной стали до 150 °С производится для рассмотрения структуры, имеющей место при эксплуатации. Поскольку в условиях эксплуатации сталь испытывает силовые (деформация) и температурные (тепловой эффект) нагрузки, то превращения при этом аналогичны превращениям, происходящим при низком отпуске (самоотпуск). Структура стали после закалки при 850 °С и нагреве до 150° С представлена мелкоигольчатым мартенситом отпуска, образовавшейся ϵ -фазой и высокодисперсными выделениями цементита. При этом мартенсит может деформационно упрочняться за счет ударных воздействий (рис. 1).

При ударно-абразивном износе возможно появление бейнита (рис. 2).

При закалке от 1000 °С образуется крупноигольчатый мартенсит низкой твердости. Структура образца стали, взятого из сектора звена звездочки экскаватора после эксплуатации, представлена на рис. 3.

Сопротивление износу (абразивному и ударно-абразивному) деталей, отлитых из стали 45Л, можно объяснить главным образом упрочнением мартенсита карбидами. Распад аустенита закалки при эксплуатации аналогичен распаду мартенсита при низком отпуске. Вклад превращения остаточного аустенита в мартенсит при его упрочнении не велик, так как его количество незначительно. Такая трактовка сопротивления износу подтверждается тем, что при нагреве закаленной стали до 150 °С твердость сохраняется. Таким образом, механизм, обеспечивающий сопротивление износу, соответствует карбидному.

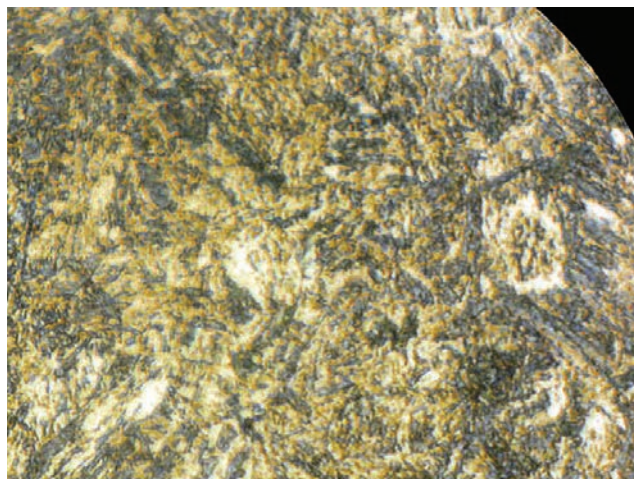


Рис. 3. Структура стали после эксплуатации

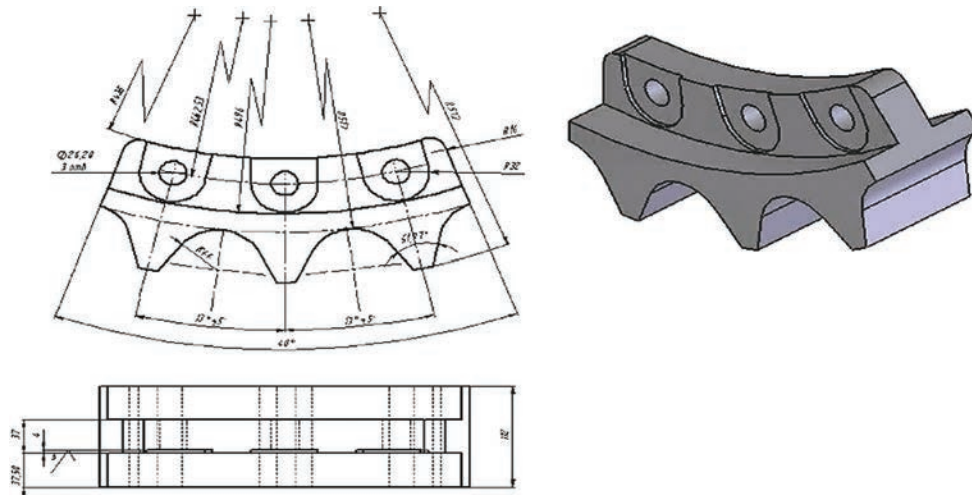


Рис. 4. Чертеж детали и ее трехмерный вид

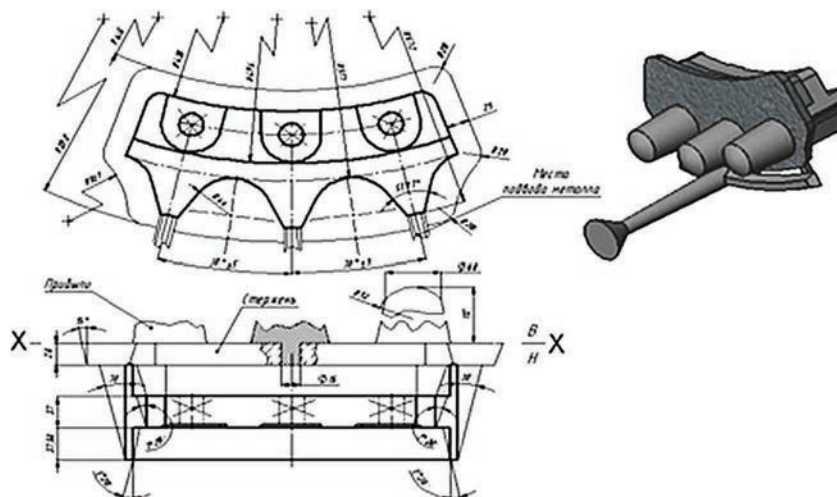


Рис. 5. Литейно-модельные указания

Сталь 45Л может быть использована для отливки деталей, работающих в условиях ударно- и ударно-абразивного износа, после закалки от 850° С. При этом реализуется дисперсионный (карбидный) механизм сопротивления износу.

В качестве объекта исследования выбрана деталь «Сектор звездочки экскаватора «Камацу». На детали (рис. 4) имеется ряд углублений, подлежащих обработке. Но, учитывая то, что размеры обрабатываемых участков невелики, а глубина выемок соответствует 4 мм, целесообразно отказаться от их выполнения непосредственно литьем. В свою очередь это позволит сократить расходы на изготовление модели и снизить себестоимость отливки.

Литейно-модельные указания приведены на рис. 5 (ГОСТ 3212-92).

Построение трехмерной модели этой отливки осуществляли в системе SolidWorks, которая является фактическим стандартом трехмерного твердотельного моделирования и известна на многих предприятиях и проектных организациях всего мира. Система представляет собой мощный инструмент для проектирования сложных деталей, сборок, чертежей, имеет широкий набор средств организации коллективной работы над проектом с применением Internet-технологий, обмена данными, моделирования и др. Модель отливки создается на базе уже созданной модели детали путем прибавления припусков на механическую обработку, формовочных уклонов, литейных радиусов, увеличения размеров отливки на величину усадки. Модели всех элементов литниковой системы (питателей, шлакоуловителей, стояка, воронки, дросселя и др.) создаются отдельно, для возможности дальнейшего редактирования и создания базы данных типовых элементов. Соединение элементов модели ведется в специальном файле «Сборка».

Созданная объединенная трехмерная модель и конечно-элементная сетка передаются в пакет «ПОЛИГОН», где осуществляется моделирование гидродинамики процесса заполнения формы расплавом и процесса кристаллизации отливки. В результате проведенного расчета определены вероятные места

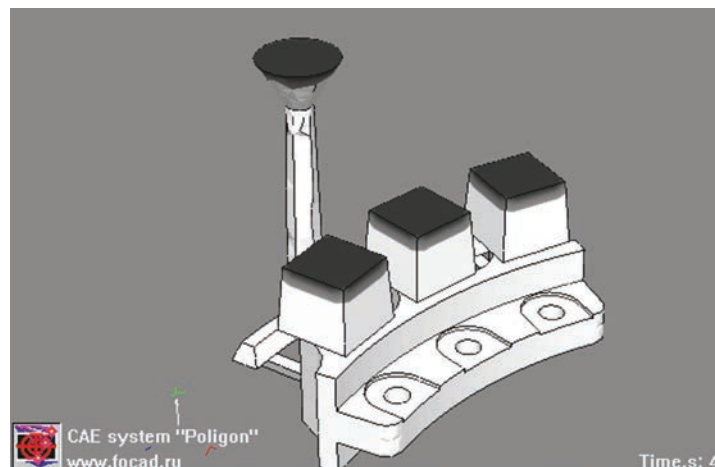


Рис. 6. Результаты моделирования

возникновения брака по усадочным раковинам и пористости. Виртуальное математическое моделирование позволяет предварительно с помощью изменения конструкции отливки, конфигурации прибылей, уменьшения припусков на механическую обработку рассмотреть возможность предотвращения данного вида брака. На основании анализа результатов компьютерного моделирования с помощью «ПОЛИГОН» возможно оптимизировать наиболее важные технологические параметры литья, снизить материальные затраты и время на проектирование и доводку литейной технологии.

Данные по определению мест вероятного образования пористости приведены на рис. 6.

Исходя из результатов моделирования, сделан вывод о соответствии технологии изготовления отливки требованиям, исключающим получение брака в виде пористости.

Таким образом, в результате проведенной работы выбрали недефицитную сталь для изготовления отливки «Сектор звездочки экскаватора «Камацу», которая широко используется как износостойкая сталь, работающая в условиях абразивного и ударно-абразивного износа. Проведено математическое моделирование процесса заполнения и затвердевания отливки, которое подтверждает правильность выбора технологии, отвечающей получению отливки без брака. Технология предусматривает литье в разовые формы с использованием стержней, изготовленных по Hot-Vox-процессу в специально сконструированных разъемных стержневых ящиках.

Литература

1. М а т в е е в с к и й Б. Р. Разработка метода испытания и исследование ударно-абразивного изнашивания сталей при различных скоростях удара: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1980.
2. Г у л я е в А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1981.
3. Ч а й к о в с к и й К. Р. Изнашивание дисперсно-упрочненных сталей при абразивном и ударно-абразивном изнашивании: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1988.
4. Б о д я к о М. Н., А с т а п ч и к С. А., Я р о ш е в и ч Г. Б. Мартенситно-стареющие стали. Мн.: Наука и техника, 1976.

References

- М а т в е е в с к и й Б. Р. Razrabotka metoda ispytaniya i issledovanie udarno-abrazivnogo iznashivaniya stalej pri razlichnyh skorostyah udara [The development of the test method and the study of impact-abrasive wear of steels at different impact velocities]. Avtoref. kand. tehn. nauk, Moscow, 1980.
1. G u l j a e v A. P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981.
 2. Ч а й к о в с к и й К. Р. Iznashivanie dispersno-uprochnjonnyh stalej pri abrazivnom i udarno-abrazivnom iznashivanii [Wear a dispersion-hardened steels with abrasive and shock-abrasive wear]. Avtoref. kand. tehn. nauk, Moscow, 1988.
 3. B o d j a k o M. N., A s t a p c h i k S. A., J a r o s h e v i c h G. B. *Martensitno-starejushhie stali* [Maraging steel]. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1976.

www.rmz.by



КАЧЕСТВО С ОТЛИЧИЕМ



Мы производим

отливки из чугуна марок СЧ15-СЧ25
ГОСТ 1412-85 и ВЧ50 ГОСТ 7293-85
массой от 2 до 19000 кг по чертежам
заказчика. Освоены сложные виды литья для
станкостроения, машиностроения,
автомобилестроения, нефтегазовой и
металлургической промышленности,
метростроя, сельского хозяйства.



Республика Беларусь, 246647,
г. Гомель, ул. Барыкина, 240
Приемная: тел.: +(375 232) 46-44-11;
тел./факс: +(375 232)46-00-90
E-mail: office@glz-centrolit.by
Отдел продаж: тел.: +(375 232) 46-43-80;
т./ф. +(375 232) 46-07-60
E-mail: op@glz-centrolit.by
Отдел маркетинга: тел.: +(375 232) 46-43-79;
тел./факс:+(375 232) 46-05-45
E-mail: glz-centrolit@mail.ru, info@centrolit.com,
www.glz-centrolit.by



ЛИТЕЙНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ

- Комплексные проекты по созданию новых и модернизации действующих литейных предприятий и цехов
- Технологии и оборудование для производства отливок из цветных и железоуглеродистых сплавов
- Смесеприготовительное оборудование
- Технологии и оборудование для производства песчаных стержней
- Формовочное оборудование
- Проектирование и изготовление сложнопрофильной оснастки

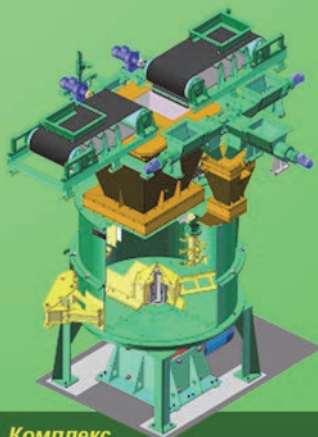
Оборудование для производства стержней



Машина стержневая



Комплекс стержневой



Комплекс
смесеприготовительный



Комплекс оборудования
для изготовления форм и
стержней из ХТС

ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г. Минск, ул. Машиностроителей, 28
Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322
E-mail: niilit@mail.belpak.by; belniilit@gmail.com
www.belniilit.by

Оборудование для производства отливок гильз цилиндров



Комплекс оборудования



Машина центробежная
карусельная



Машина кокильная карусельная



Машина кокильная
однопозиционная специальная

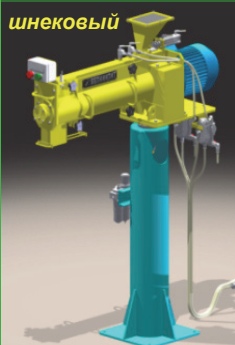


Комплекс кокильный

Оборудование для производства отливок

Смесители для приготовления
песчано-смоляных смесей

шнековый



скребковый



РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩАЯ ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ТОЧНОГО ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

Институтом технологии металлов разработаны технология и комплекс оборудования для точного литья по газифицируемым моделям. Данная технология обладает рядом преимуществ по сравнению с традиционными методами литья и позволяет получать отливки массой от 10 г до 150 кг с чистотой поверхности Rz40, размерной точностью до 7 класса из углеродистых и легированных сталей, серых, высокопрочных чугунов, бронз и латуней, алюминиевых сплавов.

Технология внедрена на **ООО "СПЕЦЛИТ"**.



Преимущества

- уменьшение затрат на вспомогательные материалы в 3-5 раз;
- сокращение трудозатрат в 2-4 раза;
- снижение потребления электроэнергии в 2-4 раза;
- оптимальное использование производственных площадей.



Суть технологического процесса литья по газифицируемым моделям сводится к получению отливок путем замещения жидким расплавом заформованной в песок-наполнитель модели, изготовленной из газифицируемого материала с применением соответствующих противопопригарных покрытий и включает два этапа: изготовление моделей и изготовление отливок

в состав отделения изготовления моделей входит оборудование участков:

- хранения
- предварительной подготовки полистирола
- изготовления моделей
- сборки моделей и модельных блоков
- окраски и сушки модельных блоков



куст пенопластовых моделей



плавильно-заливочный участок

в состав отделения изготовления отливок (формовочно-заливочный участок):

- сборка и формовка моделей в контейнерах
- заливка
- охлаждение
- удаление деталей и высыпка песка
- нейтрализация газов и пыли.

Технология ЛГМ позволяет объединить несколько отливок в одну, уменьшая при этом долю механической обработки, минимальные литейные уклоны позволяют добиться максимального соответствия габаритов отливки требованиям чертежа.



**ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ
НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ**

212030, Бялыницкого-Бирули, 11, Могилев, Беларусь
Факс +375 222 28 01 49 Тел.+ 375 222 27 93 67
info@itm.by http://www.itm.by

Конвейеры для разливки цветных сплавов в слитки



Конвейеры мод. 46186 и 46190 предназначены для разливки цветных сплавов в изложницы и получения отливок типа «Чушка» и «Конус».

Конвейеры могут работать в непрерывном и периодическом циклах, в ручном (наладочном) и полуавтоматическом режимах.



Мод.46186



Мод.46190

Технические характеристики конвейеров

Характеристика	Параметр	
	мод.46186	мод.46190
1. Заливаемый металл	сплавы алюминия/ медные сплавы	сплавы алюминия
2. Производительность, кг/час,	до 1200/3000	до 650
3. Скорость движения конвейера (регулируемая), м/мин	до 7	до 7
4. Наибольший линейный размер слитка, мм, не более	680×125×90	60
5. Расстояние от уровня пола до низа заливочного желоба в зоне разлики металла в изложницу, мм, не более	1000	1110
6. Расстояние от уровня пола до нижней кромки склиза, точки выдачи готовых отливок, мм, не менее	-	1000
7. Установленная мощность, кВт, не более	0,55	0,7
8. Расход сжатого воздуха, м³/ч	3,1	3,1
9. Расход воды, м³/ч	0,12	0,12
10. Габаритные размеры конвейера (Д×Ш×В), мм:	5410×1500×2200	5612×1651×2858
11. Масса конвейера, кг	4500±100	2740±100

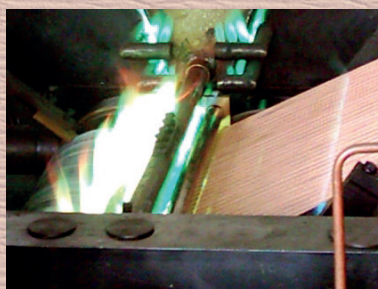
ОАО «БЕЛНИИЛИТ»

РБ, 220118, г.Минск, ул.Машиностроителей, 28
 Тел.: +375 17 341 0822 Факс: +375 17 340 0322
 E-mail: niilit@mail.belpak.by; belniilit@gmail.com
www.belniilit.by

ЭНЕРГО-РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ЛИТЕЙНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ



установка электрошлакового
переплава



литье армированной
хлористомедной ленты



установка непрерывно-
циклического литья
намораживанием



ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

Беларусь, 212030, г. Могилев, ул. Бялыницкого-Бирули, 11

Факс +375 222 28 01 49 Тел. +375 222 27 93 67

info@itm.by <http://www.itm.by>



линия непрерывного
горизонтального литья



установка непрерывного
литья проволоки

